



UNIVERSIDAD NACIONAL DE EDUCACIÓN A DISTANCIA

ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES  
Departamento de Ingeniería de Construcción y Fabricación

ANÁLISIS COMPARATIVO DEL COMPORTAMIENTO DE ACEROS  
DE MUY ALTA RESISTENCIA (DUAL-PHASE) EN PROCESOS DE  
EMBUTICIÓN DE CHAPA DE PIEZAS SIN SIMETRÍA DE  
REVOLUCIÓN

TESIS DOCTORAL

JOSÉ MARÍA GUTIÉRREZ REGUERAS  
Máster Universitario en Ingeniería Avanzada de Fabricación

Madrid, 2015

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA DE CONSTRUCCIÓN Y  
FABRICACIÓN  
ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES

ANÁLISIS COMPARATIVO DEL COMPORTAMIENTO DE ACEROS  
DE MUY ALTA RESISTENCIA (DUAL-PHASE) EN PROCESOS DE  
EMBUTICIÓN DE CHAPA DE PIEZAS SIN SIMETRÍA DE  
REVOLUCIÓN

Dra. Dña. ANA MARÍA CAMACHO LÓPEZ  
Directora de la tesis

JOSÉ MARÍA GUTIÉRREZ REGUERAS  
Doctorando

# Agradecimientos

Parece muy típico y no por ello menos importante agradecer al Tutor/a de la tesis la dirección recibida para la realización de la misma. En este caso quería salirme un poco de lo establecido y agradecer muy sinceramente a la Dra. Ana María Camacho López, no solamente su ayuda durante la realización de este trabajo, que ha sido mucha, sino su sincera amistad, ya que muchos han sido los momentos en los que mi ánimo ha zozobrado por uno u otro motivo y ella ha sabido, con un simple correo electrónico o unas palabras amables, llevarme de vuelta al camino. No ha habido mensaje en el que no añadiera unas palabras de alivio, o un empujoncito de ánimo, consiguiendo que el hándicap de una universidad a distancia como la UNED desapareciera, consiguiendo en definitiva convertirme en mejor persona.

Quería agradecer al Grupo Segura, empresa en la que trabajo actualmente, los conocimientos de estampación e ingeniería que me han transmitido sus profesionales, tanto los más nuevos como los más antiguos del lugar; especialmente a estos últimos por creer en las nuevas tecnologías y en su posible implementación en nuestros procesos productivos.

A mi familia y a mis padres en especial no puedo más que expresar el más grande de los agradecimientos por todos los esfuerzos que han hecho para que, desde una posición muy, muy humilde y una vida de sacrificios, hoy pueda estar escribiendo estas palabras.

A Ángela le dedico todo el esfuerzo y cariño depositado en el presente trabajo, por darme su amor incondicional y una vida plena de satisfacciones, por todo el apoyo que me brinda sin pedir nada a cambio, por ser en resumen la mejor de las compañeras en el camino de la vida.

Este trabajo se ha realizado en el marco de la Convocatoria de Ayudas para apoyo a la actividad docente e investigadora de los Departamentos de la E.T.S. de Ingenieros Industriales de la UNED.

# Índice

<b>Lista de símbolos y nomenclatura</b>	<b>VII</b>
<b>Lista de figuras</b>	<b>X</b>
<b>Lista de tablas</b>	<b>XX</b>
<b>Planteamiento y resumen de la Tesis</b>	<b>XXII</b>
<b>1 Introducción</b> .....	<b>1</b>
1.1 Contextualización .....	1
1.2 Objetivos de la tesis doctoral .....	3
<b>2 Interés tecnológico y clasificación de los aceros de doble fase</b> .....	<b>5</b>
2.1 Introducción .....	5
2.2 Aceros monofase: mejora de las propiedades mecánicas .....	8
2.2.1 Aceros monofase no aleados.....	8
2.2.2 Aceros monofase aleados.....	10
2.3 Aceros de doble fase .....	12
2.3.1 Introducción.....	12
2.3.2 Características microestructurales .....	13
2.3.3 Tratamientos termo-mecánicos para la obtención de aceros de doble fase .....	18
2.3.4 Influencia de la composición química .....	22
2.3.5 Clasificación y características de aceros doble fase más comercializados .....	24
<b>3 Evolución histórico-tecnológica y conformabilidad de los procesos de embutición</b> .....	<b>29</b>
3.1 Caracterización general de los procesos de embutición .....	29
3.2 Estado tensional y deformacional en un proceso de embutición cilíndrica .....	35
3.3 Estado tensional y deformacional en un proceso de embutición de chapa de piezas sin simetría de revolución .....	40
3.4 Diagramas Límite de Conformado (Forming Limit Diagrams FLD).....	42
3.4.1 Generalidades.....	42
3.4.2 Modelos teóricos basados en la estricción.....	45
3.4.3 Modelos de fractura dúctil .....	50

3.5	Consideraciones generales sobre parámetros geométricos .....	54
3.5.1	Introducción .....	54
3.5.2	Radio de matriz ( $Rd$ ) .....	54
3.5.3	Radio de esquina ( $Rpc$ ) .....	56
3.5.4	Espesor inicial de la chapa ( $t_0$ ) .....	57
3.5.5	Radio del punzón ( $Rp$ ) .....	57
3.5.6	Relación largo/ancho(LD) .....	58
<b>4</b>	<b>Metodología de análisis .....</b>	<b>60</b>
4.1	Planteamiento.....	60
4.2	Definición del modelo geométrico inicial.....	60
4.3	Aceros estudiados .....	64
4.3.1	Datos iniciales.....	64
4.3.2	Diagramas límite de conformado a fractura ( $FFLD$ ).....	66
4.4	Diseño de experimentos ( $DOE$ ).....	68
4.4.1	Introducción .....	68
4.4.2	Metodología del análisis mediante $DOE$ .....	69
4.4.3	Superficies de respuesta.....	70
4.5	Modelo de elementos finitos.....	77
4.5.1	Programa Autoform R2 plus.....	77
4.5.2	Modelo de elementos finitos.....	77
4.5.3	Validación del modelo de elementos finitos.....	80
4.6	VARIABLES ESTUDIADAS.....	88
4.6.1	Desplazamientos .....	88
4.6.2	Análisis del espesor .....	89
<b>5</b>	<b>Análisis del comportamiento de aceros de muy alta resistencia Doble Fase.....</b>	<b>91</b>
5.1	Introducción .....	91
5.2	Influencia del espesor ( $t$ ) y altura de embutición ( $S$ ) .....	91
5.2.1	Datos de partida .....	91
5.2.2	Desplazamientos .....	94
5.2.3	Análisis del espesor .....	99
5.2.4	Análisis del fallo y factor de daño ( $FD$ ) .....	110

5.2.5	Recomendaciones prácticas .....	122
5.3	Influencia del espesor ( $t$ ) y del radio de la matriz ( $Rd$ ).....	124
5.3.1	Datos de partida .....	124
5.3.2	Desplazamientos .....	125
5.3.3	Análisis del espesor .....	130
5.3.4	Análisis del fallo y factor de daño ( $FD$ ) .....	139
5.3.5	Recomendaciones prácticas .....	146
5.4	Influencia del espesor ( $t$ ) y del radio de esquina del punzón ( $Rpc$ ).....	147
5.4.1	Datos de partida .....	147
5.4.2	Desplazamientos .....	148
5.4.3	Análisis del espesor .....	156
5.4.4	Análisis del fallo y factor de daño ( $FD$ ) .....	165
5.4.5	Recomendaciones prácticas .....	170
5.5	Influencia del espesor ( $t$ ) y de la relación largo/ancho del punzón ( $LD$ ).....	172
5.5.1	Datos de partida .....	172
5.5.2	Desplazamientos .....	173
5.5.3	Análisis del espesor .....	178
5.5.4	Análisis del fallo y factor de daño ( $FD$ ) .....	187
5.5.5	Recomendaciones prácticas .....	192
<b>6</b>	<b>Conclusiones y desarrollos futuros .....</b>	<b>193</b>
6.1	Conclusiones .....	193
6.1.1	Conclusiones generales.....	193
6.1.2	Conclusiones particulares .....	195
6.2	Desarrollos futuros.....	196
<b>7</b>	<b>REFERENCIAS .....</b>	<b>198</b>

# Lista de símbolos y nomenclatura

## Caracteres latinos

$A$	Área de la sección transversal de la chapa
$A_{c1}$	Temperatura crítica inferior
$A_{c3}$	Temperatura crítica superior
$D$	Índice de daño
$DD$	Desplazamiento en diagonal
$DX$	Desplazamiento en la dirección de laminación
$DY$	Desplazamiento en dirección transversal a la laminación
$F$	Carga de tracción
$FD$	Factor de daño
$k$	Constante dependiente del material
$K$	Coefficiente de resistencia del material
$L$	Largo del formato
$l$	Largo del punzón
$LD$	Relación largo/ancho del punzón
$M_s$	Temperatura de transformación de fase martensítica
$n$	Exponente de endurecimiento por deformación del material
$p_t(\%)$	Porcentaje de reducción de espesor
$r_{cm}$	Radio equivalente
$Rd$	Radio de matriz
$Rm$	Resistencia mecánica a tracción

$R_{pc}$	Radio de esquina
$R_p$	Radio del punzón
$S$	Altura de embutición
$t_0$	Espesor inicial de la chapa
$T_i$	Temperatura intercrítica
$t_{min}$	Espesor mínimo en la diagonal
$V$	Volumen de material
$W$	Ancho del formato
$w$	Ancho del punzón

### Caracteres griegos

$\alpha$	Ferrita
$\beta$	Relación entre los incrementos de deformaciones en el plano de la chapa $\left(\frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1}\right)$
$\mu$	Coefficiente de rozamiento de Coulomb
$\varepsilon$	Deformación generada por la carga de tracción
$\varepsilon_i$	Deformación principal en la dirección $i$ ( $i = \{1, 2, 3\}$ )
$\bar{\varepsilon}^p$	Deformación plástica equivalente
$\bar{\varepsilon}_f^p$	Deformación plástica equivalente en el instante de la fractura
$\eta$	Tensión triaxial ( $\eta = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}$ )
$\gamma$	Austenita
$\rho_d$	Densidad de dislocaciones
$\sigma$	Tensión generada por la carga de tracción
$\sigma_A$	Valor de la tensión a la entrada del radio de la matriz
$\sigma_i$	Tensión principal en la dirección $i$ ( $i = \{1, 2, 3\}$ )

$\sigma_m$	Tensión media
$\sigma_y$	Límite elástico del material
$\bar{\sigma}$	Tensión equivalente
$\bar{\theta}$	Ángulo de Lode

### Abreviaturas

<i>AHSS</i>	Aceros avanzados de alta resistencia (Advanced High Strength Steels)
<i>BHF</i>	Fuerza del pisador (Blank Holder Force)
<i>CP</i>	Aceros fase compleja (Complex Phase)
<i>DOE</i>	Diseño de experimentos (Design of Experiments)
<i>DOF</i>	Grados de libertad (Degrees of Freedom)
<i>DP</i>	Aceros doble fase (Dual Phase)
<i>FB</i>	Aceros ferrítico-bainíticos (Ferritic-Bainitic)
<i>FFLD</i>	Diagrama límite de conformado a fractura (Fracture Forming Limit Diagram)
<i>FLD</i>	Diagrama límite de conformado (Forming Limit Diagram)
<i>HF</i>	Aceros conformados en caliente (Hot-Formed)
<i>HSLA</i>	Aceros de alta resistencia y baja aleación (High Strength Low Alloy steels)
<i>MS</i>	Aceros martensíticos (Martensitic Steels)
<i>MMC</i>	Criterio modificado de Mohr-Coulomb (Modified Mohr-Coulomb Criteria),
<i>TRIP</i>	Aceros de plasticidad inducida por transformación (Transformation-Induced Plasticity)
<i>TWIP</i>	Aceros de plasticidad inducida por maclaje (Twinning-Induced Plasticity)

# Lista de figuras

Figura 1.1 Procesos de conformado de chapa (Marciniak <i>et al.</i> , 2002): (a) doblado; (b) estirado; (c) estampación; (d) embutición profunda; (e) hidroconformado .....	2
Figura 1.2 Geometrías ejemplo del proceso de embutición profunda: a) con simetría de revolución; b) con simetría pero no de revolución.....	2
Figura 2.1 Histórico referido a la cantidad límite de emisiones globales (Keeler y Kimchi, 2014).....	5
Figura 2.2 Comparación de la relación entre la resistencia a la tracción y el alargamiento para varias familias de aceros (Keeler y Kimchi, 2014).....	6
Figura 2.3 Porcentaje de materiales utilizados en función del peso del vehículo (Abraham, 2011).....	7
Figura 2.4 Distribución diferentes familias de acero en el chasis de una automóvil (Morgan, 2013).....	7
Figura 2.5 Aplicaciones de los aceros de doble fase (ArcelorMittal, 2015). ....	8
Figura 2.6 Variación de los valores de resistencia y ductilidad en función del contenido en carbono (Tisza, 2002) .....	9
Figura 2.7 Variación de las propiedades de los aceros al carbono sin alear, en función del contenido en carbono y de la microestructura (Tisza, 2002).....	10
Figura 2.8 Localización de los átomos de aleación disueltos en la zona distorsionada del borde de la dislocación .....	11
Figura 2.9 Lazos de dislocación formados alrededor de las partículas de segunda fase.....	12
Figura 2.10 Relación entre la resistencia y la ductilidad para diferentes tipos de aceros de alta resistencia laminados en frío (ArcelorMittal, 2015) .....	13
Figura 2.11 Comparación de las características microestructurales para la definición de los aceros doble fase y de los aceros monofásicos (Tisza, 2002).....	14
Figura 2.12 Características mecánicas orientativas de las diferentes fases y constituyentes microestructurales que componen el acero (Tisza, 2002) .....	14
Figura 2.13 Microestructuras producidas durante el proceso de enfriamiento lento de un acero hipoeutectoide .....	15

Figura 2.14 Fracción volumétrica y ratio del límite elástico de la fase dura y de la matriz blanda para diferentes aceros multifase (Tisza, 2002) .....	15
Figura 2.15 Esquema de la estructura microcristalina típica de los aceros doble fase.....	16
Figura 2.16 Evolución de la microestructura de un acero doble fase bajo una carga de tracción (Calcagnotto <i>et al.</i> , 2011). .....	17
Figura 2.17 Curva Tensión-Deformación para aceros de alta resistencia con aproximadamente el mismo límite de fluencia (Tisza, 2002) .....	18
Figura 2.18 Diferentes procesos para la obtención de aceros doble fase (Tisza, 2002).....	18
Figura 2.19 Microestructura de un acero no aleado con 0.1% de contenido en carbono, después de:.....	19
Figura 2.20 Recocido intercrítico usado como tratamiento en el proceso de obtención de aceros de fase dual en una línea de recocido continuo (Galán y Samek, 2012).....	20
Figura 2.21 Diagramas característicos temperatura-tiempo para la obtención de aceros doble fase (Tisza, 2002) .....	21
Figura 2.22 Disminución de la temperatura de transformación de fase en función del contenido en Mn (Tisza, 2002).....	23
Figura 2.23 Composición química de los aceros doble fase recogidos en la norma EN 10338 (2015) .....	24
Figura 2.24 Propiedades mecánicas de los aceros doble fase, laminados en frío, recogidos en la norma EN 10338 (2015).....	25
Figura 2.25 Propiedades mecánicas de los aceros doble fase, laminados en caliente, recogidos en la norma EN 10338 (2015).....	25
Figura 2.26 Nomenclatura de los aceros AHSS de acuerdo con la norma UNE-EN 10027 (2006) .....	26
Figura 2.27 Calidades comercializadas de aceros doble fase por la firma Arcelor Mittal (ArcelorMittal, 2015) .....	27
Figura 2.28 Componentes principales de las calidades comercializadas de aceros doble fase por la firma Arcelor Mittal (ArcelorMittal, 2015) .....	27
Figura 2.29 Características mecánicas de las calidades comercializadas de aceros doble fase por la firma Arcelor Mittal (ArcelorMittal, 2015) .....	28
Figura 3.1 Operación de embutición a) sin pisador. b) con pisador (Schey, 2000) .....	30
Figura 3.2 Esquema de la transformación de un disco en una pieza embutida (Wassilieff, 1966).....	30

Figura 3.3 Aparición de arrugas en una pieza embutida (Banabic, 2010).....	31
Figura 3.4 Colocación del formato o desarrollo sobre la matriz y herramientas del proceso (Groover, 2010).....	31
Figura 3.5 Pisador en posición de embutición ejerciendo un esfuerzo de pisado sobre los limitadores (Groover, 2010).....	32
Figura 3.6 Punzón embutiendo la chapa contra la matriz (Groover, 2010).....	32
Figura 3.7 Separación de la pieza embutida (Groover, 2010).....	32
Figura 3.8 Defectos en piezas embutidas: 1.- Arrugas en el ala; 2.- Arrugas en la pared; 3.- Grietas en la pieza; 4.- Marcas de pisado; 5.- Marcas; 6.- Piel de naranja; 7.- Pliegues; 8.- Rotura de fondo; 9.- Rotura en la esquina; 10, 11 y 12.- Orejetas; 13 y 14.- Orejetas localizadas (Banabic, 2010).....	34
Figura 3.9 Estados tensionales en un proceso de embutición con pisador (Schey, 2000).....	35
Figura 3.10 Pandeo de la chapa en la zona del ala (Banabic, 2010).....	36
Figura 3.11 Estado tensional en la zona de la pared (Schey, 2000).....	37
Figura 3.12 Análisis de conformabilidad en la que se muestran las zonas de compresión (azul y violeta) y las zonas de tracción (verde, amarillo y rojo).....	38
Figura 3.13 Patrón de deformación en un proceso de embutición cilíndrica (Marciniak, 2002).....	39
Figura 3.14 Descripción del patrón de deformación (Marciniak, 2002).....	39
Figura 3.15 Zonas de estudio en embuticiones rectangulares, considerando un cuarto de la forma total (Daxin <i>et al.</i> , 2008).....	41
Figura 3.16 Radio equivalente (Daxin <i>et al.</i> , 2008).....	41
Figura 3.17 Estado de deformación de la pared del lado recto (Daxin <i>et al.</i> , 2008).....	42
Figura 3.18 Ejemplo de Diagrama Límite de Conformado (FLD).....	43
Figura 3.19 Diferentes modos de fallo en un proceso de conformado de chapa representados en un Diagrama Límite de Conformado (FLD).....	43
Figura 3.20 Probetas utilizadas para la determinación de la Curva Límite de Conformado de un material.....	44
Figura 3.21 Reticulado de círculos después de la deformación (Marciniak, 2002).....	44
Figura 3.22 Deformación en el proceso de embutición.....	44
Figura 3.23 Representación gráfica de los criterios de fallo de Swift y Hill.....	46
Figura 3.24 Direcciones predominantes en la chapa y dirección de la estricción.....	48

Figura 3.25 Comparación de los límites de conformado establecidos por los diferentes modelos.....	49
Figura 3.26 Representación esquemática del defecto y la evolución de deformaciones.....	49
Figura 3.27 Representación del criterio de Cockcroft y de Brozzo para un acero DP780.....	51
Figura 3.28 Representación de la curva <i>FFLD</i> en el espacio de las deformaciones principales para el acero DP780.....	53
Figura 3.29 Comparativa de criterios con curva <i>FFLD</i> para el acero DP780.....	53
Figura 3.30 Sección del proceso de embutición. Radio de matriz.....	55
Figura 3.31 Proceso de arrastre de la chapa sobre el radio de matriz debido a la fuerza de estirado.....	55
Figura 3.32 Atura de embutición ( <i>S</i> ) vs radio de esquina ( <i>R<sub>pc</sub></i> ).....	57
Figura 3.33 Atura de embutición ( <i>S</i> ) vs relación largo/ancho ( <i>LD</i> ).....	58
Figura 4.1 Herramientas principales en el proceso de embutición profunda.....	60
Figura 4.2 Dimensiones formato inicial.....	61
Figura 4.3 Dimensiones punzón.....	61
Figura 4.4 Dimensiones matriz.....	62
Figura 4.5 Dimensiones conjunto.....	62
Figura 4.6 Modelo inicial.....	64
Figura 4.7 Curvas de fluencia de los aceros empleados.....	65
Figura 4.8 Diagramas límite de conformado <i>FLD</i> .....	65
Figura 4.9 Valores conocidos de deformación en el diagrama <i>FLD</i> .....	67
Figura 4.10 Diagramas límite de conformado a fractura <i>FFLD</i> .....	67
Figura 4.11 Ejemplo de superficie de respuesta (Fernández y Piñeiro 2008).....	71
Figura 4.12 Sección de la superficie de respuesta por planos paralelos al plano <b>X1X2</b> (Fernández y Piñeiro 2008).....	72
Figura 4.13 Gráfica de contornos de la superficie de respuesta con líneas de contorno en los diferentes planos de corte (Fernández y Piñeiro 2008).....	72
Figura 4.14 $\alpha$ y $n_0$ según el número de factores del modelo (Kuehl 2001).....	76
Figura 4.15 Diseño central compuesto para dos variables (Kuehl 2001).....	77
Figura 4.16 Herramientas en el modelo de elementos finitos.....	78
Figura 4.17 Formato sobre el pisador, antes y después del proceso de embutición.....	78

Figura 4.18 Visión general de la malla antes de la deformación.....	79
Figura 4.19 Visión general de la malla al finalizar el proceso de embutición .....	79
Figura 4.20 Acero dulce para la validación del modelo de elementos finitos. Curva de fluencia .....	80
Figura 4.21 Desplazamientos para la validación del modelo de elementos finitos.....	81
Figura 4.22 Línea para la medida de las deformaciones principales.....	82
Figura 4.23 Valores de deformación para el modelo de elementos finitos $\epsilon_1$ (izquierda) y $\epsilon_2$ (derecha).....	82
Figura 4.24 Correlación entre el modelo de elementos finitos y el modelo experimental: $\epsilon_1$ .....	83
Figura 4.25 Correlación entre el modelo de elementos finitos y el modelo experimental: $\epsilon_2$ .....	83
Figura 4.26 Estado final a) Experimento, b) FEM .....	84
Figura 4.27 Comparación curva tensión-deformación acero TRIP 690, DP600 y DP780.....	85
Figura 4.28 Vista del modelo de validación para aceros AHSS .....	86
Figura 4.29 Comparación de la fuerza del punzón (kN) frente a su desplazamiento (mm) para la validación del modelo <i>FEM</i> .....	86
Figura 4.30 Comparación de la zona de rotura para la validación del modelo <i>FEM</i> .....	87
Figura 4.31 Estado de deformación e índice de daño D en la validación del modelo <i>FEM</i> .....	88
Figura 4.32 Desplazamientos estudiados .....	88
Figura 4.33 Línea que define la diagonal .....	90
Figura 5.1 Herramientas principales en el proceso de embutición profunda .....	91
Figura 5.2 Dimensiones formato inicial .....	93
Figura 5.3 Dimensiones punzón .....	93
Figura 5.4 Dimensiones matriz.....	93
Figura 5.5 Dimensiones conjunto .....	94
Figura 5.6 Desplazamiento <i>DX</i> (mm) al variar <i>t</i> (mm), <i>S</i> (mm) y la calidad del acero.....	95
Figura 5.7 Desplazamiento <i>DY</i> (mm) al variar <i>t</i> (mm), <i>S</i> (mm) y la calidad del acero.....	97
Figura 5.8 Desplazamiento <i>DD</i> (mm) al variar <i>t</i> (mm), <i>S</i> (mm) y la calidad del acero .....	98
Figura 5.9 Variación del espesor <i>t</i> para <i>S</i> 15mm y <i>S</i> 25mm utilizando un DP780 a) Vista general; b) Detalle .....	99

Figura 5.10 Variación del espesor $t$ en la diagonal para distintas alturas de embutición $S$ ( $t=0.8\text{mm}$ ).....	100
Figura 5.11 Variación del espesor $t$ en la diagonal para distintas alturas de embutición $S$ ( $t=1.0\text{mm}$ ).....	101
Figura 5.12 Variación del espesor $t$ en la diagonal para distintas alturas de embutición $S$ ( $t=1.4\text{mm}$ ).....	102
Figura 5.13 Variación del espesor $t$ en la diagonal para distintas alturas de embutición $S$ ( $t=1.8\text{mm}$ ).....	102
Figura 5.14 Variación del espesor $t$ en la diagonal para distintas alturas de embutición $S$ ( $t=2.0\text{mm}$ ).....	103
Figura 5.15 Comparación variación espesor en la diagonal para $t=0.8\text{mm}$ y $2\text{mm}$ , $S=15\text{mm}$ y material DP780 .....	104
Figura 5.16 Variación del espesor en la diagonal para $S=25\text{mm}$ y $t=0.8\text{mm}$ .....	104
Figura 5.17 Espesor mínimo en la diagonal $t_{min}(\text{mm})$ al variar $t(\text{mm})$ , $S(\text{mm})$ y la calidad del acero .....	105
Figura 5.18 Porcentaje de reducción de espesor en función de las variables $S$ , $t$ y el acero analizado .....	109
Figura 5.19 Deformaciones obtenidas para el caso DP780, $S = 20\text{mm}$ y $t = 1\text{mm}$ .....	111
Figura 5.20 Representación gráfica del conformado obtenido para el caso DP780, $S = 20\text{mm}$ y $t = 1\text{mm}$ .....	112
Figura 5.21 Deformaciones e índice de daño ( $D$ ) obtenidos para el caso DP780, $S = 20\text{mm}$ y $t = 1\text{mm}$ .....	112
Figura 5.22a) Evolución de las integrales de los criterios a lo largo de la diagonal, para el caso DP780, $S=20\text{mm}$ y $t=1\text{mm}$ ; b) Detalle de la distancia entre radio punzón y radio matriz.....	113
Figura 5.23 Evolución del estado de deformación del punto con mayor valor en la integral de los criterios, al variar la carrera del punzón ( $S$ ), para el caso DP780, $S=20\text{mm}$ y $t=1\text{mm}$ .....	113
Figura 5.24 Línea que define la diagonal .....	114
Figura 5.25 Factor de daño ( $FD$ ) $t=0.8\text{mm}$ .....	114
Figura 5.26 Factor de daño ( $FD$ ) $t=1\text{mm}$ .....	115
Figura 5.27 Factor de daño ( $FD$ ) $t=1.4\text{mm}$ .....	115
Figura 5.28 Factor de daño ( $FD$ ) $t=1.8\text{mm}$ .....	116

Figura 5.29 Factor de daño ( $FD$ ) $t=2\text{mm}$ .....	116
Figura 5.30 Evolución del factor de daño ( $FD$ ) para el acero DP780 y $t=1\text{mm}$ , con la variación de $S(\text{mm})$ .....	118
Figura 5.31 Representación del parámetro $D$ para los primeros casos en los que $FD$ supera la unidad .....	118
Figura 5.32 Variación de la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal (DP780).....	119
Figura 5.33 Variación de la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal (DP1000).....	120
Figura 5.34 Curva límite teórica $FD=1$ . Material: DP450.....	121
Figura 5.35 Curva límite teórica $FD=1$ . Material: DP600.....	121
Figura 5.36 Curva límite teórica $FD=1$ . Material: DP780.....	122
Figura 5.37 Curva límite teórica $FD=1$ . Material: DP1000.....	122
Figura 5.38 Diferencia entre las herramientas $Rd$ 4mm y $Rd$ 10mm .....	125
Figura 5.39 Desplazamiento $DX(\text{mm})$ al variar $t(\text{mm})$ , $Rd(\text{mm})$ y la calidad del acero. ....	126
Figura 5.40 Variables utilizadas para el cálculo teórico de $DX$ .....	127
Figura 5.41 Valores teóricos de la variable $DX(\text{mm})$ en función de $t(\text{mm})$ y $Rd(\text{mm})$ .....	127
Figura 5.42 Desplazamiento $DY(\text{mm})$ al variar $t(\text{mm})$ , $Rd(\text{mm})$ y la calidad del acero. ....	128
Figura 5.43 Desplazamiento $DD(\text{mm})$ al variar $t(\text{mm})$ , $Rd(\text{mm})$ y la calidad del acero.....	129
Figura 5.44 Variación del espesor $t$ para $Rd$ 4mm y $Rd$ 10mm utilizando un DP780 a) Vista general; b) Detalle .....	130
Figura 5.45 Variación del espesor $t$ en la diagonal ( $t=0.8\text{mm}$ ) .....	131
Figura 5.46 Variación del espesor $t$ en la diagonal ( $t=1.0\text{mm}$ ) .....	132
Figura 5.47 Variación del espesor $t$ en la diagonal ( $t=1.4\text{mm}$ ) .....	133
Figura 5.48 Variación del espesor $t$ en la diagonal ( $t=1.8\text{mm}$ ) .....	133
Figura 5.49 Variación del espesor $t$ en la diagonal ( $t=2.0\text{mm}$ ) .....	134
Figura 5.50 Espesor mínimo en la diagonal $t_{min}(\text{mm})$ al variar $t(\text{mm})$ , $Rd(\text{mm})$ y la calidad del acero. ....	135
Figura 5.51 Reducción máxima de espesor en función de las variables $Rd$ , $t$ y el acero analizado.....	138
Figura 5.52 Factor de daño ( $FD$ ) $t=0.8\text{mm}$ .....	139
Figura 5.53 Factor de daño ( $FD$ ) $t=1\text{mm}$ .....	140
Figura 5.54 Factor de daño ( $FD$ ) $t=1.4\text{mm}$ .....	140

Figura 5.55 Factor de daño ( $FD$ ) $t=1.8\text{mm}$ .....	141
Figura 5.56 Factor de daño ( $FD$ ) $t=2\text{mm}$ .....	141
Figura 5.57 Representación del parámetro $D$ para los primeros casos en los que $FD$ supera la unidad .....	143
Figura 5.58 Variación de la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal (DP1000).....	144
Figura 5.59 Curva límite teórica $FD=1$ . Material: DP450 .....	145
Figura 5.60 Curva límite teórica $FD=1$ . Material: DP600 .....	145
Figura 5.61 Curva límite teórica $FD=1$ . Material: DP780 .....	145
Figura 5.62 Diferencia entre las herramientas $R_{pc}5\text{mm}$ y $R_{pc}20\text{mm}$ .....	148
Figura 5.63 Desplazamiento $DX(\text{mm})$ al variar $t(\text{mm})$ , $R_{pc}(\text{mm})$ y la calidad del acero. ....	149
Figura 5.64 Deformación principal ( $\epsilon_1$ ) en dirección $DX$ : DP780, $t$ 0.8mm, $R_{pc}$ 5 (izquierda) y 20mm (derecha) .....	150
Figura 5.65 Deformación principal ( $\epsilon_2$ ) en dirección $DX$ , DP780 $t$ 0.8mm, $R_{pc}$ 5 (izquierda) y 20mm (derecha) .....	150
Figura 5.66 Deformaciones principales $\epsilon_1$ y $\epsilon_2$ en la dirección de $DX$ (DP780, $t$ 0.8mm) .....	151
Figura 5.67 Desplazamiento $DY(\text{mm})$ al variar $t(\text{mm})$ , $R_{pc}(\text{mm})$ y la calidad del acero.....	152
Figura 5.68 Deformación principal ( $\epsilon_1$ ) en dirección $DY$ : DP780, $t$ 0.8mm, $R_{pc}$ 5 (izquierda) y 20mm (derecha) .....	152
Figura 5.69 Deformación principal ( $\epsilon_2$ ) en dirección $DY$ : DP780, $t$ 0.8mm, $R_{pc}$ 5 (izquierda) y 20mm (derecha) .....	153
Figura 5.70 Deformaciones principales $\epsilon_1$ y $\epsilon_2$ en la dirección $DY$ (DP780, $t$ 0.8mm) .....	153
Figura 5.71 Desplazamiento $DD(\text{mm})$ al variar $t(\text{mm})$ , $R_{pc}(\text{mm})$ y la calidad del acero.....	154
Figura 5.72 Espesor a lo largo de la dirección $DD$ : DP780, $t$ 0.8mm, $R_{pc}$ 5 (izquierda) and 20mm (derecha) .....	155
Figura 5.73 Variación del espesor DP780, $t$ 0.8 mm a lo largo de la dirección $DD$ .....	155
Figura 5.74 Variación del espesor $t$ en la diagonal ( $t=0.8\text{mm}$ ) .....	156
Figura 5.75 Variación del espesor $t$ en la diagonal ( $t=1.0\text{mm}$ ) .....	157
Figura 5.76 Variación del espesor $t$ en la diagonal ( $t=1.4\text{mm}$ ) .....	158
Figura 5.77 Variación del espesor $t$ en la diagonal ( $t=1.8\text{mm}$ ) .....	159
Figura 5.78 Variación del espesor $t$ en la diagonal ( $t=2.0\text{mm}$ ) .....	160

Figura 5.79 Espesor mínimo en la diagonal $t_{min}$ (mm) al variar $t$ (mm), $R_{pc}$ (mm) y la calidad del acero. ....	161
Figura 5.80 Reducción máxima de espesor en función de las variables $R_{pc}$ , $t$ y el acero analizado.....	164
Figura 5.81 Factor de daño ( $FD$ ) $t=0.8$ mm .....	165
Figura 5.82 Factor de daño ( $FD$ ) $t=1$ mm .....	166
Figura 5.83 Factor de daño ( $FD$ ) $t=1.4$ mm .....	166
Figura 5.84 Factor de daño ( $FD$ ) $t=1.8$ mm .....	167
Figura 5.85 Factor de daño ( $FD$ ) $t=2$ mm .....	167
Figura 5.86 Representación del parámetro $D$ para los primeros casos en los que $FD$ supera la unidad.....	168
Figura 5.87 Variación de la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal (DP780).....	169
Figura 5.88 Variación de la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal (DP1000).....	170
Figura 5.89 Diferencia entre las herramientas $LD1$ y $LD2$ .....	173
Figura 5.90 Desplazamiento $DX$ (mm) al variar $t$ (mm), $LD$ y la calidad del acero. ....	174
Figura 5.91 Desplazamiento $DY$ (mm) al variar $t$ (mm), $LD$ y la calidad del acero.....	175
Figura 5.92 Comportamiento de $DY$ para DP600, $t$ 2mm y $LD$ 1 .....	176
Figura 5.93 Comportamiento de $DY$ para DP600, $t$ 2mm y $LD$ 2 .....	176
Figura 5.94 Desplazamiento $DD$ (mm) al variar $t$ (mm), $LD$ y la calidad del acero. ....	177
Figura 5.95 Variación del espesor $t$ en la diagonal ( $t=0.8$ mm) .....	179
Figura 5.96 Variación del espesor $t$ en la diagonal ( $t=1.2$ mm) .....	180
Figura 5.97 Variación del espesor $t$ en la diagonal ( $t=1.6$ mm) .....	181
Figura 5.98 Variación del espesor $t$ en la diagonal ( $t=2.0$ mm) .....	182
Figura 5.99 Espesor mínimo en la diagonal $t_{min}$ (mm) al variar $t$ (mm), $LD$ y la calidad del acero.....	183
Figura 5.100 Porcentaje de reducción máxima de espesor en función de las variables $LD$ , $t$ y el acero analizado .....	186
Figura 5.101 Factor de daño ( $FD$ ) $t=0.8$ mm .....	187
Figura 5.102 Factor de daño ( $FD$ ) $t=1.2$ mm .....	188
Figura 5.103 Factor de daño ( $FD$ ) $t=1.6$ mm .....	188
Figura 5.104 Factor de daño ( $FD$ ) $t=2$ mm .....	189

Figura 5.105 Representación del parámetro $D$ para los primeros casos en los que $FD$ supera la unidad .....	190
Figura 5.106 Variación de la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal (DP1000).....	191

# Lista de tablas

Tabla 2.1 Composición química típica de los aceros doble fase (Tisza, 2002).....	24
Tabla 4.1 Valores de análisis.....	63
Tabla 4.2 Características mecánicas y parámetros del modelo de Swift para los aceros utilizados.....	65
Tabla 4.3 Valores obtenidos para las variables $C1$ , $C2$ y $C3$ .....	67
Tabla 4.4 Propiedades mecánicas del acero dulce utilizado para la validación del modelo de elementos finitos.....	80
Tabla 4.5 Resultados comparativos FEA – Experimento en desplazamientos ( $S = 40$ mm).....	81
Tabla 4.6 Resultados comparativos FEA – Experimento en deformaciones ( $S = 40$ mm).....	83
Tabla 4.7 Parámetros geométricos y del proceso del modelo de validación para aceros <i>AHSS</i> .....	86
Tabla 5.1 Valores de análisis.....	93
Tabla 5.2 Casos analizados en el diseño de experimentos.....	107
Tabla 5.3 Valores de la variable $pt(\%)$ obtenidos para los casos estudiados.....	107
Tabla 5.4 Análisis de la varianza para las ecuaciones de ajuste de la variable dependiente $pt(\%)$ .....	108
Tabla 5.5 Valores de análisis.....	124
Tabla 5.6 Casos analizados en el diseño de experimentos.....	136
Tabla 5.7 Valores de la variable $pt(\%)$ obtenidos para los casos estudiados.....	137
Tabla 5.8 Análisis de la varianza para las ecuaciones de ajuste de la variable dependiente $pt(\%)$ .....	137
Tabla 5.9 Dimensiones iniciales.....	147
Tabla 5.10 Casos analizados en el diseño de experimentos.....	162
Tabla 5.11 Valores de la variable $pt(\%)$ obtenidos para los casos estudiados.....	163
Tabla 5.12 Análisis de la varianza para las ecuaciones de ajuste de la variable dependiente $pt(\%)$ .....	163

Tabla 5.13 Dimensiones iniciales .....	173
Tabla 5.14 Casos analizados en el diseño de experimentos .....	184
Tabla 5.15 Valores de la variable <b>pt</b> (%) obtenidos para los casos estudiados .....	185
Tabla 5.16 Análisis de la varianza para las ecuaciones de ajuste de la variable dependiente <b>pt</b> (%). .....	185

# Planteamiento y resumen de la presente tesis

Los procesos de conformado de chapa son unos de los grupos de procesos de fabricación más empleados en la industria actual, debido principalmente a su alta productividad y bajo coste. Dentro de estos, el proceso de embutición profunda ocupa un lugar especialmente relevante, ya que, aparte de las ventajas intrínsecas de los procesos de conformado de chapa, permite diseñar y obtener piezas de geometrías resistentes con peso reducido. Históricamente la industria y la actividad investigadora ligada a este campo han prestado especial atención a la embutición de geometrías con simetría de revolución, pero la búsqueda de nuevas aplicaciones ha llevado a diseñar piezas con otras formas, menos conocidas y analizadas en profundidad, y que han supuesto a corto plazo un gran reto para la ingeniería de fabricación y sus investigadores.

En la misma línea, la introducción de nuevos aceros con mejores propiedades mecánicas, como los aceros de doble fase (*DP*), ha permitido reducir el peso de los vehículos, mejorando ostensiblemente su comportamiento en cuanto a la cantidad de emisiones y seguridad, pero han supuesto un notable reto para los estampadores y fabricantes de matrices, debido principalmente a su reciente desarrollo.

Considerando estos dos aspectos novedosos, embutición profunda de piezas sin simetría de revolución y aceros de doble fase (*DP*), la presente tesis doctoral persigue ser un documento de referencia que permita diseñar y fabricar piezas embutidas de sección rectangular evitando aquellas configuraciones más desfavorables, con el consiguiente ahorro de tiempo al reducir el número de pruebas físicas necesarias durante la construcción del utillaje.

Para ello y a través de un modelo de elementos finitos debidamente validado, se construyen diversas variantes en las que se analiza el efecto de los principales parámetros geométricos de las herramientas que participan en un proceso de embutición profunda sin simetría de revolución: la altura de embutición  $S$ , el radio de matriz  $Rd$ , el radio de esquina del punzón  $Rpc$  y la relación entre el largo y el ancho del punzón  $LD$ ; así como de los principales parámetros relacionados con la chapa a transformar o formato: la calidad del acero y su espesor.

De los resultados obtenidos en forma de desplazamientos del formato en diversas direcciones (dirección de laminación  $DX$ , en la diagonal de la chapa  $DD$  y perpendicular a la dirección de laminación  $DY$ ) y de la reducción de espesor en la diagonal de la geometría, se analiza la facilidad de introducir el material dentro de la cavidad de embutición para

cada uno de los casos estudiados. En este punto se analizan en profundidad los valores de reducción de espesor obtenidos, determinando el espesor mínimo alcanzado, al ser uno de los requerimientos principales exigidos en la fabricación de este tipo de piezas para considerarlas aptas de cara a su comportamiento en servicio. Para ello se utiliza como herramienta el diseño de experimentos (*DOE*) y la superficie de respuesta, que permiten predecir el valor de la reducción de espesor dentro de los rangos de valores estudiados, estableciéndose las ecuaciones pertinentes.

En cuanto a la calidad de la pieza obtenida en cada uno de los casos estudiados, se analiza el factor de daño *FD*, basado en tres criterios ampliamente contrastados y aceptados por la sociedad científica, los establecidos por Cockcroft y Latham (1968), Brozzo *et al.* (1972) y el criterio de Wierzbicki (Li *et al.* 2010) o criterio modificado de Mohr Coulomb (*MMC*). Cobra vital importancia en este análisis el fallo por fractura dúctil, ya que se demuestra que en los procesos de embutición profunda de geometrías sin simetría de revolución, la zona del ala junto al radio de esquina del punzón (*Rpc*) se encuentra en un estado de deformaciones en el que se combina la compresión y la tracción ( $-2 < \beta < -0.5$ ) y por tanto el mecanismo que actúa es el fallo por cortadura. De esta manera se hace imprescindible el uso de alguno de los tres criterios mencionados anteriormente. Siendo el más restrictivo de los tres, de acuerdo con los resultados obtenidos y la bibliografía consultada, el criterio de Cockcroft y Latham (1968); se utiliza este para construir las gráficas límite del factor de daño (*FD*), que servirán de referencia para predecir resultados, dentro del rango de valores estudiados. En base a estos resultados, se extraen una serie de recomendaciones prácticas de aplicación industrial.

Bajo este planteamiento, la tesis se estructura en seis capítulos. En el Capítulo 1 se realiza una breve introducción de las ventajas de la utilización de los aceros avanzados de alta resistencia (*AHSS*) en la industria, así como sus limitaciones bajo el punto de vista de su conformabilidad cuando se emplean en procesos de conformado de chapa. Dentro de estos procesos se describe someramente el proceso de embutición profunda, haciendo referencia a la clasificación de los parámetros influyentes. Por último se describen los objetivos del presente trabajo.

En el Capítulo 2 se comparan los procesos de obtención de los aceros de doble fase (*DP*) con los de los aceros convencionales y de baja aleación (*HSLA*), describiendo las diferencias en cuanto a las posibilidades de mejora de sus propiedades mecánicas y conformabilidad. Al final del capítulo se muestra la clasificación de los aceros de doble fase bajo la norma europea y se aporta la clasificación de los mismos de acuerdo con uno de los principales fabricantes de acero en España.

El Capítulo 3 acerca al lector a los procesos de embutición profunda de piezas con simetría de revolución y sin ella, presentando sus estados tensionales y de deformación de manera generalista. Al mismo tiempo, se hace especial hincapié en los factores de influencia de este proceso de conformado, divididos en dos grandes grupos: los factores

relacionados con el material y los factores relacionados con las variables operativas del proceso, dentro de los cuales se encuentran los parámetros geométricos tanto de la matriz como del punzón. Por último se analizan los modos de fallo típicos que se pueden encontrar en un proceso de embutición profunda, destacando la rotura por estricción localizada y la fractura dúctil. Para estos dos modos de fallo se describen los tres criterios que se van a emplear para su estudio en la presente tesis, incluidas las curvas *FFLD* (Fracture Forming Limit Diagrams).

En cuanto al Capítulo 4, describe las diferentes herramientas de análisis empleadas así como la metodología seguida. Por un lado se describe el modelo de elementos finitos utilizado en la presente tesis, su geometría y los parámetros del proceso como la fuerza de pisado (*BHF*) aplicada. Se muestra la validación del modelo para los dos grupos de aceros recogidos en este estudio: un acero convencional (DC04) y los aceros de doble fase (*DP*). Por otro lado, se describen las características mecánicas de dichos aceros, incluyendo las curvas tensión-deformación y las curvas límite de conformado (FLC), dándole especial importancia a la descripción del proceso de construcción de las curvas *FFLD* para cada uno de los aceros de doble fase estudiados, bajo el criterio de Wierzbicki. Se expone la metodología del diseño de experimentos (*DOE*), utilizado posteriormente para la construcción de las superficies de respuesta correspondientes al porcentaje de reducción de espesor y sus respectivas ecuaciones. Finalmente, se describen las variables utilizadas para el análisis final de los resultados, en términos de desplazamientos y comportamiento del espesor en la diagonal de la geometría.

En el Capítulo 5 se aplica la metodología descrita y se presentan los resultados obtenidos para cada una de las combinaciones de variables estudiadas, explicando el comportamiento obtenido. En este apartado se recogen las superficies de respuesta que describen el porcentaje de reducción de espesor, dentro de los rangos de valores estudiados, las gráficas del Factor de Daño (*FD*) para los tres criterios estudiados, y la curva límite de dicho factor bajo el criterio de Cocroft y Latham (1968). Se incluyen de manera particular las recomendaciones prácticas de mayor interés que se extraen del análisis realizado.

Por último, el Capítulo 6 muestra las conclusiones del presente trabajo, tanto de manera general como particular, centrándose principalmente en las dos variables que resumen la calidad de la pieza obtenida: el porcentaje de reducción de espesor  $p_t(\%)$  y factor de daño *FD*. Del mismo modo, se describen los futuros trabajos que podrían derivarse de la presente tesis.

# 1 Introducción

## 1.1 Contextualización

La sociedad se enfrenta desde hace años al gran reto de conseguir un mundo más sostenible, donde los recursos se aprovechen de manera más eficiente y las emisiones contaminantes disminuyan. La industria del automóvil empujada por esta inquietud intenta desarrollar vehículos cada vez más eficientes, mejorando sus motorizaciones y disminuyendo su peso a través de la mejora en el diseño y la introducción de nuevos materiales.

Sumado a esto, han aparecido nuevos requerimientos de seguridad que han impulsado a los fabricantes de coches a una competición global por encontrar y utilizar alternativas más baratas a materiales ligeros y resistentes como el aluminio o el magnesio.

En este contexto los aceros avanzados de alta resistencia (*AHSS* – Advanced High Strength Steels) se han convertido en una buena elección para piezas estructurales y resistentes, consiguiendo reducir el peso y el coste para una misma aplicación y cumplir (incluso superar) los requerimientos de seguridad exigidos.

Sin embargo, la amplitud en la aplicación de estos aceros está limitada por nuevos retos en cuanto a la factibilidad de fabricación: conformabilidad, recuperación elástica del material (*springback*), soldadura, duración de los punzones de corte y herramientas de conformado en general, etc.

El conformado por deformación plástica de chapa integra un conjunto de procesos de fabricación por conservación de material en el que una pieza de metal (espesor pequeño frente a las otras dos dimensiones) o formato se deforma plásticamente mediante la acción de una herramienta bajo un sistema de cargas complejo (tracción, compresión, flexión, etc...). Las piezas fabricadas bajo este grupo de procesos presentan una elevada rigidez y una relación peso-resistencia muy favorable. Añadido a esto, se puede decir que los procesos de conformado de chapa metálica son procesos por lo general con una alta productividad y automatización, lo que les confiere un alto valor a la hora de realizar volúmenes elevados. Por estos motivos gran variedad y cantidad de piezas se fabrican mediante sus diferentes variantes.

Dentro de los procesos de conformado de chapa se encuentran técnicas como el doblado o plegado, el estirado, la estampación, la embutición profunda, el hidroconformado, etc.

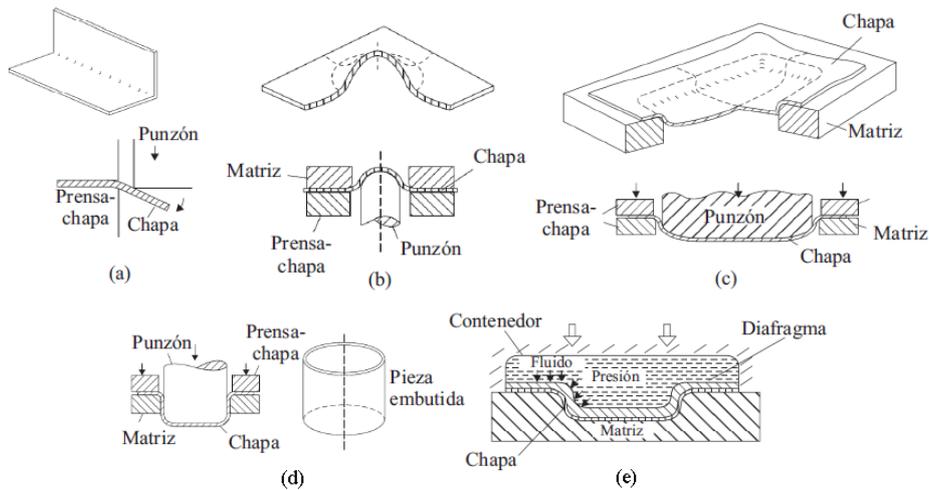


Figura 1.1 Procesos de conformado de chapa (Marciniak *et al.*, 2002): (a) doblado; (b) estirado; (c) estampación; (d) embutición profunda; (e) hidroconformado

El proceso de embutición profunda, como su nombre indica, permite realizar piezas con una determinada profundidad usando un pisador o prensachapas, el cual facilita que el material se introduzca en el hueco punzón-matriz, evitando las arrugas. La geometría obtenida puede ser de muy diversas formas, destacando por su alto grado de generalidad y empleo las geometrías que presentan algún tipo de simetría.

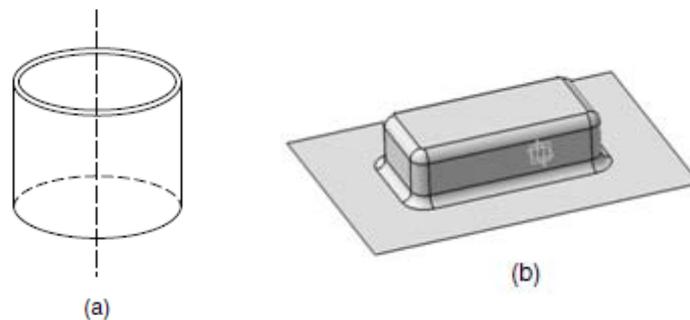


Figura 1.2 Geometrías ejemplo del proceso de embutición profunda: a) con simetría de revolución; b) con simetría pero no de revolución

En general se puede hablar de varias líneas de desarrollo dentro de la embutición profunda.

Como proceso de fabricación se le exige adaptarse a los nuevos tiempos, recortando los plazos de construcción de los utillajes necesarios para la realización de este tipo de piezas. Esto implica tener una capacidad mayor de predicción, de tal manera que los posibles fallos que puedan surgir, se hayan previsto y evitado antes de que surjan. En este aspecto, los programas de simulación juegan un papel fundamental, evitando modificaciones sobre el utillaje una vez construido, lo que encarece en gran medida el coste de estas herramientas y alargan los plazos con los consiguientes perjuicios hacia

los clientes y los propios productores. En este mismo sentido, podemos hablar de los diferentes programas de investigación, enfocados a la predicción del comportamiento de nuevos materiales, geometrías o variables dentro del proceso productivo.

Desde el punto de vista constructivo, los fabricantes de automóviles, electrodomésticos, aviones, etc. buscan nuevos materiales que permitan cumplir determinados objetivos, demandados generalmente por la sociedad; es el caso de las embuticiones de piezas en titanio o aluminio para el sector aeronáutico, aceros de alta resistencia en la automoción, entre otros. Estos materiales, que desde el punto de vista constructivo y de diseño aportan grandes ventajas como la reducción de peso, suponen auténticos quebraderos de cabeza para los fabricantes, que tienen que enfrentarse a nuevas características mecánicas sin tener un conocimiento sólido detrás que les permita tomar decisiones con confianza.

Los fallos o defectos que suelen aparecer en este tipo de proceso están relacionados principalmente con las arrugas en la pieza final, la estricción localizada y la fractura dúctil del material. Estos fallos o defectos dependen en gran medida de los parámetros geométricos que definen la pieza final, de los parámetros del proceso como la fuerza del pisador o el rozamiento, y del material utilizado.

De esta manera, el presente trabajo se centra en estudiar la influencia de los parámetros geométricos considerados de mayor importancia en el resultado final, al realizar un proceso de embutición profunda sobre una geometría que presenta una simetría que no es de revolución, utilizando diversos aceros avanzados de alta resistencia (*AHSS*) de interés industrial y cuyo comportamiento no ha sido estudiado aún en profundidad en la literatura científico-técnica.

## 1.2 Objetivos de la tesis doctoral

Tal y como se ha mencionado, los aceros avanzados de alta resistencia (*AHSS*) son novedosos en los campos industrial y de la investigación, existiendo poca información acerca de su comportamiento en los procesos de embutición profunda. De esta manera, uno de los principales objetivos de esta tesis es el de aportar información que ayude a esclarecer y explicar su comportamiento.

Del mismo modo, los procesos de embutición profunda están caracterizados en parte por la geometría de sus herramientas. Así, la presente tesis doctoral pretende dar respuesta a la influencia de determinados parámetros geométricos como la altura de embutición ( $S$ ), el radio de matriz ( $Rd$ ), el radio de punzón ( $Rpc$ ) y la relación largo/ancho del punzón ( $LD$ ) cuando la pieza a fabricar presenta una simetría que no es de revolución, al utilizar aceros avanzados de alta resistencia (*AHSS*).

Para ello se utilizará la herramienta de simulación basada en el método de los elementos finitos, ampliamente contrastada y aceptada tanto por el sector de la industria, como por la comunidad investigadora. Los métodos analíticos que proporcionan una solución a los procesos de embutición profunda, solamente son aplicables a casos simples como las piezas con simetría de revolución, encontrando una fuerte limitación a la hora de explicar los fenómenos que ocurren cuando los estados tensionales o de deformación presentan un poco más de complicación, como sería el caso de los procesos de embutición profunda para obtener piezas simétricas pero no de revolución o cualquier otra geometría irregular.

La alternativa al uso de los métodos analíticos sería la experiencia, método ampliamente popularizado en la historia industrial más próxima, donde una empresa aprendía el comportamiento de una pieza o de un material a través de numerosas pruebas y ensayos. Esto conlleva el uso de una cantidad de recursos elevada, sin mencionar el tiempo empleado. Hoy en día el uso aislado de este método resulta totalmente inviable tanto para la industria como para la investigación, debido principalmente a la consecución de plazos cada vez más cortos para la construcción de utillajes y el lanzamiento de nuevos productos, así como la gran competencia existente.

De esta manera se hace imprescindible el uso de las herramientas de simulación numérica y en especial el método de los elementos finitos; ello va a permitir conseguir otro de los objetivos de la tesis que es ahondar en el comportamiento de los aceros avanzados de alta resistencia (*AHSS*) bajo procesos de embutición profunda para piezas simétricas que no presenten una simetría de revolución y mejorar el estado del conocimiento actual dentro de este contexto.

Al mismo tiempo se pretende servir de guía para diseñadores, fabricantes y constructores de utillajes a la hora de definir los parámetros geométricos mencionados anteriormente, conociendo la tendencia de los mismos al utilizar un determinado *AHSS*, lo que ahorrará un considerable coste tanto en tiempo como en dinero, al evitar ajustes posteriores en los utillajes físicos.

Otro de los objetivos de la tesis es ampliar el alcance de este tipo de estudios al considerar un tipo de fallo intrínseco a los *AHSS* como es la fractura dúctil en el dominio  $-2 < \beta < -0.5$  de las deformaciones principales, a través de tres modelos y la construcción teórica de las curvas límite de conformado a fractura (*FFLD*), implementables en los programas de elementos finitos para el cálculo de conformado.

Por último, se persigue presentar los resultados en términos del porcentaje de reducción de espesor  $p_t(\%)$  y del factor de daño (*FD*) de la pieza final, lo que le confiere al trabajo un elevado aspecto práctico, al ser estos parámetros limitantes de la calidad y desempeño del producto final.

## 2 Interés tecnológico y clasificación de los aceros de doble fase

### 2.1 Introducción

Los fabricantes de automóviles se han visto empujados por la sociedad de consumo a mejorar la seguridad y la eficiencia de sus productos, así como a contribuir a un desarrollo sostenible, de tal manera que han buscado nuevos materiales para poder responder a estas premisas. En la Figura 2.1 puede verse cómo han evolucionado las cantidades límite de emisiones globales, y cuáles con los acuerdos futuros.

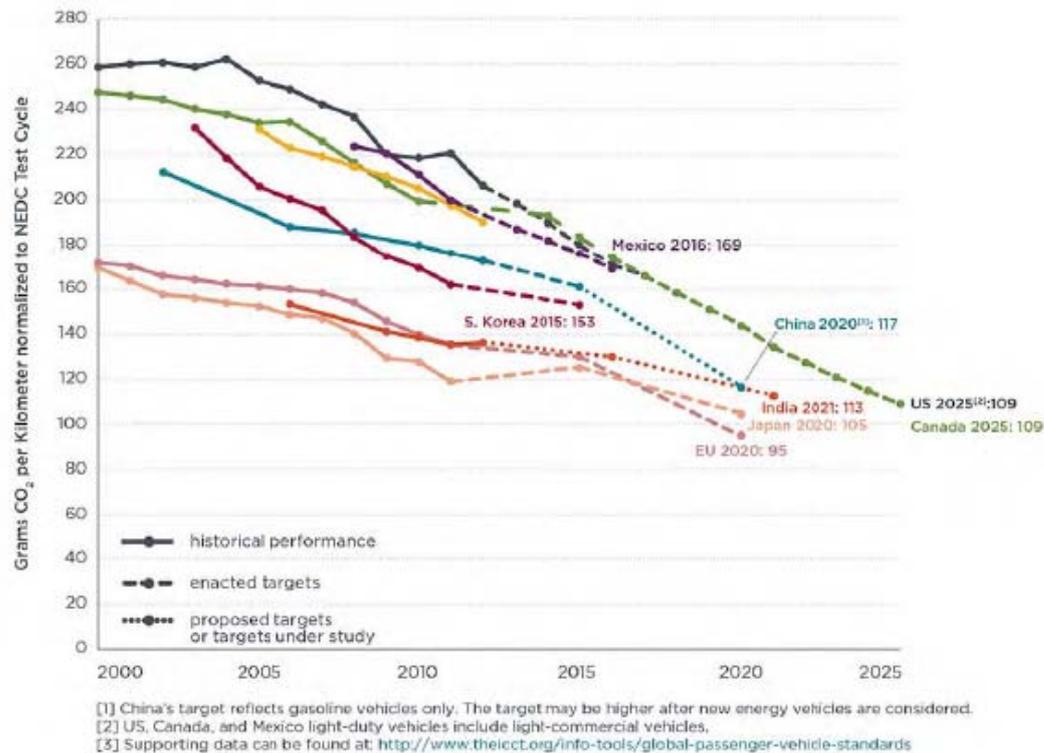


Figura 2.1 Histórico referido a la cantidad límite de emisiones globales (Keeler y Kimchi, 2014)

Los llamados aceros avanzados de alta resistencia (AHSS – Advanced High-Strength Steels) han resultado ser una respuesta más que aceptable para cumplir los requerimientos de seguridad, eficiencia, emisiones, fabricabilidad, durabilidad y calidad a un bajo coste, de tal manera que este grupo de aceros proporcionan una muy alta

resistencia y otras propiedades ventajosas, manteniendo unas características aceptables en cuanto a la conformabilidad, necesarias para la fabricación de piezas.

La familia de los aceros avanzados de alta resistencia (*AHSS*) incluye:

- Aceros de doble fase (*DP* – Dual Phase) objeto de estudio en el presente trabajo
- Aceros de fase compleja (*CP* – Complex Phase)
- Aceros ferrítico-bainíticos (*FB* – Ferritic-Bainitic)
- Aceros martensíticos (*MS* – Martensitic)
- Aceros de plasticidad inducida por transformación (*TRIP* – Transformation-Induced Plasticity)
- Aceros conformados en caliente (*HF* – Hot-Formed)
- Aceros de plasticidad inducida por maclaje (*TWIP* - Twinning-Induced Plasticity)

En la Figura 2.2 se muestra una comparación de estos aceros entre sí (incluyendo los aceros convencionales), en cuanto a su resistencia y su ductilidad medida en concepto de porcentaje de alargamiento.

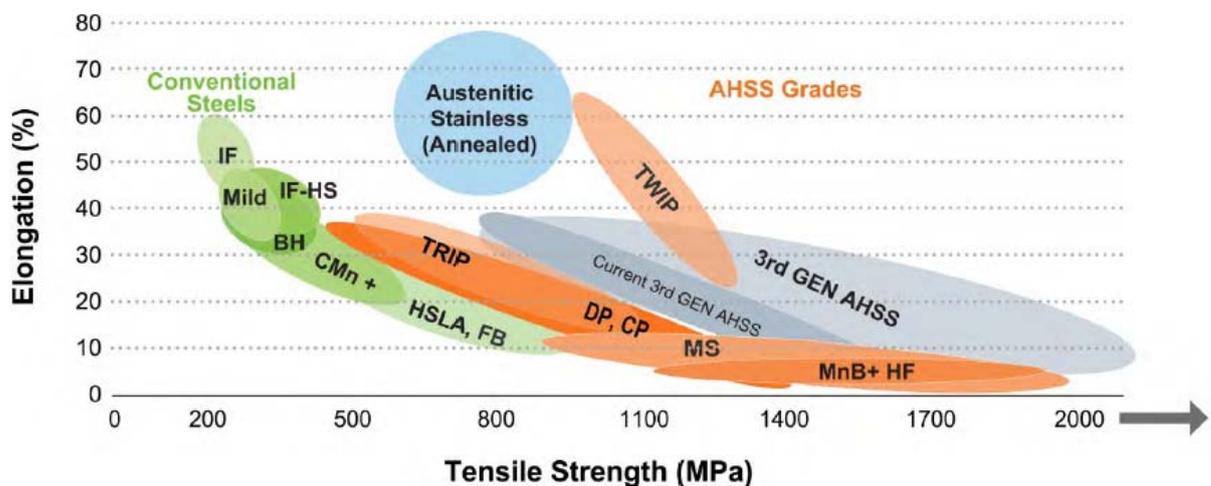


Figura 2.2 Comparación de la relación entre la resistencia a la tracción y el alargamiento para varias familias de aceros (Keeler y Kimchi, 2014)

Estas características especiales han hecho que el consumo de aceros *AHSS* sufra un gran incremento en pocos años, tal y como muestra la Figura 2.3, pasando de representar un 9.5% a ser un 34.8% del peso total del vehículo (Abraham, 2011) en los últimos 8 años.

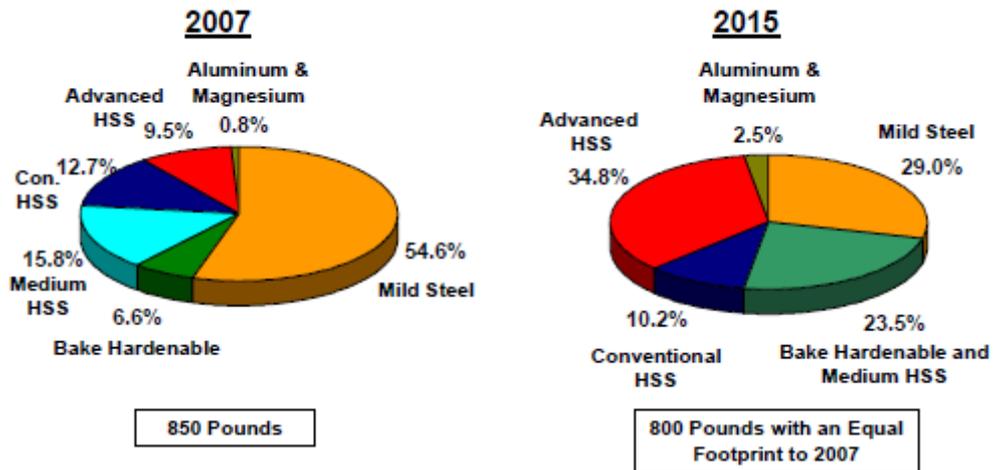


Figura 2.3 Porcentaje de materiales utilizados en función del peso del vehículo (Abraham, 2011)

Su distribución en el vehículo es diversa, aunque se concentran principalmente en la estructura y en aquellas zonas cuya funcionalidad pasa por absorber energía durante un posible impacto (Figura 2.4).

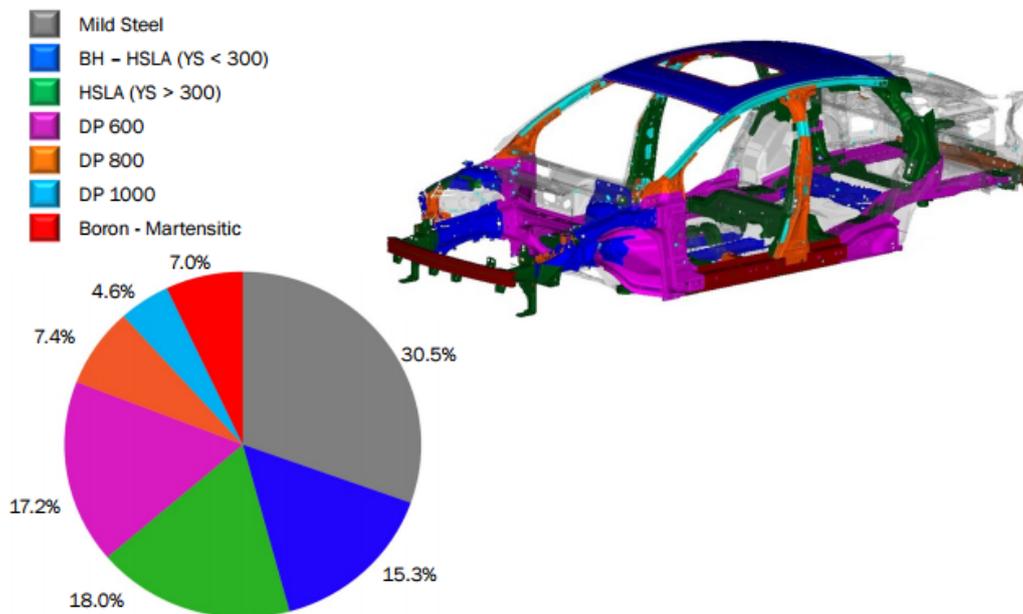


Figura 2.4 Distribución diferentes familias de acero en el chasis de una automóvil (Morgan, 2013)

En la Figura 2.5 se pueden observar algunas de las aplicaciones de los aceros de doble fase, dentro de la estructura del automóvil, donde destacan los refuerzos del suelo (*floor reinforcement*), el pilar B (*B-pillar*), el refuerzo lateral (*side member reinforcement*), el refuerzo central (*tunnel*), el refuerzo transversal (*floor crossmember*), el parachoques (*bumperbeam*) o el refuerzo de la puerta (*door beam*).

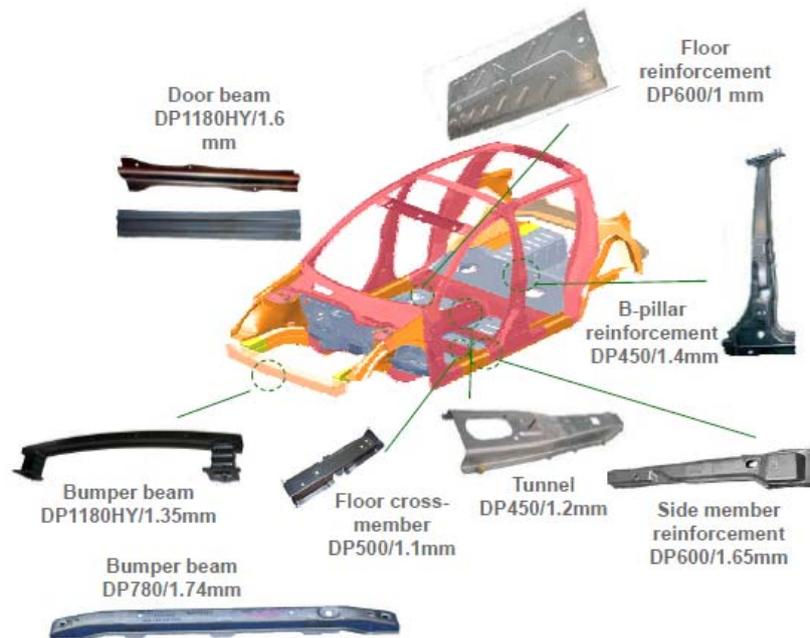


Figura 2.5 Aplicaciones de los aceros de doble fase (ArcelorMittal, 2015).

## 2.2 Aceros monofase: mejora de las propiedades mecánicas

Para una gran variedad de aplicaciones la mejora de la resistencia, en definitiva la mejora de las propiedades mecánicas, supone uno de los mayores objetivos en el desarrollo de los materiales. Las consideraciones de carácter económico y últimamente, también ecológico, han reforzado esta tendencia, haciendo de la resistencia un requisito íntimamente ligado a la reducción de peso en la industria del automóvil, en la que los aceros de doble fase han ganado una gran importancia en los últimos años.

Los aceros convencionales o monofase, incluyendo los aceros dulces (*Mild Steel*), los aceros libres de intersticios (*Interstitial-Free*), los aceros endurecibles por horneado (*Bake-Hardenable*) y los aceros de alta resistencia y baja aleación (*HSLA – High Strength Low Alloy steels*), tienen una estructura ferrítica simple, mientras que los aceros de doble fase, como su nombre indica, incluyen estructuras de doble fase, ferrítico-martensíticas, que les proporcionan propiedades especiales.

Debido a esta diferencia esencial, la manera en la que los aceros monofase y doble fase mejoran sus propiedades mecánicas es diferente.

### 2.2.1 Aceros monofase no aleados

Las propiedades mecánicas de los aceros monofase no aleados vienen esencialmente determinadas por:

- a) Su composición química

- b) La densidad de dislocaciones
- c) Su microestructura

con lo que un aumento en la resistencia pasa por la modificación de estos parámetros.

- a) Composición química.

Un cambio en la composición química de los aceros al carbono está bastante limitada, ya que se refiere únicamente a un cambio en el contenido de carbono. La Figura 2.6 muestra la variación de la resistencia y la ductilidad de los aceros en función de su contenido de carbono.

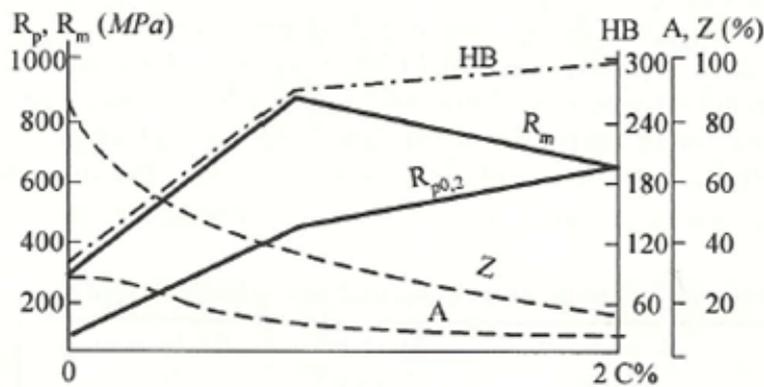


Figura 2.6 Variación de los valores de resistencia y ductilidad en función del contenido en carbono (Tisza, 2002)

En el gráfico anterior puede verse cómo al tiempo que las propiedades resistentes aumentan, los parámetros relacionados con la ductilidad disminuyen (A, Z), lo que pone de manifiesto la dificultad de alcanzar el requerimiento de mayor resistencia combinado con mayor ductilidad.

- b) Densidad de dislocaciones.

Un aumento del número de dislocaciones puede conseguirse a través de deformaciones plásticas en frío, lo que deriva en un incremento del nivel de energía de los cristales deformados, con lo que se logra un aumento de la resistencia, es decir, el endurecimiento por deformación plástica en frío aumenta la resistencia del acero al carbono.

Por lo general, el incremento de la resistencia alcanzado a través de la deformación plástica se expresa en función de la densidad de dislocaciones:

$$\Delta\sigma = k\sqrt{\rho_d} \quad 2.1$$

( $k$  es una constante dependiente del material y  $\rho_d$  representa la densidad de dislocaciones).

c) Microestructura.

Por último, una gran posibilidad de incrementar la resistencia en los aceros al carbono monofásicos es la modificación de la microestructura. En la Figura 2.7 puede observarse cómo el valor  $R_m$  (resistencia a la rotura) está directamente relacionado con la microestructura, aumentando desde los 300MPa de un acero ferrítico blando, hasta los 900MPa de un acero eutectoide 100% perlítico.

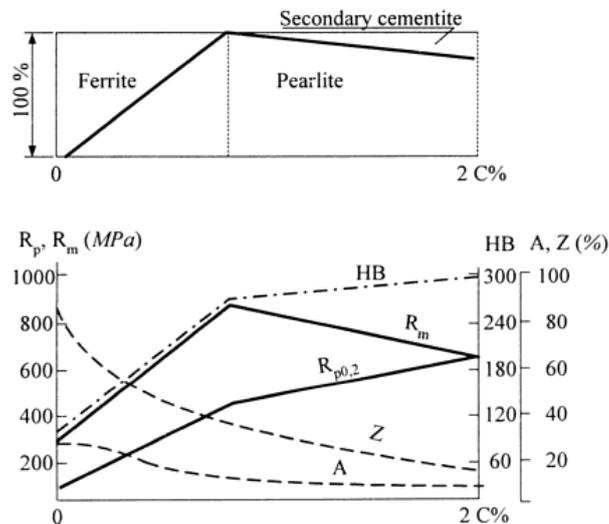


Figura 2.7 Variación de las propiedades de los aceros al carbono sin aleaar, en función del contenido en carbono y de la microestructura (Tisza, 2002)

Se puede observar que las propiedades mecánicas de los aceros al carbono pueden verse modificadas, dentro de un amplio rango de valores, al aplicar diferentes curvas de enfriamiento, que al final son las que definen su microestructura.

Las microestructuras martensíticas se obtienen como resultado de enfriamientos rápidos en los aceros, presentando este tipo de microestructura una mayor resistencia, aunque una menor conformabilidad.

### 2.2.2 Aceros monofase aleados

En los aceros monofase aleados existen algunos mecanismos adicionales a los mencionados para los aceros al carbono sin aleaar, basados en el efecto de los elementos de aleación.

a) Soluciones sólidas.

- b) Fases separadas: segregación o partículas discretas.
- c) Refinamiento de grano.
  
- a) Soluciones sólidas.

Si el elemento de aleación forma una solución sólida con el metal base, se produce el efecto llamado “mecanismo de endurecimiento por disolución”. En este caso, parte de los átomos del elemento aleante se sitúan en la región elásticamente distorsionada por las dislocaciones (Figura 2.8).

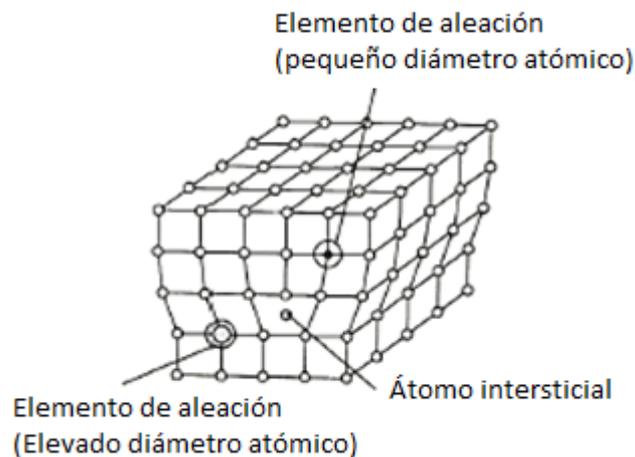


Figura 2.8 Localización de los átomos de aleación disueltos en la zona distorsionada del borde de la dislocación

Los átomos de los elementos aleantes con radios atómicos menores que los del metal base, normalmente se localizan en las zonas de compresión, mientras que los átomos con radios atómicos mayores se localizan en las zonas estiradas de las dislocaciones.

Estos átomos obstruyen el movimiento de las dislocaciones.

- b) Fases separadas: segregación o partículas discretas

Otro mecanismo para el incremento de la resistencia de los aceros al carbono aleados es el llamado “mecanismo de endurecimiento por precipitación”. En este mecanismo los elementos de aleación forman una fase separada, por ejemplo, un compuesto metálico con el material base ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Fe}_2\text{N}$ , etc.).

Las nuevas fases separadas limitan los movimientos de las dislocaciones al mismo tiempo que crean una distorsión en la estructura cristalina. En su

movimiento las dislocaciones no pueden pasar a través de las partículas dispersas de segunda fase, por lo que se mueven alrededor de ellas (Figura 2.9).

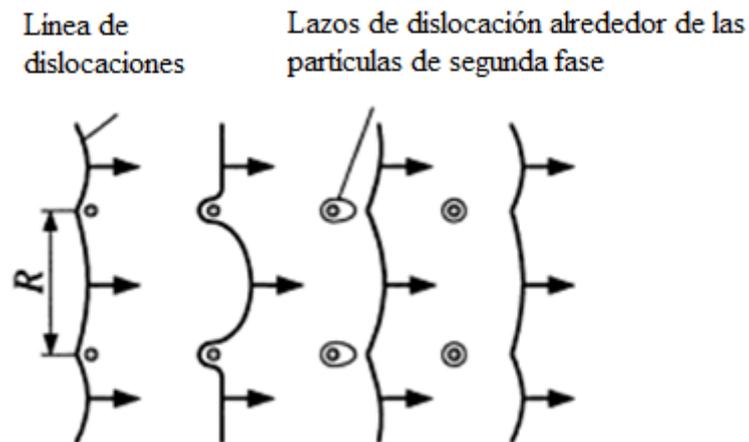


Figura 2.9 Lazos de dislocación formados alrededor de las partículas de segunda fase

#### c) Refinamiento de grano.

En algunos casos, los elementos de aleación causan un incremento en la resistencia al provocar un refinamiento del grano. Este fenómeno se puede explicar por el hecho de que las dislocaciones no pueden pasar a través de los bordes de grano.

## 2.3 Aceros de doble fase

### 2.3.1 Introducción.

Los aceros de alta resistencia y baja aleación (*HSLA* – High Strength Low Alloyed) presentan excelentes propiedades mecánicas, aunque en algunos casos no alcanzan la suficiente conformabilidad para la fabricación de piezas complejas que requieren una alta resistencia.

Este es el motivo por el que las investigaciones se fueron centrando en la elaboración de un nuevo tipo de aceros con una resistencia similar o superior a los aceros *HSLA*, con una alta conformabilidad, parecida a los aceros al carbono sin alear ( $C < 0.1\%$ ) (Figura 2.2). De estas investigaciones surgieron los aceros avanzados de alta resistencia (*AHSS*) y dentro de estos los aceros doble fase (*DP*).

Los mecanismos convencionales para incrementar la resistencia del acero monofase, como hemos visto, pasan por incrementar la densidad de dislocaciones o los diferentes tipos de interacciones con las mismas. En estos casos, un incremento en la resistencia va acompañado por un decremento de la conformabilidad (Figura 2.10).

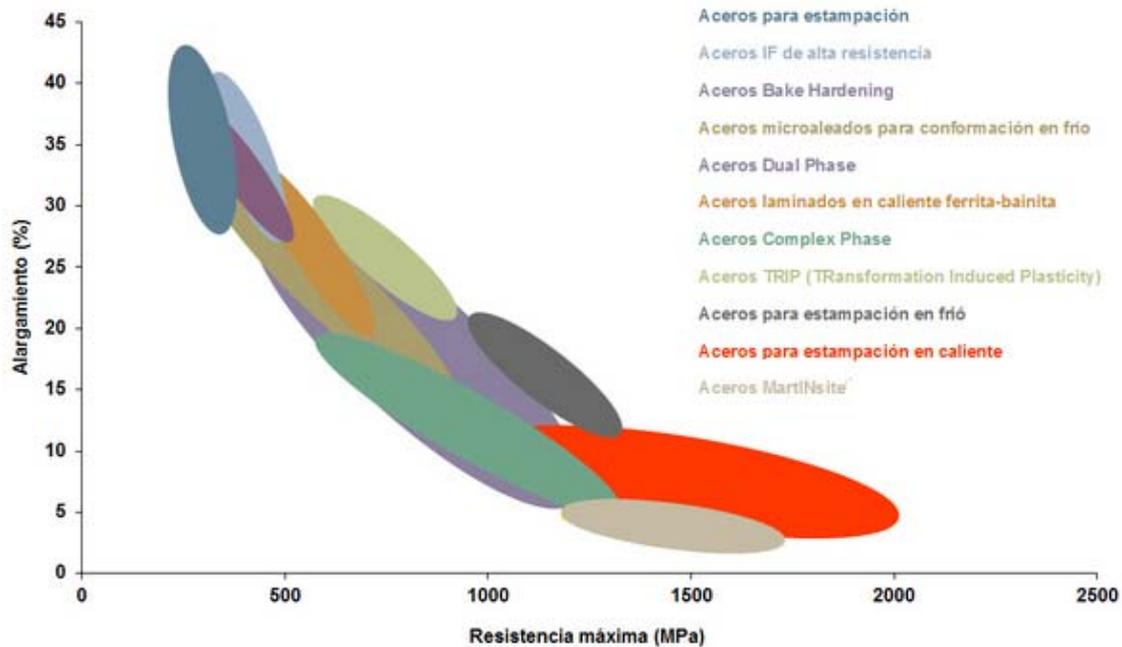


Figura 2.10 Relación entre la resistencia y la ductilidad para diferentes tipos de aceros de alta resistencia laminados en frío (ArcelorMittal, 2015)

Como puede verse en la figura anterior, la introducción de un nuevo grupo de aceros formado por al menos dos tipos de fases, ha supuesto una revolución en el incremento de la resistencia sin disminuir la ductilidad.

Este tipo de aceros, llamados aceros de doble fase, han conseguido una muy atractiva combinación resistencia – ductilidad, debido a la coexistencia de diferentes fases microestructurales, de diferente comportamiento mecánico y mutua interacción.

Están compuestos por una matriz relativamente blanda (ferrítica), responsable de un valor bajo de límite elástico y la buena conformabilidad, y una segunda fase dura (martensítica) responsable del elevado límite de rotura. Es posible, por lo tanto, variar las propiedades mecánicas de este tipo de aceros ajustando la fracción volumétrica, tamaño y distribución de las diferentes fases.

### 2.3.2 Características microestructurales

La estructura de los aceros doble fase es diferente de los aceros formados únicamente por una fase, por lo que para definirlos requieren información adicional como, por ejemplo, la fracción volumétrica, tamaño, distribución y morfología de las diferentes fases (Figura 2.11).

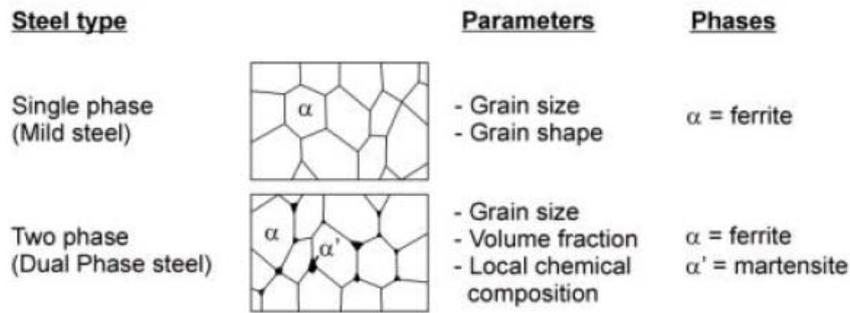


Figura 2.11 Comparación de las características microestructurales para la definición de los aceros doble fase y de los aceros monofásicos (Tisza, 2002)

A modo orientativo, se muestra en la siguiente tabla las propiedades mecánicas de las diferentes fases y constituyentes microestructurales del acero (Figura 2.12). En la Figura 2.13 se incluye la evolución microestructural de un acero hipoeutectoide durante su enfriamiento desde el estado austenizado.

Phase	$R_e$ , MPa	$R_m$ , MPa	A, %	Hardness, H <sub>v</sub>
Interstitial free ferrite	100 - 150	~ 280	~ 50	-
Ferrite (mild steel)	~ 220	~ 300	~ 45	-
Ferrite (0.7% Ni, 0.6% Cr)	~ 330	~ 550	~ 35	~ 180
Ferrite (13% Cr)	~ 300	~ 500	> 18	-
Pearlite	~ 900	~ 1000	~ 10	-
Cementite	~ 3000	-	-	800 - 1150
Nb carbonitrides	-	-	-	2500 - 3000
Bainite (~0.1% C)	~ 400 - 800	500 - 1200	$\leq 25$	~ 320
Martensite (~0.1% C)	~ 800	~ 1200	$\leq 5$	~ 380
Martensite (~0.4%)	~ 2400	-	-	~ 700
Austenite (18% Cr, 8% Ni)	~ 300	~ 600	> 40	~ 240

Figura 2.12 Características mecánicas orientativas de las diferentes fases y constituyentes microestructurales que componen el acero (Tisza, 2002)

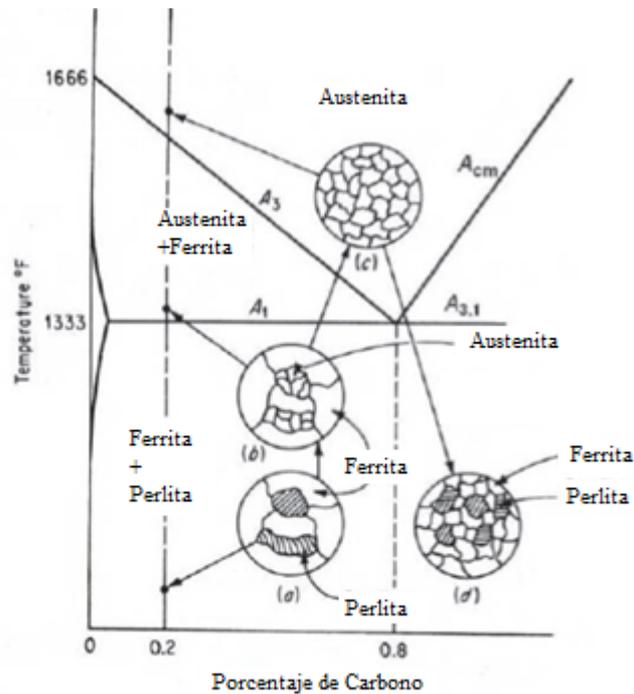


Figura 2.13 Microestructuras producidas durante el proceso de enfriamiento lento de un acero hipoeutectoide

La conformabilidad de los aceros doble fase está claramente condicionada por la fracción volumétrica entre el componente microestructural duro y el blando, así como el ratio del límite elástico entre las dos fases. En la Figura 2.14 se puede ver la combinación de estos parámetros con respecto al tipo de acero.

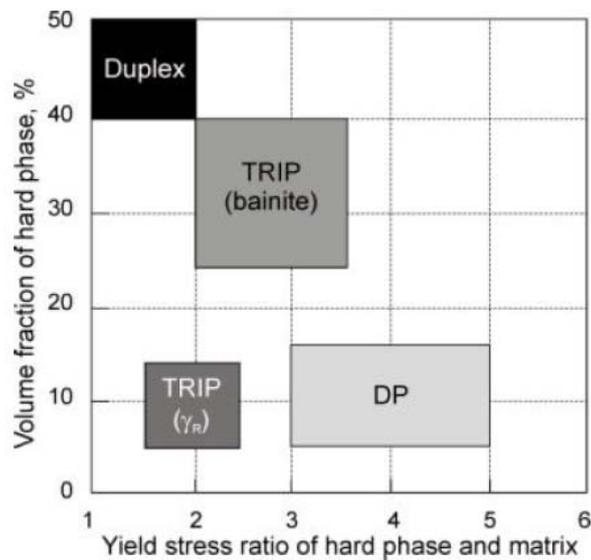


Figura 2.14 Fracción volumétrica y ratio del límite elástico de la fase dura y de la matriz blanda para diferentes aceros multifase (Tisza, 2002)

Adicionalmente, el tamaño y la morfología de los constituyentes también condicionan las características mecánicas del acero obtenido.

Los aceros doble fase presentan una fracción de volumen pequeña para la fase dura y una gran diferencia en el límite elástico entre las dos fases. Concretando un poco más, los aceros doble fase consisten en una matriz ferrítica que contiene una segunda fase martensítica dura, en forma de islas; el aumento de la fracción volumétrica de esta segunda fase generalmente aumenta la resistencia.

La Figura 2.15 describe la microestructura cristalina típica de un acero doble fase.

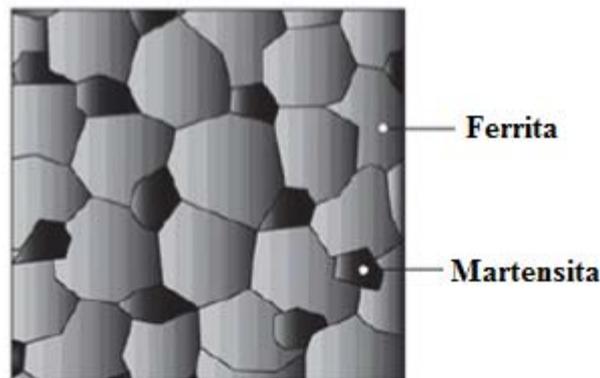


Figura 2.15 Esquema de la estructura microcristalina típica de los aceros doble fase

El porcentaje de martensita dentro del volumen total del acero está, generalmente, entre un 5 y un 20%. Para formar este tipo de estructuras se requiere un tratamiento intercrítico en el dominio austenita + ferrita, seguido de un enfriamiento lo suficientemente rápido como para transformar la austenita restante (la que no se ha transformado en ferrita) en martensita.

Este tratamiento se aplica normalmente en línea, utilizando instalaciones de recocido en continuo de chapas.

Las propiedades finales de estos aceros dependen de la fracción volumétrica de sus dos fases constitutivas, ferrita y martensita, que a su vez dependen de su contenido en carbono, de la temperatura del tratamiento intercrítico y la facilidad de temple, que a su vez es función del contenido en elementos de aleación y del espesor de la chapa.

La capacidad de consolidación (trabajo conjunto de las dos fases) inducida por la deformación de estos aceros es considerable. Esta propiedad les aporta no sólo una buena aptitud para la distribución de las deformaciones que favorece una buena conformabilidad, sino también unas características, una vez fabricada la pieza, muy superiores a las del metal sin conformar.

Como ejemplo, en los aceros de alta resistencia y baja aleación (*HSLA*), al aplicarse la carga, la fase ferrítica sufre la deformación sin que la fase dura se vea afectada; en cambio en los aceros doble fase, la fase dura (martensita) tiene una importante contribución en la distribución de la energía de deformación, pudiéndose describir los siguientes estados:

- Los dos componentes (ferrita y martensita) están sufriendo una deformación elástica.
- La ferrita se deforma plásticamente mientras que la martensita se encuentra en el campo elástico.
- Ambos componentes se deforman plásticamente.

Este comportamiento se puede observar en la Figura 2.16, en la que se aprecia cómo en la deformación se ha producido el estiramiento tanto de los granos de ferrita como de los de martensita.

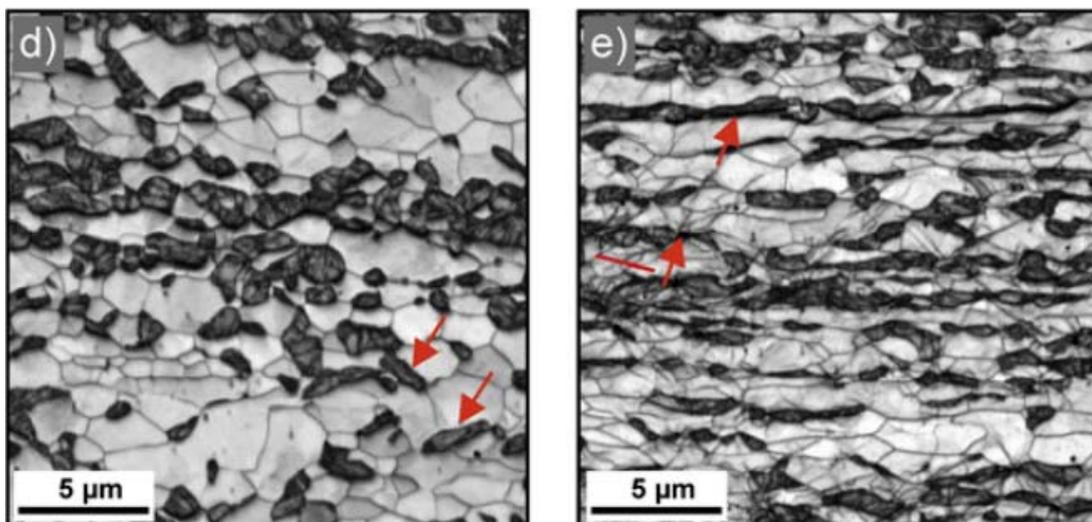


Figura 2.16 Evolución de la microestructura de un acero doble fase bajo una carga de tracción (Calcagnotto *et al.*, 2011).

Este “doble estado de deformación plástica” hace que este tipo de aceros no tengan claramente diferenciado su límite de fluencia (Figura 2.17).

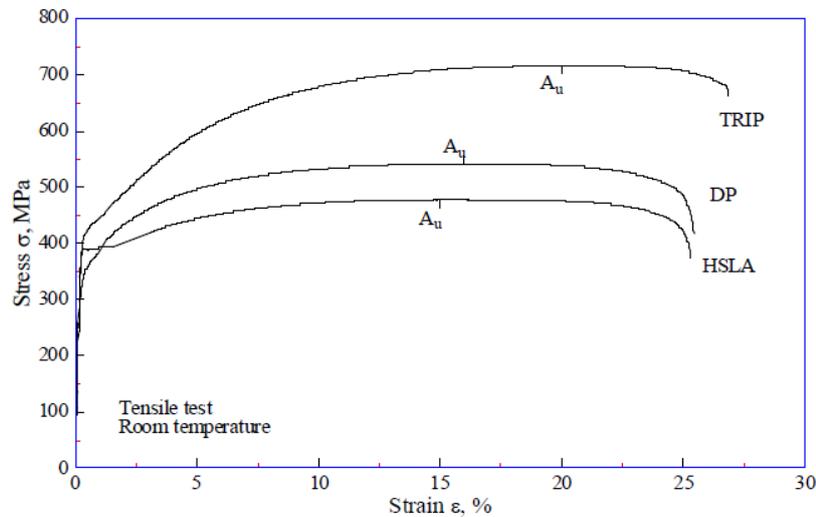


Figura 2.17 Curva Tensión-Deformación para aceros de alta resistencia con aproximadamente el mismo límite de fluencia (Tisza, 2002)

### 2.3.3 Tratamientos termo-mecánicos para la obtención de aceros de doble fase

La siguiente figura muestra esquemáticamente los diferentes procesos para la obtención de aceros doble fase, laminados en caliente y en frío.

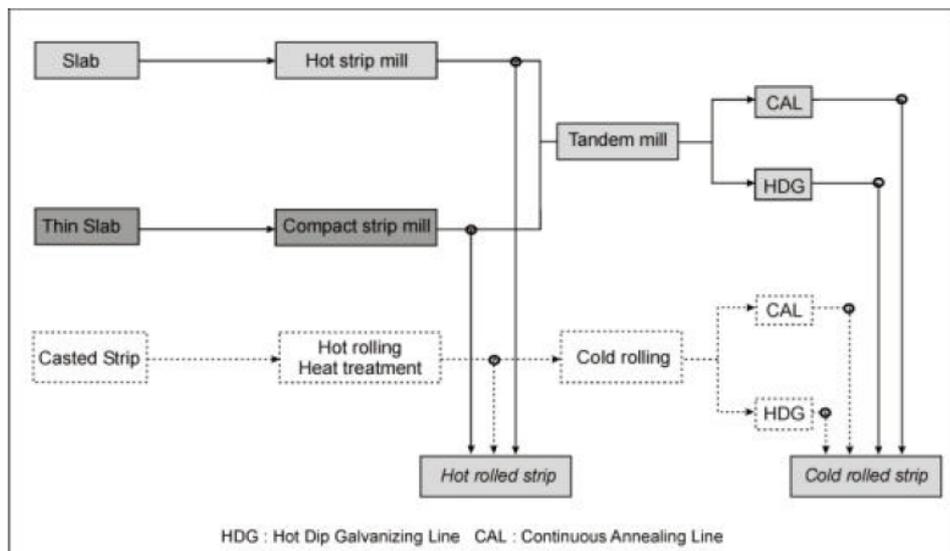


Figura 2.18 Diferentes procesos para la obtención de aceros doble fase (Tisza, 2002)

La microestructura de los aceros doble fase se obtiene por el enfriamiento controlado de la fase austenítica (en productos laminados en caliente) o de las dos fases, austenítica y ferrítica, para productos laminados en frío con recocido continuo y recubiertos por inmersión en caliente, de tal manera que se transforma una parte de la austenita en

ferrita, antes de que el enfriamiento rápido transforme el resto de austenita en martensita.

Dependiendo de la composición y la ruta de procesado, los aceros laminados en caliente que requieren aumentar la resistencia al estirado o disminuir la posible rotura en los contornos punzonados, pueden tener una microestructura que contiene cantidades significativas de bainita.

La fase ferrítica es generalmente continua, dando a estos aceros una excelente ductilidad. Esta fase rodea a la fase martensítica que se encuentra en forma de islas.

Los aceros doble fase se tratan térmicamente de manera continua (en un horno de tracción o en un baño de sal) o pueden ser tratados térmicamente mediante un enfriamiento controlado después de la laminación en caliente.

En los dos tipos de proceso, se lleva el acero a la temperatura intercrítica, donde se establece el ratio ferrita/austenita (zona  $\alpha+\gamma$ ). Después se aplica un proceso de enfriamiento determinado, de tal manera que se obtiene la estructura ferrítica-martensítica típica de estos aceros (Figura 2.19).

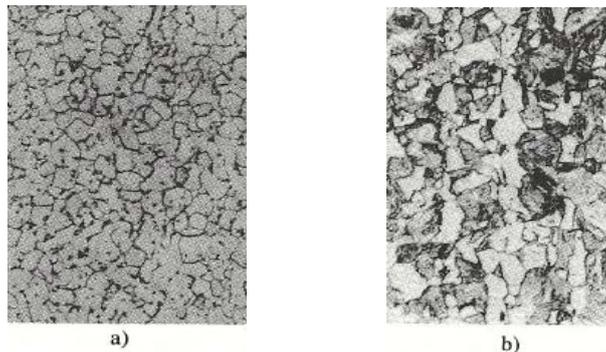


Figura 2.19 Microestructura de un acero no aleado con 0.1% de contenido en carbono, después de: a) un tratamiento térmico convencional; b) un tratamiento térmico tipo DP (Galán y Samek, 2012)

Las principales características de los aceros fabricados mediante este proceso son:

- Presentan una microestructura consistente en islas de martensita dispersa (5-20%) embebidas en ferrita deformable.
- A pesar de su elevada resistencia, presentan una plasticidad inusual.
- No se define de manera clara el punto de fluencia en los diagramas de tracción.
- El exponente de endurecimiento por deformación es bastante alto.
- Sus propiedades mecánicas son levemente anisotrópicas.

La producción de acero doble fase se caracteriza por (Figura 2.20):

- a) La temperatura intercrítica.

- b) Tiempo de permanencia en esta temperatura.
- c) El posterior enfriamiento.

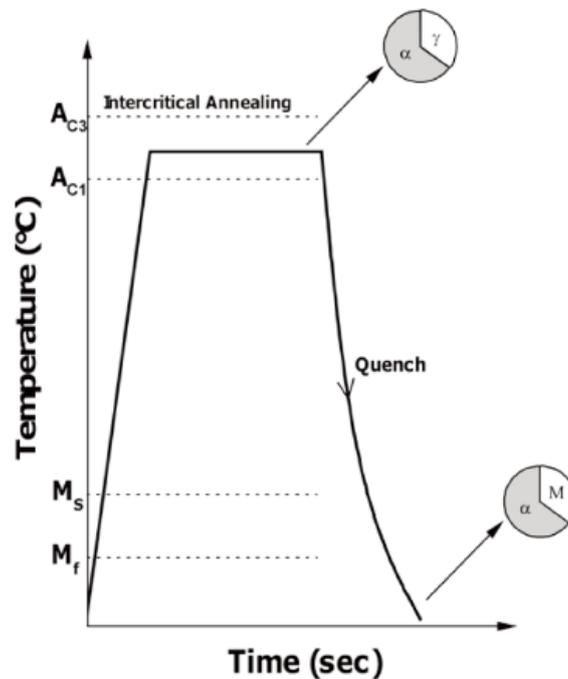


Figura 2.20 Recocido intercrítico usado como tratamiento en el proceso de obtención de aceros de fase dual en una línea de recocido continuo (Galán y Samek, 2012)

Los aceros doble fase deben calentarse por encima de la temperatura crítica inferior ( $A_{c1}$ ), en el rango intercrítico ( $A_{c1}-A_{c3}$ ), permitiendo la formación de ferrita y austenita ( $\alpha/\gamma$  ratio), en la proporción que luego desembocará en la composición de ferrita y martensita deseada.

Durante el calentamiento, la austenización ocurre en tres (3) pasos:

1. Una vez superada la temperatura  $A_{c1}$ , la transformación en austenita comienza inmediatamente en los límites de la ferrita-cementita, punto en el que la concentración de carbono es la adecuada para la transformación de fase.

Esta transformación se produce tanto en las islas de perlita como en las partículas de cementita, localizadas en los bordes de la ferrita. De esta manera va produciéndose austenita hasta que se disuelven todos los carburos.

La concentración máxima de carbono en la austenita depende de la capacidad de disolver el carbono a la temperatura a la que se encuentre.

2. La transformación de ferrita en austenita continúa lentamente, debido a que la concentración de carbono en la austenita hace más difícil la disolución del mismo. Este paso implicaría una austenización parcial.
3. Se produce la transformación completa en austenita (austenización total), alcanzándose el equilibrio después de la redistribución del carbono y el manganeso. Este paso sólo se da como etapa intermedia en algunas situaciones que se comentan a continuación.

La formación de martensita está condicionada por el contenido uniforme de carbono, y la distribución no homogénea de los elementos de aleación, tratándose de un proceso muy complicado.

Donde el contenido de Mn es grande, el valor de la temperatura de transformación de fase ( $M_s$ ) es menor, de tal manera que en estas zonas la transformación a martensita ocurre más fácilmente. Sin embargo en las zonas con menor contenido de Mn, la transformación martensítica comienza a una temperatura más alta, si la velocidad de enfriamiento es suficientemente alta.

Esta transformación difiere de la transformación normal de austenita a martensita. La principal diferencia es que ocurre en la zona  $\alpha$ - $\gamma$ , de tal manera que la austenita que se transforma en martensita se encuentra rodeada de ferrita.

Por otro lado, el incremento de volumen específico que acompaña la formación de martensita provoca una deformación plástica en la ferrita. Esto genera un cambio en la densidad de dislocaciones de la ferrita, siendo mayor en las fronteras entre ferrita y martensita y va decreciendo a medida que nos alejamos.

La siguiente figura muestra algunas versiones del diagrama temperatura-tiempo para la obtención de la microestructura característica de los aceros de doble fase.

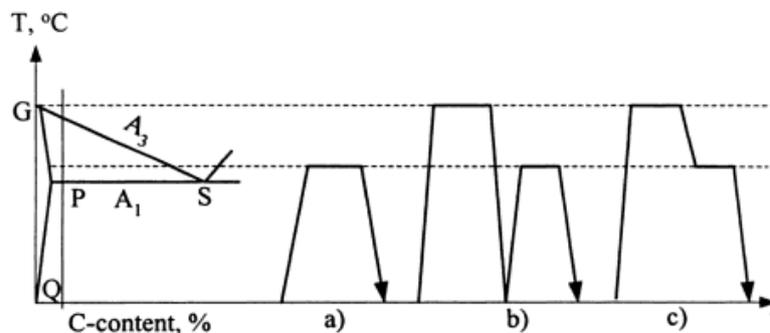


Figura 2.21 Diagramas característicos temperatura-tiempo para la obtención de aceros doble fase (Tisza, 2002)

El diagrama a) consiste en un calentamiento hasta la temperatura intercrítica ( $T_i$ ), seguidamente se mantiene la temperatura hasta alcanzar la proporción deseada de austenita y por último, se enfría. La simplicidad del proceso tiene el inconveniente de que la ferrita no se transforma (al no alcanzar la temperatura necesaria) y su tamaño de grano aumenta durante el calentamiento, lo que reduce la resistencia y la plasticidad.

En el diagrama b) se elimina el efecto negativo del caso anterior, ya que el acero se calienta por encima de la temperatura  $A_{c3}$ , por lo que toda la ferrita se transforma en austenita.

En el último diagrama c) se representa el proceso típico utilizado para bobinas, en una línea de producción. En él se puede ver cómo desciende la temperatura desde  $A_{c3}$  hasta  $T_i$ , y en este punto se mantiene un tiempo. Tiempo suficiente para generar la cantidad de ferrita (desde la austenita) deseada. Esta ferrita presenta una estructura de grano muy fino.

Las propiedades mecánicas de los aceros doble fase cambian linealmente con su contenido en martensita (Tisza, 2002), aumentando tanto la tensión de fluencia como la resistencia mecánica con el aumento de contenido en martensita.

No obstante, las propiedades mecánicas no pueden considerarse únicamente dependientes del porcentaje volumétrico de martensita. La gran cantidad de elementos intersticiales disueltos genera un micro-endurecimiento de la ferrita, que viene también determinado por la velocidad de enfriamiento (Tisza, 2002).

La plasticidad es debida principalmente a la ferrita, aunque puede mejorarse a través de la austenita residual. A temperatura ambiente, esta fase se encuentra encerrada en las islas de martensita, debido al efecto de la compresión que evita la transformación de austenita a martensita y solamente tiene suficiente valor en estas zonas.

#### 2.3.4 Influencia de la composición química

Con respecto a su composición química, se pueden considerar las siguientes premisas:

- Carbono. El contenido en carbono está entre un 0.1% y un 0.4%, siendo especialmente importante su capacidad para aumentar la resistencia de estos aceros, que depende del contenido en carbono además del porcentaje volumétrico de martensita.
- Manganeso. El manganeso es el componente de aleación más significativo en los aceros doble fase (aparte del carbono). Presentan concentraciones entre 1.0-2.2% (por lo general 1.4-1.6%). Aumenta la resistencia significativamente,

disminuyendo la temperatura de transición (temperatura en la que el material fragiliza).

Una de las características más importantes de este elemento de aleación se manifiesta en la disminución de la temperatura de transformación de fase (temperatura crítica inferior), de tal manera que el ratio ferrita/martensita se puede controlar fácilmente. Este aspecto cobra gran importancia a la hora de determinar las propiedades de este tipo de aceros (Figura 2.22).

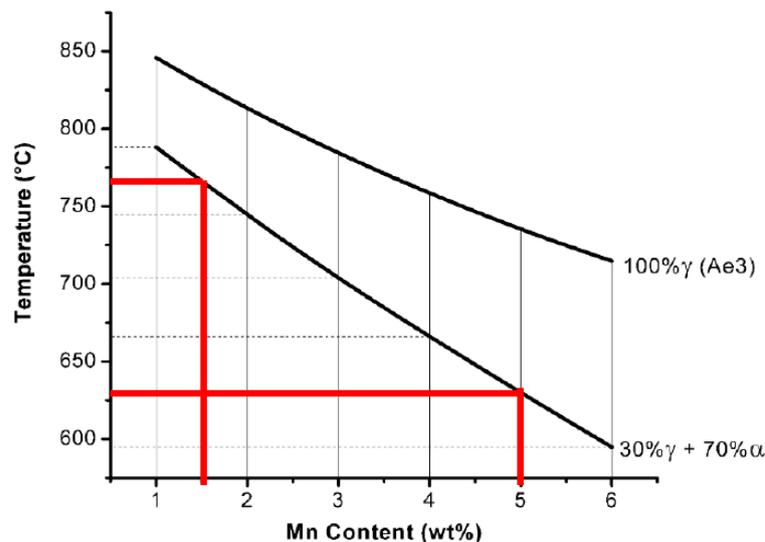


Figura 2.22 Disminución de la temperatura de transformación de fase en función del contenido en Mn (Tisza, 2002)

- d) Silicio. Incrementa significativamente la resistencia de la ferrita, mediante el mecanismo de endurecimiento por disolución, aunque también va acompañado de una reducción en la conformabilidad; por este motivo en algunos casos se intenta mantener por debajo de determinados límites. Por lo general se mantiene en valores del 0.30%.

El silicio también tiene el efecto negativo de incrementar la temperatura de transformación de fase.

- e) Cromo. No incrementa la resistencia a pesar de presentar la capacidad de distorsionar la estructura del acero, al igual que el Mn. Suele formar carburos muy estables con el carbono y el hierro, por lo que se presenta en esta forma.
- f) Aluminio. El contenido de aluminio en este tipo de aceros es bajo. Forma compuestos estables con el nitrógeno (N).

Tiene un fuerte efecto de refinamiento de grano, por lo que se produce un incremento en su resistencia cuando está presente. Al mismo tiempo produce

una disminución de la temperatura de transición por encima del 0.2% de concentración.

- g) Niobio, Titanio y Vanadio. Los aceros doble fase presentan comúnmente estos elementos de aleación, con grandes capacidades de endurecimiento por precipitación, formando carburos estables, nitritos y carbo-nitritos.

Su efecto es muy beneficioso ya que retrasan la cristalización.

En la siguiente tabla (Tabla 2.1) se puede ver la composición química típica de los aceros doble fase.

Alloying elements, mass %						
C	Mn	Si	Al	P	S	N
0.005	1.51	0.24	0.010	0.009	0.010	0.006
0.060	1.47	0.23	0.009	0.009	0.010	0.007
0.120	1.47	0.24	0.008	0.009	0.010	0.007
0.160	1.53	0.24	0.024	0.009	0.009	0.005
0.200	1.53	0.25	0.023	0.009	0.010	0.006
0.290	1.51	0.26	0.021	0.009	0.010	0.007
0.400	1.53	0.25	0.026	0.009	0.010	0.005

Tabla 2.1 Composición química típica de los aceros doble fase (Tisza, 2002)

### 2.3.5 Clasificación y características de aceros doble fase más comercializados

Los aceros doble fase se clasifican principalmente en función del límite elástico que presentan, de acuerdo con la norma EN 10338:2015).

En la Figura 2.23 se puede ver la composición química de los aceros doble fase recogidos en la norma europea; así como sus propiedades mecánicas en la Figura 2.24 para los laminados en frío y en la Figura 2.25 para los laminados en caliente.

Steel grade		% by mass									
Steel name	Steel number	C max	Si max	Mn max	P max	S max	Al <sub>total</sub>	Cr + Mo max	Nb + Ti max	V max	B max
dual-phase steels (X)											
HCT450X	1.0937	0,14	0,75	2,00	0,080	0,015	0,015 to 1,0	1,00	0,15	0,20	0,005
HCT490X	1.0995	0,14	0,75	2,00	0,080	0,015	0,015 to 1,0	1,00	0,15	0,20	0,005
HCT590X	1.0996	0,15	0,75	2,50	0,040	0,015	0,015 to 1,5	1,40	0,15	0,20	0,005
HCT780X	1.0943	0,18	0,80	2,50	0,080	0,015	0,015 to 2,0	1,40	0,15	0,20	0,005
HCT980X	1.0944	0,20	1,00	2,90	0,080	0,015	0,015 to 2,0	1,40	0,15	0,20	0,005

Figura 2.23 Composición química de los aceros doble fase recogidos en la norma EN 10338 (2015)

Steel grade		Proof strength	Tensile strength	Elongation	Strain hardening exponent	Bake hardening index
Steel name	Steel number	$R_{p0,2}$ MPa <sup>a</sup>	$R_m$ MPa <sup>a</sup> min.	$A_{80}^b$ % min.	$n_{10-UE}$ min.	$BH_2$ MPa <sup>a</sup> min.
dual-phase steels (X)						
HCT450X	1.0937	260 to 340	450	27	0,16	30
HCT490X	1.0939	290 to 380	490	24	0,15	30
HCT590X	1.0941	330 to 430	590	20	0,14	30
HCT780X	1.0943	440 to 550	780	14	—	30
HCT980X	1.0944	590 to 740	980	10	—	30

Figura 2.24 Propiedades mecánicas de los aceros doble fase, laminados en frío, recogidos en la norma EN 10338 (2015)

Steel grade		Proof strength	Tensile strength	Elongation		Strain hardening exponent
Steel name	Steel number	$R_{p0,2}$ MPa <sup>a</sup>	$R_m$ MPa <sup>a</sup> min.	$A_{80}$ % min.	$A_5$ for thickness $\geq 3$ mm % min.	$n_{10-UE}$ min.
HDT580X	1.0936	330 to 450	580	19	23	0,13

Figura 2.25 Propiedades mecánicas de los aceros doble fase, laminados en caliente, recogidos en la norma EN 10338 (2015)

La Figura 2.26 resume el significado de las siglas de los aceros *AHSS*, de acuerdo con la norma UNE-EN 10027:2006.

Principal symbols		Additional symbols for steel	Additional symbols for steel products	
H a n n n		an .....	+an + an .....	
H a T n n n (n)				
Principal symbols		Additional symbols		
Letter	Mechanical property	For steel		For steel products
		Group 1 <sup>b</sup>	Group 2 <sup>b</sup>	
H = flat products of high strength for cold forming	Cnnn = cold rolled followed by specified minimum yield strength <sup>c</sup> in MPa <sup>d</sup>	B = Bake hardening	D = for hot dip coating	Table 17
	Dnnn = hot rolled for direct cold forming followed by specified minimum yield strength <sup>c</sup> in MPa <sup>d</sup>	C = Complex-phase		
	Xnnn = product where the rolling condition is not specified followed by specified minimum yield strength <sup>c</sup> in MPa <sup>d</sup>	I = Isotropic		
	CTnnn(n) = cold rolled followed by specified minimum tensile strength in MPa <sup>d</sup>	LA = Low alloyed		
	DTnnn(n) = hot rolled for direct cold forming followed by specified minimum tensile strength in MPa <sup>d</sup>	M = Thermomechanically rolled		
	XTnnn(n) = product where the rolling condition is not specified followed by specified minimum tensile strength in MPa <sup>d</sup>	P = With phosphorus		
		T = TRIP (Transformation Induced Plasticity)		
		X = Dual phase		
		Y = Interstitial free		
		G = Other characteristics followed, where necessary, by 1 or 2 digits		

<sup>a</sup> n = numerical characters, a = alpha characters, an = alphanumeric characters.  
<sup>b</sup> symbols of group 1 and 2, may be suffixed by one or two digits in order to distinguish between qualities in accordance with the relevant product standard.  
<sup>c</sup> The term "yield strength" refers to upper or lower yield strength ( $R_{eH}$ ) or ( $R_{eL}$ ) or proof strength ( $R_p$ ), or proof strength total extension ( $R_t$ ) depending on the requirement specified in the relevant product standard.  
<sup>d</sup> 1 MPa = 1 N/mm<sup>2</sup>.

Figura 2.26 Nomenclatura de los aceros AHSS de acuerdo con la norma UNE-EN 10027 (2006)

Aparte de los aceros doble fase recogidos en la norma EN 10338:2015, se comercializan otras calidades tal y como se puede ver en la Figura 2.27.

prEN 10338 :2009  
(sin revestir)

FF 280 DP	
Dual Phase 450	HCT450X
Dual Phase 500	HCT500X
Dual Phase 600	HCT600X
Dual Phase 780 Y450	HCT780X
Dual Phase 780 LCE Y450	HCT780X
Dual Phase 780 Y500	
Dual Phase 980 LCE Y600	HCT980X
Dual Phase 980 LCE Y660	
Dual Phase 980 Y700	
Dual Phase 980 LCE Y700	
Dual Phase 1180	
Dual Phase 600	HDT580X
Dual Phase 780	

■ Laminado en caliente    ■ Laminado en frío

Figura 2.27 Calidades comercializadas de aceros doble fase por la firma Arcelor Mittal (ArcelorMittal, 2015)

	C Max	Mn Max	Si Max
FF 280 DP	0,14	1,6	0,40
Dual Phase 450	0,08	1,6	0,40
Dual Phase 500	0,14	1,6	0,40
Dual Phase 600	0,14	2,1	0,40
Dual Phase 780 Y450	0,17	2,2	0,60
Dual Phase 780 LCE Y450	0,10	2,0	0,40
Dual Phase 780 Y500	0,17	2,2	0,60
Dual Phase 780 LCE Y500	0,10	2,0	0,40
Dual Phase 980 LCE Y600	0,11	2,9	0,70
Dual Phase 980 LCE Y660	0,11	2,9	0,70
Dual Phase 980 Y700	0,18	2,4	0,60
Dual Phase 980 LCE Y700	0,11	2,9	0,70
Dual Phase 1180	0,18	2,4	0,60
Dual Phase 600	0,09	1,0	0,25
Dual Phase 780	0,09	1,0	0,30

■ Laminado en caliente    ■ Laminado en frío

Figura 2.28 Componentes principales de las calidades comercializadas de aceros doble fase por la firma Arcelor Mittal (ArcelorMittal, 2015)

	$R_p$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	A (%) $L_0 = 80$ mm $e < 3$ mm	A (%) $L_0 = 5,65 \sqrt{S_0}$ (mm) $e \geq 3$ mm	n	BH <sub>2</sub> (MPa)	Sentido
■ FF 280 DP*	280 - 340	≥ 450	≥ 25		0,15	30	SL
■ Dual Phase 450	280 - 340	450 - 530	≥ 27		0,16	30	ST
■ Dual Phase 500	300 - 380	500 - 600	≥ 25		0,15	30	SL
■ Dual Phase 600	330 - 410	600 - 700	≥ 21		0,14	30	SL
■ Dual Phase 780 Y450	450 - 550	780 - 900	≥ 15		0,10	30	SL
■ Dual Phase 780 LCE Y450	450 - 550	780 - 900	≥ 15		0,10	30	SL
■ Dual Phase 780 Y500	450 - 600	780 - 900	≥ 13		0,10	30	SL
■ Dual Phase 780 LCE Y500	500 - 600	780 - 900	≥ 13		0,10	30	SL
■ Dual Phase 980 LCE Y600	600 - 750	980 - 1100	≥ 10			30	ST
■ Dual Phase 980 LCE Y660	660 - 830	980 - 1100	≥ 10			30	ST
■ Dual Phase 980 Y700	700 - 850	980 - 1100	≥ 8			30	SL
■ Dual Phase 980 LCE Y700	700 - 850	980 - 1200	≥ 8			30	SL
■ Dual Phase 1180	900 - 1100	≥ 1180	≥ 5			30	SL
■ Dual Phase 600	330 - 460	580 - 670	≥ 22	≥ 24		30	SL
■ Dual Phase 780*	≥ 450	≥ 750	≥ 15	≥ 22		30	SL

■ Laminado en caliente ■ Laminado en frío

Figura 2.29 Características mecánicas de las calidades comercializadas de aceros doble fase por la firma Arcelor Mittal (ArcelorMittal, 2015)

## 3 Evolución histórico-tecnológica y conformabilidad de los procesos de embutición

### 3.1 Caracterización general de los procesos de embutición

En un proceso de fabricación un determinado material se transforma en una pieza diseñada para cumplir un fin concreto. Esta pieza se define de manera unívoca a través de una geometría específica y unas propiedades determinadas (Altan *et al.*, 1983).

Dentro de los procesos de fabricación, y más concretamente dentro de los procesos de conformado de chapa, encontramos el proceso de embutición profunda (deep drawing process), o más comúnmente conocido como proceso de embutición.

De acuerdo con la DIN 8584-1 (2003) el proceso de embutición profunda se puede definir como un proceso que se realiza bajo condiciones de tracción y compresión, y en el cual un formato de chapa plana se transforma en un cuerpo hueco abierto por uno de sus lados.

Para la realización de este proceso se utilizan prensas mecánicas o hidráulicas, y se requieren los siguientes elementos:

- El punzón, útil que transmite a la chapa la fuerza necesaria para la deformación.
- La matriz o troquel, que junto con el punzón confiere a la chapa la forma necesaria.
- El prensachapas o pisador, que ejerce una limitación/presión sobre la chapa contra la matriz, evitando la presencia de ondulaciones (arrugas) y controla la fluencia del material entre el punzón y la matriz.

En algunas ocasiones el uso de pisador no es necesario, ya que la relación entre el formato, la pieza final y el espesor, lo permite (Figura 3.1).

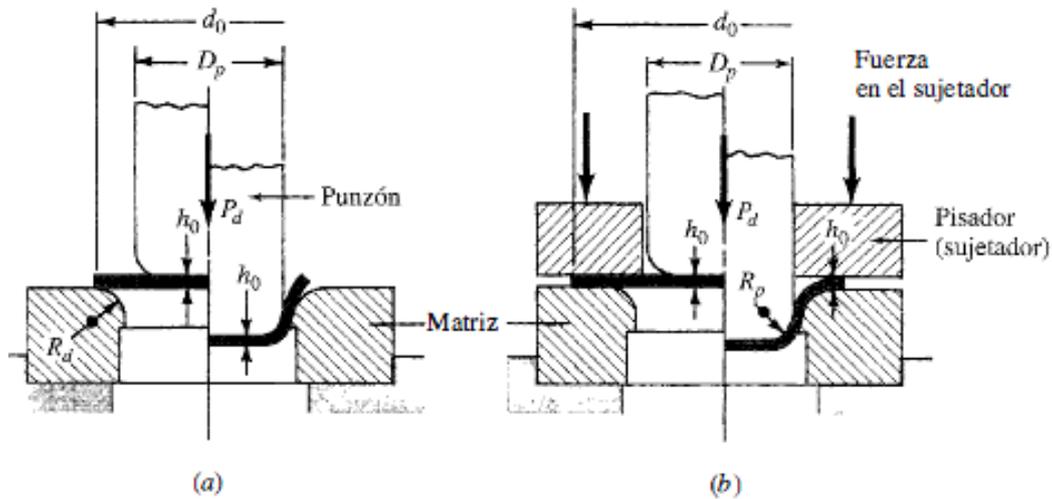


Figura 3.1 Operación de embutición a) sin pisador. b) con pisador (Schey, 2000)

De esta manera, el proceso de embutición profunda más simple consiste en la producción u obtención de una copa o un vaso cilíndrico de diámetro  $d$ , partiendo de un disco plano de diámetro  $D$ .

Durante la embutición de piezas cilíndricas, el diámetro  $D$  del disco inicial (desarrollo o formato) se reduce al diámetro  $d$  del cilindro final. Para lograr este resultado sería suficiente plegar las partes  $a, b, c, \dots$ , pudiendo decirse que los pequeños triángulos  $a', b', c', \dots$  resultan superfluos. Estas zonas son justamente las que se deben comprimir para poder obtener la forma final (Figura 3.2).

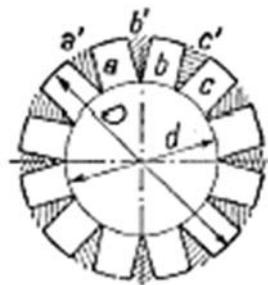


Figura 3.2 Esquema de la transformación de un disco en una pieza embutida (Wassilieff, 1966).

Estas zonas triangulares comprimidas ocasionan la formación de defectos como arrugas y pliegues (Figura 3.3). Para evitarlos se utiliza el citado pisador.

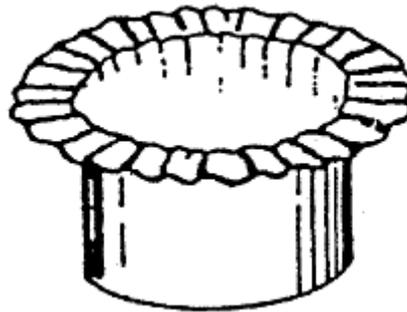


Figura 3.3 Aparición de arrugas en una pieza embutida (Banabic, 2010)

La embutición con matriz provista de pisador sigue las siguientes etapas:

- a) La chapa se recorta a la forma y dimensiones adecuadas (desarrollo) y se coloca sobre la matriz (Figura 3.4).

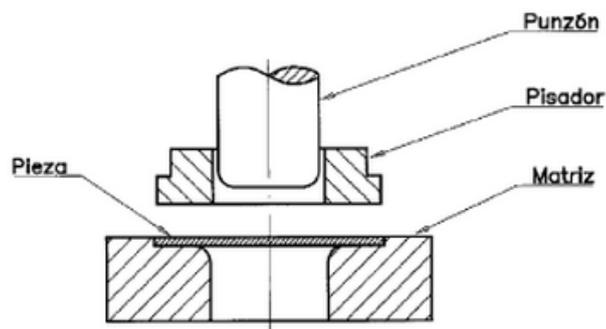


Figura 3.4 Colocación del formato o desarrollo sobre la matriz y herramientas del proceso (Groover, 2010)

- b) El pisador y el punzón descienden, de tal manera que el pisador casi llega a contactar con la chapa (existe una muy pequeña holgura definida por los limitadores) (Figura 3.5).

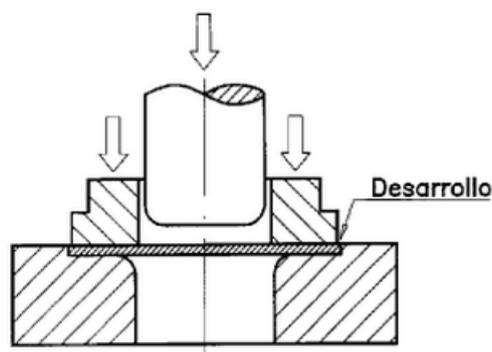


Figura 3.5 Pisador en posición de embutición ejerciendo un esfuerzo de pisado sobre los limitadores (Groover, 2010)

La presión del pisador impide que las arrugas formadas en la chapa, al intentar entrar en un hueco de menor diámetro que el del formato inicial, levanten la matriz.

Los limitadores evitan que el pisador oprima la chapa en exceso evitando marcas y roturas.

- c) El punzón contacta con la chapa y la fuerza a introducirse en el agujero de la matriz (Figura 3.6).

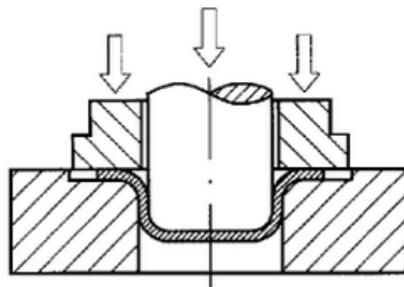


Figura 3.6 Punzón embutiendo la chapa contra la matriz (Groover, 2010)

- d) La pieza embutida se separa del punzón después de ascender el carro de la prensa, bien por el efecto del pisador, que asciende más tarde, bien mediante unos expulsores o un extractor (Figura 3.7).

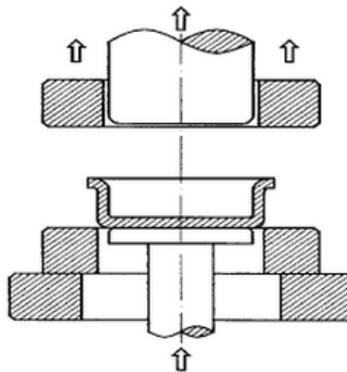


Figura 3.7 Separación de la pieza embutida (Groover, 2010)

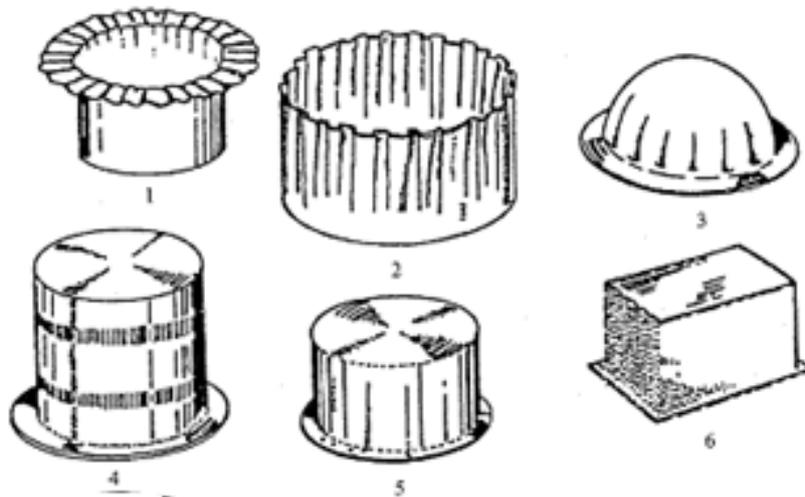
El proceso de conformado por embutición en frío es pues, una operación compleja, condicionada fundamentalmente por dos grupos de factores:

- **Factores relacionados con el tipo de material empleado en el proceso de embutición.** Son función de la composición química de dicho material, así como de las variables termo-mecánicas del proceso siderúrgico empleado en su

obtención. Esto dará como resultado unas determinadas propiedades mecánicas y textura en el material.

- **Factores relacionados con las variables operativas del proceso de embutición.** Estos son dependientes de las condiciones mecánicas en las cuales se desarrolla el proceso de conformación en frío del material, destacándose:
  - Diseño de la matriz y del punzón, especialmente en lo que a radios de acuerdo se refiere.
  - Fuerzas de conformado.
  - Presión en el prensachapas o pisador.
  - Velocidad de penetración.
  - Condiciones de lubricación entre el punzón, matriz y pisador.
  - Desarrollo plano elegido en el material de partida.

Los principales defectos que pueden aparecer en las piezas embutidas están relacionados principalmente con la rotura y las arrugas (Figura 3.8).



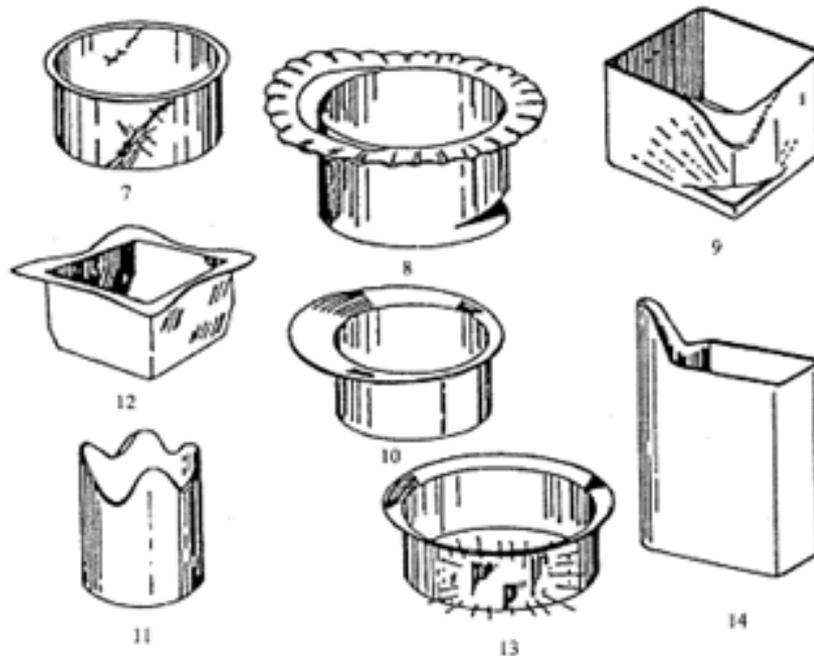


Figura 3.8 Defectos en piezas embutidas: 1.- Arrugas en el ala; 2.- Arrugas en la pared; 3.- Grietas en la pieza; 4.- Marcas de pisado; 5.- Marcas; 6.- Piel de naranja; 7.- Pliegues; 8.- Rotura de fondo; 9.- Rotura en la esquina; 10, 11 y 12.- Orejetas; 13 y 14.- Orejetas localizadas (Banabic, 2010)

Hablando de los avances y desafíos en los procesos de embutición profunda se pueden encontrar varias líneas de desarrollo.

Como proceso de fabricación se le exige adaptarse a los nuevos tiempos, recortando los plazos de construcción de los utillajes necesarios para la realización de este tipo de piezas. Esto implica tener una capacidad mayor de predicción, de tal manera que los posibles fallos que puedan surgir, se hayan previsto y evitados antes de que surjan. En este aspecto, los programas de simulación juegan un papel fundamental, evitando modificaciones sobre el utillaje una vez construido, lo que encarece en gran medida el coste de estas herramientas y alargan los plazos con los consiguientes perjuicios hacia los clientes. En este mismo sentido, podemos hablar de los diferentes programas de investigación, enfocados a la predicción del comportamiento de nuevos materiales, geometrías o variables dentro del proceso productivo.

Desde el punto de vista constructivo, los fabricantes de automóviles, electrodomésticos, aviones, etc. buscan nuevos materiales que permitan cumplir determinados objetivos, demandados generalmente por la sociedad; es el caso de las embuticiones de piezas en titanio o aluminio para el sector aeronáutico, aceros de alta resistencia en la automoción, etc. Estos materiales, que desde el punto de vista constructivo y de diseño aportan grandes ventajas, cómo la reducción de peso, suponen auténticos quebraderos de cabeza

para los fabricantes, que tienen que enfrentarse a nuevas características mecánicas, sin tener un conocimiento sólido detrás que les permita tomar decisiones con confianza.

### 3.2 Estado tensional y deformacional en un proceso de embutición cilíndrica

En el transcurso de este proceso de conformado mecánico, se produce en el material una historia de estados de tensiones y deformaciones, pudiendo describirse mediante una serie continua de campos tensoriales variables con el tiempo, que caracterizan el proceso mecánico de embutición profunda (Ibarrondo, 1985).

Para un estado intermedio determinado (Figura 3.9), a efectos cualitativos, el campo tensorial puede simplificarse por razones geométricas, de simetría y conservación de volumen, en una serie de estados elementales, en función de la zona de trabajo.

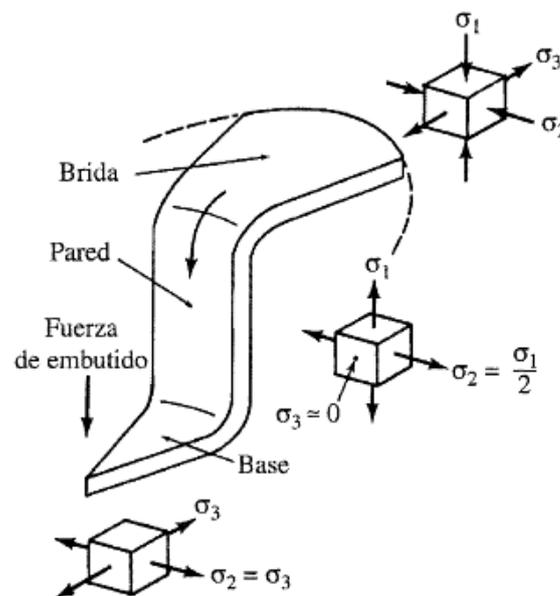


Figura 3.9 Estados tensionales en un proceso de embutición con pisador (Schey, 2000)

Estos estados elementales se aprecian en tres zonas diferentes, correspondientes a los tres estados elementales de tensiones:

- Brida o zona de ala.
- Pared
- Base o zona del fondo de la copa.

A continuación se describe cada uno de los correspondientes estados tensionales.

- a) Zona del ala o brida: correspondiente a la zona del disco original que no ha entrado entre el punzón y la matriz.

En el proceso de conformación por embutición, la presión ejercida por el punzón sobre el fondo de la copa se traduce en un esfuerzo de tracción sobre la pared de la misma. Este esfuerzo de tracción se transmite a la zona del ala, convirtiéndose en una tracción radial.

Al mismo tiempo, a medida que la chapa va introduciéndose en la matriz, disminuye la longitud de la circunferencia del ala, lo que provoca una compresión circunferencial. Esta compresión puede dar lugar al pandeo de la chapa (Figura 3.10) y a la formación de arrugas y pliegues; para evitarlo se recurre al prensachapas o pisador, cuya presión de apriete da lugar a una compresión en la dirección del espesor.

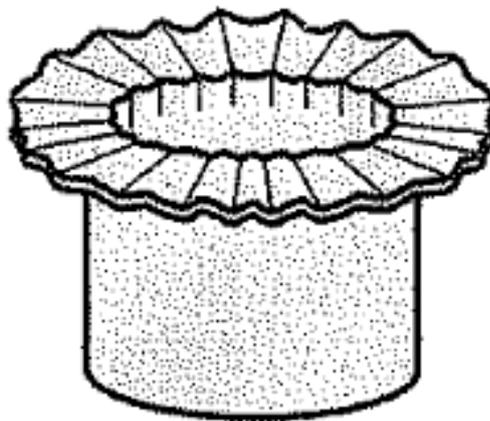


Figura 3.10 Pandeo de la chapa en la zona del ala (Banabic, 2010)

Por todo lo anterior, el estado completo de tensiones en la zona del ala viene dado por:

- Tracción radial.
- Compresión circunferencial.
- Compresión en la dirección del espesor.

A efectos prácticos, se considerarán únicamente las dos primeras, ya que la compresión en el sentido del espesor es pequeña comparada con las dos anteriores debido a que el prensachapas tiene como única misión guiar el flujo del material al interior de la matriz, y en la mayoría de las ocasiones se apoya sobre los limitadores.

Este estado de tensiones se conoce como estado de “embutición pura”, siendo su tensor de tensiones unitario:

$$\begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & -\sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix} \quad 3.1$$

En el caso de tratarse de una embutición pura equilibrada:  $(\sigma_3 = -\sigma_2)$ .

- b) Zona de pared. Correspondiente a la zona que se encuentra entre el punzón y la matriz (Figura 3.11).

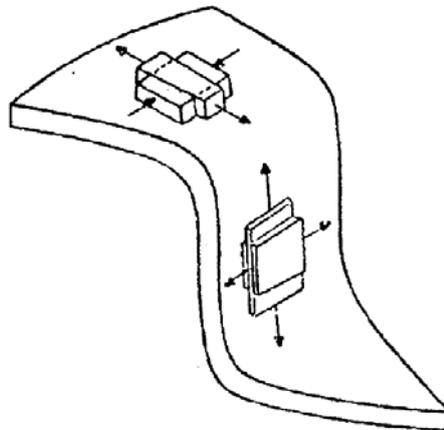


Figura 3.11 Estado tensional en la zona de la pared (Schey, 2000)

Como se ha señalado anteriormente, la presión ejercida por el punzón sobre el fondo de la copa se traduce en un esfuerzo de tracción sobre la pared de la misma; como consecuencia de esto, se produce un alargamiento en la dirección de la generatriz de la pared y una contracción en sentido circunferencial.

En este caso el conjunto punzón-matriz impide toda deformación en el sentido circunferencial, permaneciendo el diámetro de la copa en todo instante constante, por lo que aparece una fuerza de tracción circunferencial cuya misión es impedir la contracción en el sentido circunferencial.

Por otro lado, si el juego entre el punzón y la matriz es inferior al espesor de la chapa, se producirán esfuerzos de compresión en la dirección del espesor.

Por tanto, el estado completo de tensiones en la zona de pared, será:

- Tracción longitudinal.

- Tracción circunferencial.
- Compresión en la dirección del espesor, sólo en los casos que incluyan el supuesto mencionado anteriormente.

A este estado de tensiones se le conoce como tracción biaxial pura, siendo su tensor de tensiones unitario ( $\sigma_2 = \sigma_1$ ):

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad 3.2$$

- c) Zona del fondo de la copa. En el fondo de la copa, supuesta una ausencia de rozamiento entre el punzón y el material y dada la simetría rotacional existente, tendremos una tracción biaxial pura y equilibrada ( $\sigma_2 = \sigma_3$ ).

$$\begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix} \quad 3.3$$

En los procesos industriales de conformado por embutición se producen una serie de estados intermedios, donde la combinación de los diversos estados de tensiones hace que el proceso en su conjunto sea de una gran complejidad (Figura 3.12).

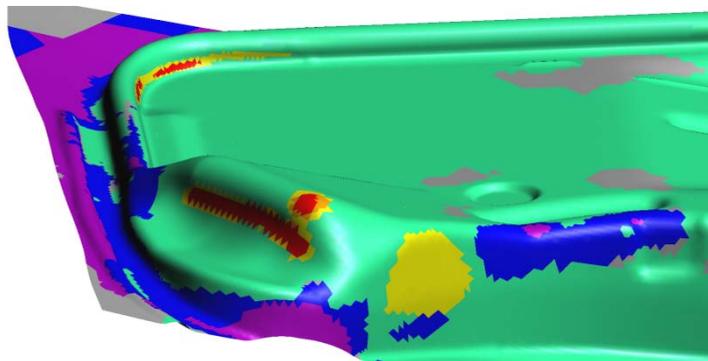


Figura 3.12 Análisis de conformabilidad en la que se muestran las zonas de compresión (azul y violeta) y las zonas de tracción (verde, amarillo y rojo)

En cuanto al estado de deformación, los diferentes valores de las deformaciones principales se pueden analizar cogiendo como ejemplo varios puntos dentro de una sección (Marciniak, 2002) (Figura 3.13):

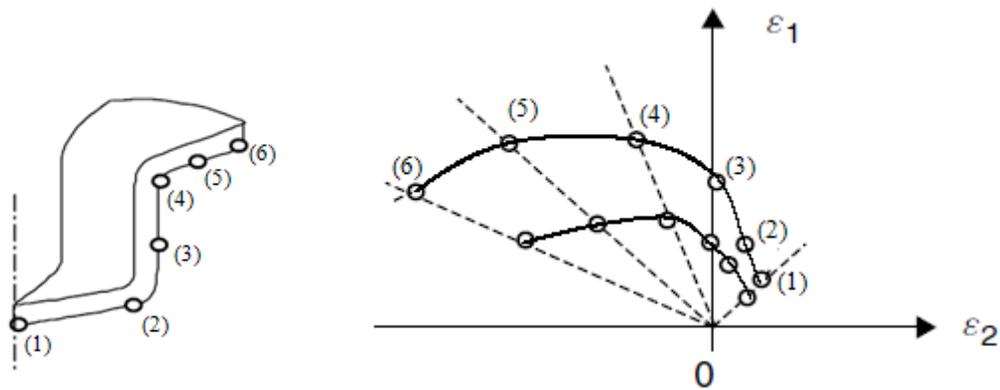


Figura 3.13 Patrón de deformación en un proceso de embutición cilíndrica (Marciniak, 2002)

Suponiendo un camino de deformación lineal como el de la figura anterior, el ratio de deformación se define como:

$$\beta = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} \quad 3.4$$

Si dibujáramos una malla de circunferencias de diámetro  $d_0$  sobre la chapa, veríamos cómo estas se van modificando en función del estado de deformación en el que se encuentren (Figura 3.14).

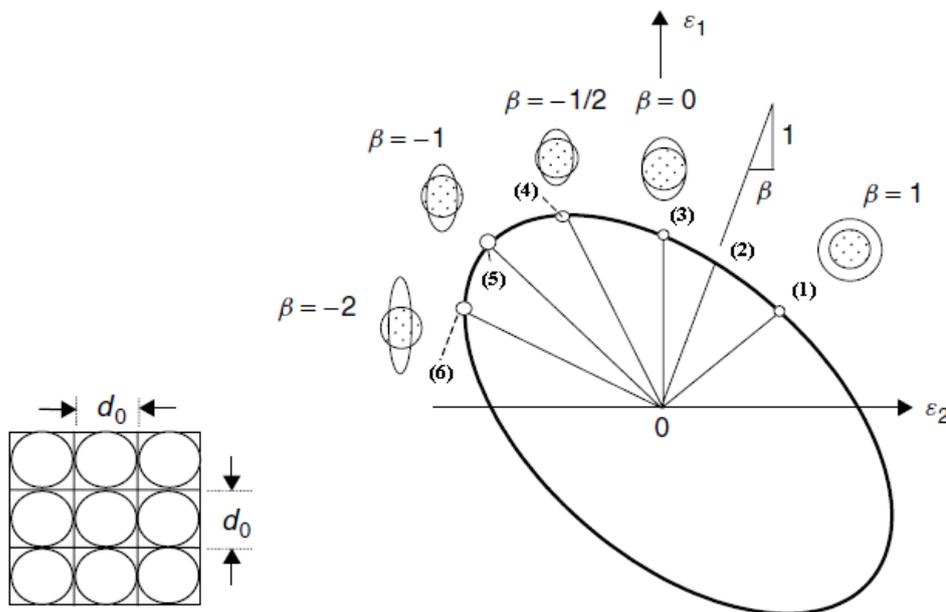


Figura 3.14 Descripción del patrón de deformación (Marciniak, 2002)

1. Estirado biaxial equilibrado:  $\beta = 1$

En este punto la circunferencia se agranda por igual en las dos direcciones, debido al estado de tracción biaxial pura equilibrada.

2. Estirado biaxial como transición entre el estirado biaxial equilibrado y la deformación plana:  $\beta = 0.5$

3. Deformación plana:  $\beta = 0$

El conjunto punzón-matriz impide la deformación en dirección circunferencial, por lo que solamente existe deformación en dirección radial y a lo largo de la chapa, generando un estado de deformación plana.

4. Tracción uniaxial  $\beta = -0.5$

Justo en el radio matriz, el material puede deformarse circunferencialmente para introducirse dentro de la cavidad, sin ningún tipo de restricción, bajo la acción de la fuerza del punzón.

Este estado de deformación se asemeja al que encontraríamos en el ensayo de tracción.

5. Cortadura pura  $\beta = -1$

La circunferencia se agranda en una dirección lo mismo que disminuye en la otra, debido a la compresión del material intentado reducir el diámetro de la chapa inicial.

6. Compresión uniaxial  $\beta = -2$

La tracción generada por el punzón disminuye en el borde de la chapa, mientras que la compresión en dirección circunferencial aumenta.

### 3.3 Estado tensional y deformacional en un proceso de embutición de chapa de piezas sin simetría de revolución

En la presente tesis el concepto de piezas sin simetría de revolución se aplica a piezas con geometría básicamente cuadrada o rectangular en la que se ha incluido un radio en cada una de las esquinas.

De acuerdo con los estudios realizados por Daxin *et al.* (2008) los estados de tensión y deformación en una embutición rectangular se pueden estudiar principalmente en tres zonas, desacopladas entre ellas por zonas de transición (Figura 3.15).

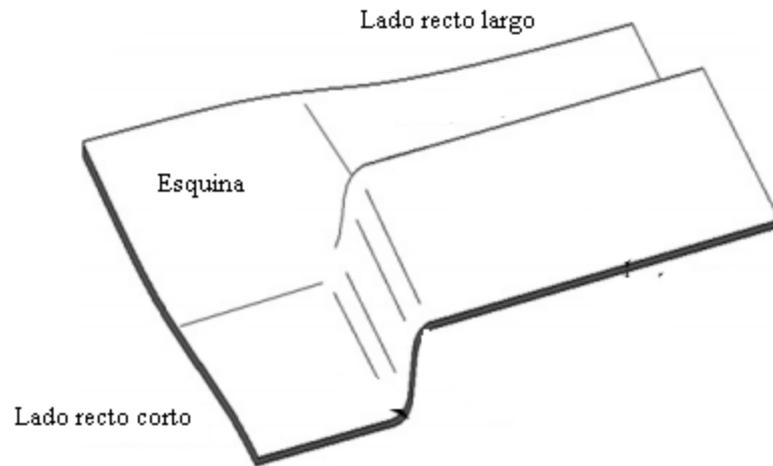


Figura 3.15 Zonas de estudio en embuticiones rectangulares, considerando un cuarto de la forma total (Daxin *et al.*, 2008)

a) Esquina

El comportamiento de la zona de esquina se asemeja al de un cuarto de círculo en una embutición cilíndrica, con un radio equivalente de acuerdo con la ecuación:

$$r_{cm} = \sqrt{\frac{(L - l + 2r_c)(W - w + 2r_c)}{\pi}} \quad 3.5$$

La idea puede verse en la Figura 3.16:

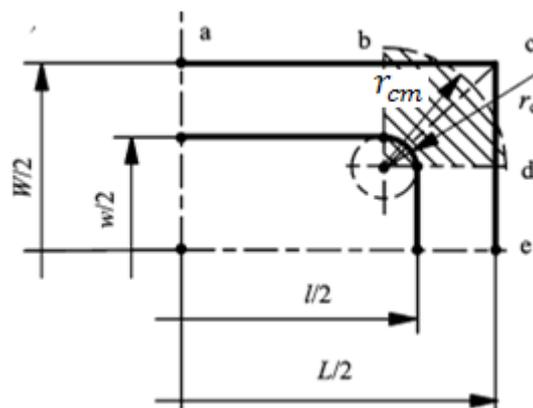


Figura 3.16 Radio equivalente (Daxin *et al.*, 2008)

De esta manera tanto el estado de tensión como el de deformación pueden asemejarse al explicado para una embutición cilíndrica.

b) Lados rectos

Los lados rectos se dividen en tres zonas: brida, pared y base. En las tres zonas el material se estira debido a la fuerza ejercida por el punzón y a la sujeción del pisador, mientras que en la dirección perpendicular el material circundante impide la compresión por lo que se puede hablar de un estado de deformación plana (Figura 3.17).

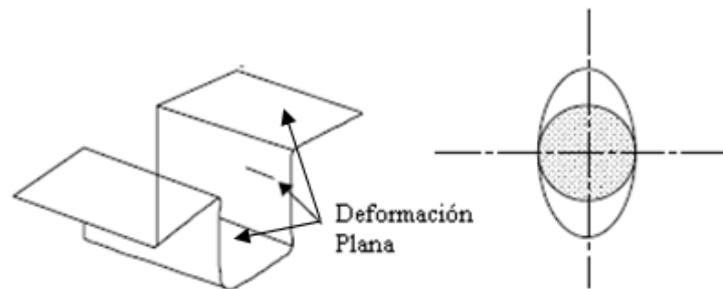


Figura 3.17 Estado de deformación de la pared del lado recto (Daxin *et al.*, 2008)

Además, en ambas zonas (esquina y lados rectos) se pueden considerar dos efectos importantes: el doblado y desdoblado de la chapa al pasar por los radios de la matriz y el punzón. Estos efectos generan un endurecimiento del material que reduce su deformación admisible.

### 3.4 Diagramas Límite de Conformado (Forming Limit Diagrams FLD)

#### 3.4.1 Generalidades

Ni los ensayos experimentales, ni los ensayos simulativos proporcionan un criterio cuantitativo que pueda aplicarse con generalidad para predecir el comportamiento de los materiales en el proceso de conformado por embutición (Marciniak, 2002).

A lo anterior debe añadirse el conjunto de factores externos que intervienen en este proceso y que generan una gran incertidumbre a la hora de predecirlo.

Para solucionar esta incertidumbre se determinan los diagramas límite de conformado (*FLD-Forming Limit Diagrams*), a estricción y rotura, que proporcionan incluso el margen de seguridad con el que se trabaja. Un ejemplo de estas curvas o diagramas, propuestos inicialmente por Keeler y Backhofen (1963) y Goodwin (1968), puede verse en la Figura 3.18.

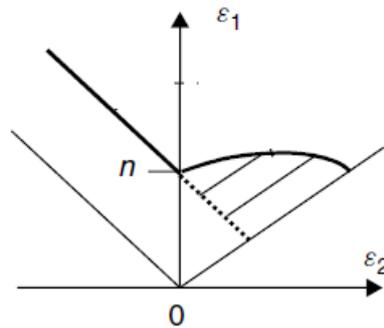


Figura 3.18 Ejemplo de Diagrama Límite de Conformado (FLD)

Estos diagramas consisten en una curva llamada Curva Límite de Conformado (*FLC*-Forming Limit Curve), representada en una gráfica con la deformación principal mayor ( $\epsilon_1$ ) en el eje de ordenadas y la deformación menor ( $\epsilon_2$ ) en el de abscisas.

La FLC divide el plano entre los estados de deformación que supondrían un fallo y aquellos que permiten un correcto conformado de la chapa (Figura 3.19).

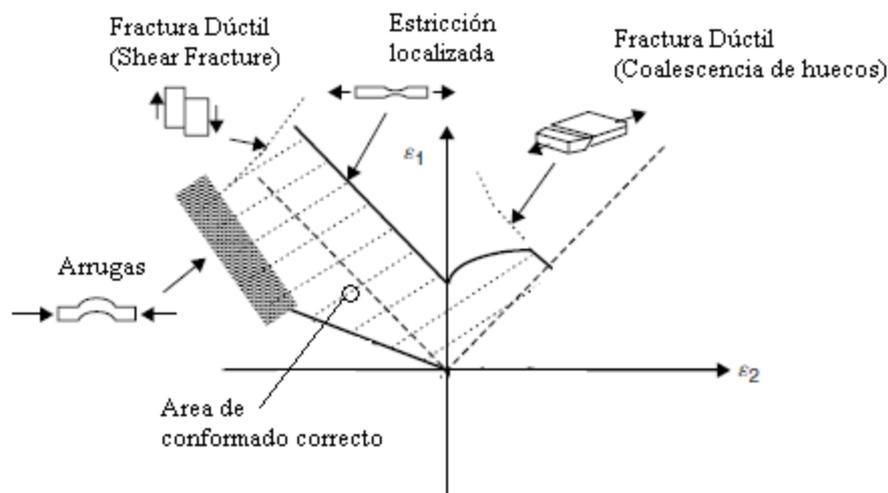


Figura 3.19 Diferentes modos de fallo en un proceso de conformado de chapa representados en un Diagrama Límite de Conformado (FLD)

Aunque los métodos de ensayo para la determinación de estas curvas son varios, el proceso radica fundamentalmente en la medición de las deformaciones producidas cuando se somete una serie de probetas de distintos anchos a la acción de un penetrador esférico. En estas condiciones, es posible simular los distintos estados de tensiones a que estará sometido el material en el transcurso del proceso de conformado (Figura 3.20).



Figura 3.20 Probetas utilizadas para la determinación de la Curva Límite de Conformado de un material

Para la medición de las deformaciones que acompañan a estos estados de tensiones, se marcan las chapas, previamente a su deformación, con un reticulado de círculos de igual diámetro, impresos de forma que no se introduzca tensión ni deformación alguna en las piezas (Figura 3.21).

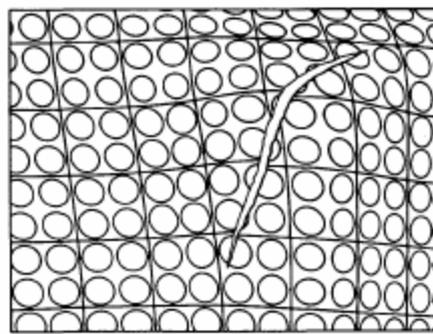


Figura 3.21 Reticulado de círculos después de la deformación (Marciniak, 2002)

Una vez realizado el ensayo, las circunferencias de diámetro  $d_0$  se habrán transformado en elipses de semiejes  $d_1$  y  $d_2$  (Figura 3.22).

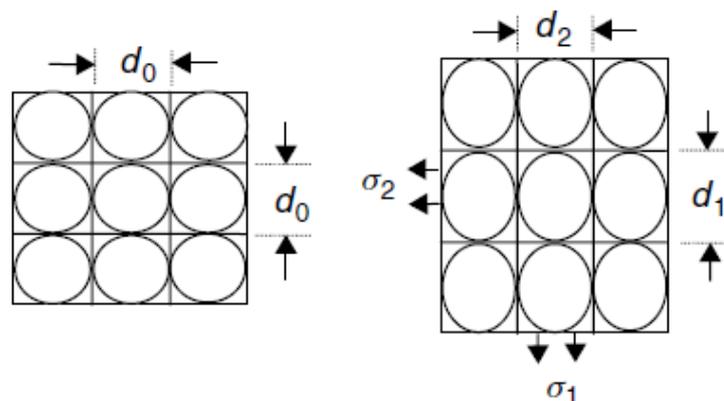


Figura 3.22 Deformación en el proceso de embutición

La representación de las parejas de valores correspondientes a las deformaciones unitarias ( $\varepsilon_1, \varepsilon_2$ ) hasta rotura, nos permiten el trazado de la curva *FLC* correspondiente (Figura 3.18).

### 3.4.2 Modelos teóricos basados en la estricción

Estas curvas y diagramas también se pueden obtener de manera teórica a través de tres modelos principalmente, todos ellos basados en la estricción localizada. La estricción localizada se puede definir como la zona de ancho reducido en la que se concentra la deformación de la chapa, provocando un adelgazamiento progresivo e inestable que conduce a la rotura si las condiciones de carga persisten.

#### 3.4.2.1 Swift y Hill

Considère (1885) estudió el problema de la inestabilidad en el ensayo de tracción, estableciendo que en el caso de materiales dúctiles se podían distinguir dos estados durante la deformación plástica. En el primero de ellos la influencia del endurecimiento del material es mayor que la influencia de la reducción de la sección transversal (deformación plástica estable), de tal manera que se caracteriza por necesitar un incremento de la fuerza de tracción para obtener un incremento de la deformación. En el segundo estado el efecto dominante es la reducción de la sección transversal, de tal manera que el endurecimiento del material no es suficiente para compensar el efecto anterior.

El inicio de la estricción se produce en el momento en el que se alcanza el valor máximo para la carga de tracción.

$$dF = 0 \quad 3.6$$

Considerando  $A$  el área de la sección transversal,  $l$  la longitud de la chapa en el instante en el que se mide,  $\sigma$  la tensión generada por la carga de tracción y el material como incompresible (se cumple el principio de conservación de volumen  $dV = d(Al) = 0$  se puede obtener la siguiente expresión:

$$dF = d(\sigma A) = \sigma dA + Ad\sigma = 0 \quad 3.7$$

$$\frac{d\sigma}{\sigma} = -\frac{dA}{A} = \frac{dl}{l} = d\varepsilon \quad 3.8$$

$$d\sigma = \sigma d\varepsilon \quad 3.9$$

Swift (1952) propuso que una estricción difusa (Figura 3.23) comienza en la chapa cuando la tensión alcanza un valor máximo a lo largo de las dos direcciones principales:

$$\begin{cases} d\sigma_1 = \sigma_1 d\varepsilon_1 \\ d\sigma_2 = \sigma_2 d\varepsilon_2 \end{cases} \quad 3.10$$

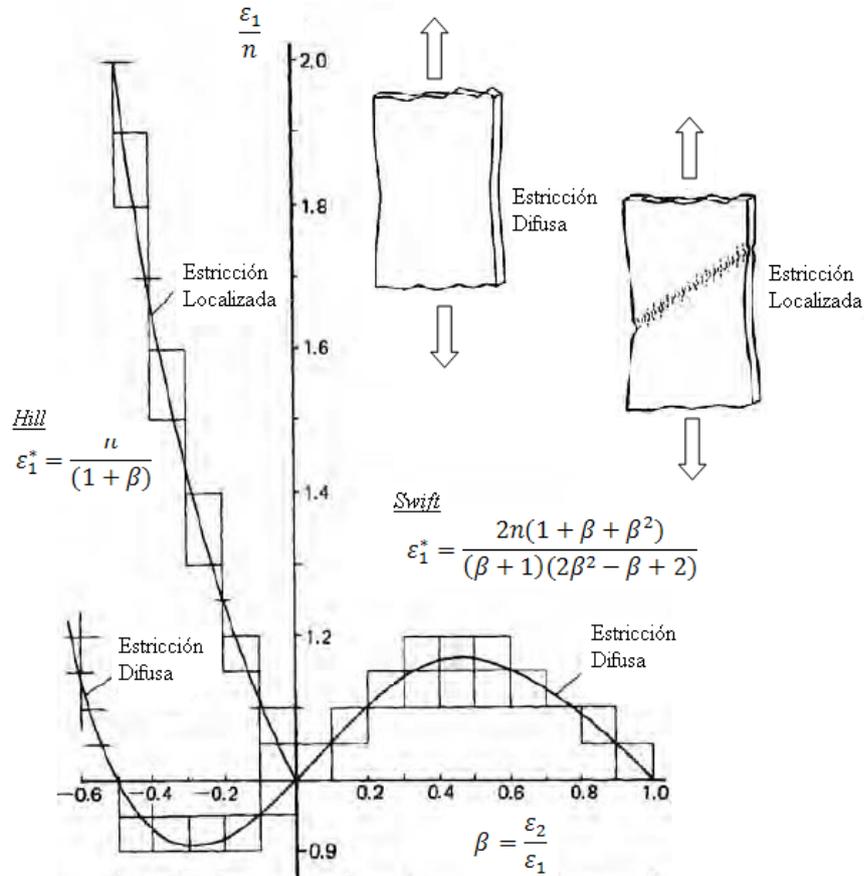


Figura 3.23 Representación gráfica de los criterios de fallo de Swift y Hill

De tal manera que se puede definir la siguiente ecuación para describir el estado de deformación en el que se produciría el fallo; considerando un comportamiento plástico tipo Hollomon  $\sigma_1 = K\varepsilon_1^n$ , se puede llegar a las siguientes ecuaciones, considerando  $f$  como la función de plastificación:

$$\varepsilon_1^* = \frac{\sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1}\right) + \sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2}\right) \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1}\right)}{\sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1}\right)^2 + \sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2}\right)^2} n \quad 3.11$$

$$\varepsilon_2^* = \frac{\sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1}\right) + \sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2}\right) \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1}\right)}{\sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1}\right)^2 + \sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2}\right)^2} n \quad 3.12$$

Haciendo la transformación de tensiones a deformaciones se puede obtener la siguiente ecuación para la estricción difusa:

$$\varepsilon_1^* = \frac{2n(1 + \beta + \beta^2)}{(\beta + 1)(2\beta^2 - \beta + 2)} \quad 3.13$$

Hill (1952) postuló que en un ensayo de tracción la estricción localizada (Figura 3.23 se desarrolla a lo largo de una dirección, que forma un determinado ángulo  $\theta$  con respecto a la dirección de la carga, y que además coincide con una elongación nula de tal manera que la estricción es debida únicamente a la disminución de espesor. El fallo, al igual que en el postulado de Swift, se alcanza cuando la carga es máxima.

$$dF = d(\sigma A) = \sigma dA + Ad\sigma = 0 \quad 3.14$$

$$\frac{d\sigma_1}{\sigma_1} = -\frac{dA}{A} = -d\varepsilon_3 = d\varepsilon_1 + d\varepsilon_2 = (1 + \beta)d\varepsilon_1 \quad 3.15$$

Tomando una ley de deformación plástica del tipo  $\sigma_1 = K\varepsilon_1^n$  se puede establecer la ecuación que describe el estado de deformación cuando se produce la estricción localizada.

$$\varepsilon_1^* = \frac{n}{(1 + \beta)} \quad 3.16$$

Y el ángulo que formará la estricción localizada con la dirección de la carga será:

$$\theta = \frac{\pi}{2} - \arctang\sqrt{-\beta} \quad \text{si } \beta \leq 0 \quad 3.17$$

Las ecuaciones (3.13) y (3.16) se han representado en la Figura 3.23 donde se puede ver que la estricción localizada solamente queda representada para valores de  $\beta$  negativos, y que la línea que representa la estricción difusa es más restrictiva que la estricción localizada, lo que se puede traducir en que esta última se produce después de que aparezca la primera.

#### 3.4.2.2 Stören y Rice

Stören y Rice (1975) establecieron que la estricción es debida a la existencia de irregularidades (vértices) en las superficies de fluencia que desestabilizan el flujo plástico durante el conformado. De esta manera, encontraron dos grupos de soluciones en función de las direcciones predominantes de la chapa, la dirección de laminación ( $n_1$ ) y la perpendicular a esta ( $n_2$ ) (Figura 3.24).

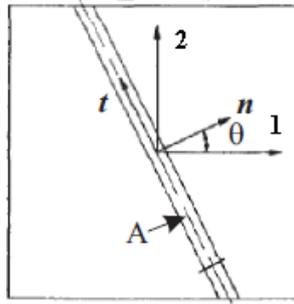


Figura 3.24 Direcciones predominantes en la chapa y dirección de la estricción

En el momento en el que se produce la aparición de la estricción se establecen las siguientes condiciones de equilibrio (Stoughton yZhu, 2004) para  $n_2 = 0$  y  $n_1 = 0$ , respectivamente:

$$\begin{cases} \Delta\dot{\sigma}_1 = \sigma_1 \Delta\dot{\epsilon}_1 \\ \Delta\dot{\sigma}_2 = \sigma_2 \Delta\dot{\epsilon}_2 \end{cases} \quad 3.18$$

Para crear una bifurcación que permitiera a la estricción desarrollarse bajo la condición de deformación plana, introdujeron la idea del vértice en la superficie de fluencia, cuya discontinuidad creciera hasta que fuera posible. De esta manera, usando la ley de Hollomon de comportamiento plástico, el criterio de plastificación de von Mises y considerando una carga proporcional, llegaron a las siguientes ecuaciones que delimitan la zona de rotura:

$$\epsilon_1 = \frac{3\beta^2 + n(2 + \beta)^2}{2(2 + \beta)(1 + \beta + \beta^2)} ; \quad n_2 = 0 \quad 3.19$$

$$\epsilon_1 = \frac{3 + n(1 + 2\beta)^2}{2(1 + 2\beta)(1 + \beta + \beta^2)} ; \quad n_1 = 0 \quad 3.20$$

En la Figura 3.25 se puede observar las diferencias entre la teoría de Swift, Hill y Stören y Rice, para un material con un coeficiente de endurecimiento por deformación ( $n$ ) de 0.18.

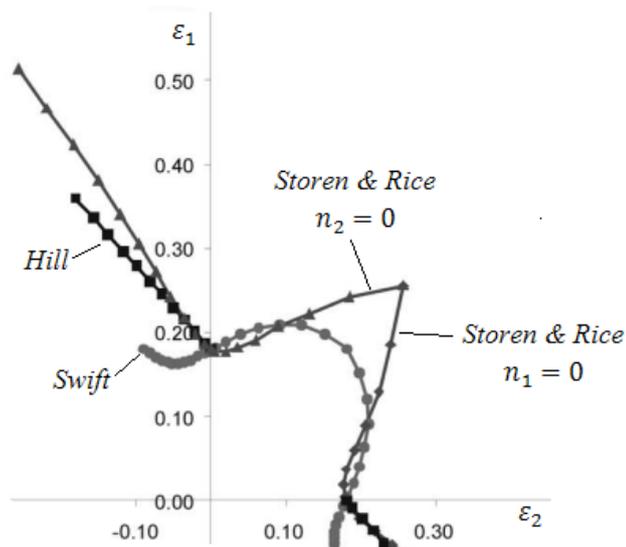


Figura 3.25 Comparación de los límites de conformado establecidos por los diferentes modelos

### 3.4.2.3 Marciniak y Kuczynski

Marciniak y Kuczynski (1967) suponen que existen en el material una serie de defectos geométricos o del propio material, siendo el más común de ellos una disminución del espesor en una zona determinada (Figura 3.26), de tal manera que esta zona sufre un incremento del valor de la deformación más rápido que el resto del material.

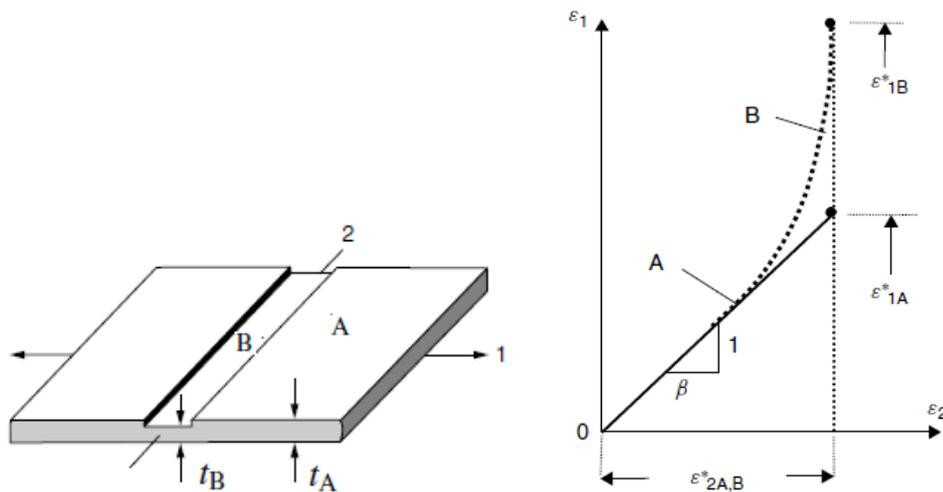


Figura 3.26 Representación esquemática del defecto y la evolución de deformaciones

Este incremento más acuciado supone que en esta zona la deformación tiende a un estado de deformación plana (Figura 3.26), de tal manera que al alcanzar este punto se produce el fallo.

Se define el parámetro  $f = t_B/t_A$  como la relación de espesores entre las dos zonas. Estableciendo el equilibrio de fuerzas a través de la imperfección y la compatibilidad de deformaciones se obtienen las siguientes ecuaciones, que se resolverán de manera incremental:

$$\frac{\sigma_1^A}{\sigma_1^B} = f e^{(\varepsilon_3^B - \varepsilon_3^A)} \quad 3.21$$

$$d\varepsilon_2^A = d\varepsilon_2^B \quad 3.22$$

### 3.4.3 Modelos de fractura dúctil

En los procesos de embutición profunda se pueden observar en general grandes esfuerzos de compresión en la zona del ala, cuando el material intenta introducirse dentro de la cavidad final (Figura 3.13). Estos esfuerzos de compresión producen grandes deformaciones que dan lugar a un tipo de fractura diferente a la estricción, en el caso de trabajar con materiales frágiles, como por ejemplo los aceros de doble fase, llamada fractura dúctil.

La fractura dúctil puede clasificarse en dos tipos principalmente en función del estado de deformación en el que se encuentre el material (Yingbin y Wierzbicki, 2004):

- El primero de ellos es consecuencia de la nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos, dándose en procesos en los que predomina un estado biaxial de deformaciones ( $\beta = 1$ ).
- El segundo, más relacionado con los esfuerzos de compresión, descrito en un párrafo anterior, se puede observar entre los estados de tracción uniaxial ( $\beta = -0.5$ ) y compresión uniaxial ( $\beta = -2$ ) pasando por el estado de cortadura pura ( $\beta = -1$ ).

Existen numerosos criterios para predecir la fractura dúctil, pudiéndose clasificar dentro de tres grandes grupos:

- criterios locales (el fallo ocurre cuando la tensión/deformación alcanza un valor crítico en cualquier punto del material)
- criterios integrales (el fallo ocurre cuando el trabajo plástico acumulado alcanza un valor límite)
- criterios basados en la microestructura del material (en este caso se intenta predecir la evolución de los huecos y se considera el material como un material poroso).

De acuerdo con Takuda *et al.* (1999) y Vallellano *et al.* (2005) los criterios de Cockcroft y Latham y de Brozzo *et al.* tienen una ligera tendencia a predecir el fallo por fractura dúctil en zonas de cortante puro.

Cockcroft y Latham (1968) consideraron que la fractura está controlada por el trabajo plástico realizado por la tensión principal máxima ( $\sigma_1$ ) a lo largo de la historia de carga del material. El fallo se produce al alcanzar la siguiente condición:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f^p} \sigma_1 d\bar{\epsilon}^p = C_1 \quad 3.23$$

donde  $\bar{\epsilon}^p$  es la deformación plástica equivalente,  $\bar{\epsilon}_f^p$  la deformación plástica equivalente en el instante de la fractura,  $\sigma_1$  la tensión principal máxima y  $C_1$  se corresponde con una constante del material.

Brozzo *et al.* (1972) plantean un criterio en la misma línea que el anterior pero expresando de manera explícita la dependencia de la fractura dúctil con la tensión hidrostática ( $\sigma_h = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}$ ), y siendo  $C_2$  una constante del material.

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f^p} \frac{2}{3} \left(1 - \frac{\sigma_h}{\sigma_1}\right)^{-1} d\bar{\epsilon}^p = C_2 \quad 3.24$$

Las líneas límite para los dos criterios anteriores se pueden ver en la Figura 3.27, para un acero doble fase DP780 en el espacio de las deformaciones principales.

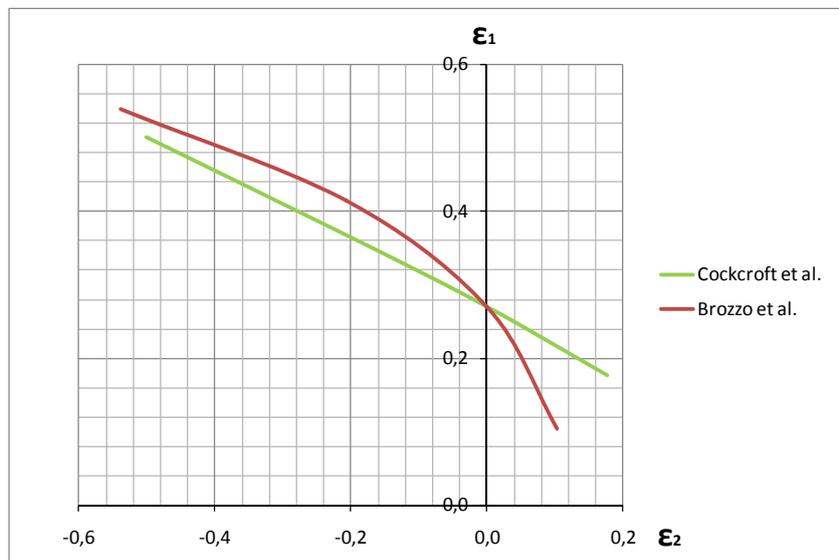


Figura 3.27 Representación del criterio de Cockcroft y de Brozzo para un acero DP780

Estas curvas límite se obtienen al utilizar las deformaciones principales que aparecen en la curva *FLD* del material en el estado de deformación plana, para obtener las constantes  $C_1$  y  $C_2$  respectivamente. Los estados de deformación  $\beta = -0.5$  y  $\beta = 1$  se utilizan para completar las curvas.

Wierzbicki *et al.* (Li *et al.* (2010) plantearon que la introducción de los aceros *AHSS* (Advanced High Strength Steels) trajo consigo la aparición de la fractura dúctil por cortadura en los procesos de conformado, fallo que no podía predecirse mediante los diagramas límite de conformado convencionales, basados en el fallo por estricción tal y como se ha comentado anteriormente. Por lo tanto los estados de deformación comprendidos entre la tensión uniaxial ( $\beta = -0.5$ ) y la compresión uniaxial ( $\beta = -2$ ) pasando por el estado de cortadura pura ( $\beta = -1$ ) no tenían un modelo válido para predecir el fallo de la chapa.

Para dar respuesta a esta situación presentaron el criterio modificado de Mohr-Coulomb (*MMC*), que se basa en definir un indicador de daño mediante la expresión:

$$D = \int_0^{\bar{\epsilon}} \frac{d\bar{\epsilon}_p}{f(\eta, \bar{\theta})} \quad 3.25$$

Siendo  $\eta$  la tensión triaxial, definida como el cociente entra la tensión media  $\sigma_m$  y la tensión equivalente  $\bar{\sigma}$  ( $\eta = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}$ ).  $\bar{\theta}$  representa el ángulo de Lode, que en los casos de tensión plana se puede expresar como:

$$\text{sen}\left(\frac{\pi}{2}\bar{\theta}\right) = -\frac{27}{2}\eta\left(\eta^2 - \frac{1}{3}\right) \quad 3.26$$

La rotura se producirá cuando  $D=1$ , es decir:

$$\bar{\epsilon}_p = \bar{\epsilon}_f(\eta, \bar{\theta}) \quad 3.27$$

De acuerdo con el criterio de Morh-Coulomb modificado y la ecuación 3.26,  $\bar{\epsilon}_f(\eta, \bar{\theta})$  puede representarse en los casos de tensión plana, como:

$$\bar{\epsilon}_f(\eta) = \left\{ \frac{K}{C_2} f_3 \left[ \sqrt{\frac{1+C_1^2}{3}} f_1 + C_1 \left( \eta + \frac{f_2}{3} \right) \right] \right\}^{-1/n} \quad 3.28$$

donde:

$$f_1 = \cos\left\{ \frac{1}{3} \arcsen\left[ -\frac{27}{2}\eta\left(\eta^2 - \frac{1}{3}\right) \right] \right\} \quad 3.29$$

$$f_2 = \text{sen}\left\{ \frac{1}{3} \arcsen\left[ -\frac{27}{2}\eta\left(\eta^2 - \frac{1}{3}\right) \right] \right\} \quad 3.30$$

$$f_3 = C_3 + \frac{\sqrt{3}}{2-\sqrt{3}}(1-C_3)\left(\frac{1}{f_1} - 1\right) \quad 3.31$$

La ecuación 3.28 representa los diferentes estados de deformación límite a partir de los cuales se producirá la fractura, tal y como muestra la Figura 3.28 para el acero DP780 anterior. A esta representación gráfica en el espacio de las deformaciones principales se le llamará Diagrama límite de conformado a fractura (*FFLD* – Fracture Forming Limit Diagram) y como puede observarse recoge una modificación con respecto a la curva FLD en la zona  $-2 < \beta < -0.5$  que permite evaluar la fractura dúctil por cortadura.

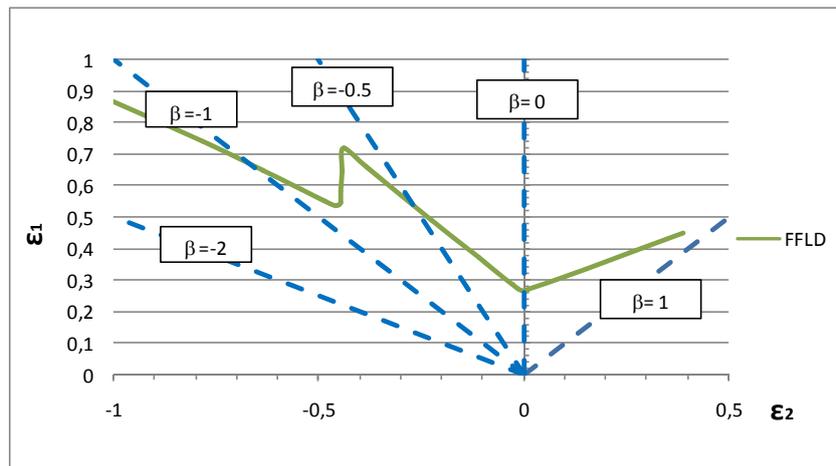


Figura 3.28 Representación de la curva *FFLD* en el espacio de las deformaciones principales para el acero DP780

Comparando la curva *FLD* original con la curva *FFLD* calculada, se puede apreciar un ligero desplazamiento en la dirección  $\epsilon_1$  positivo de esta última. En Figura 3.29 también se representan los criterios de Cockcroft *et al.* y Brozzo *et al.* para el acero DP780.

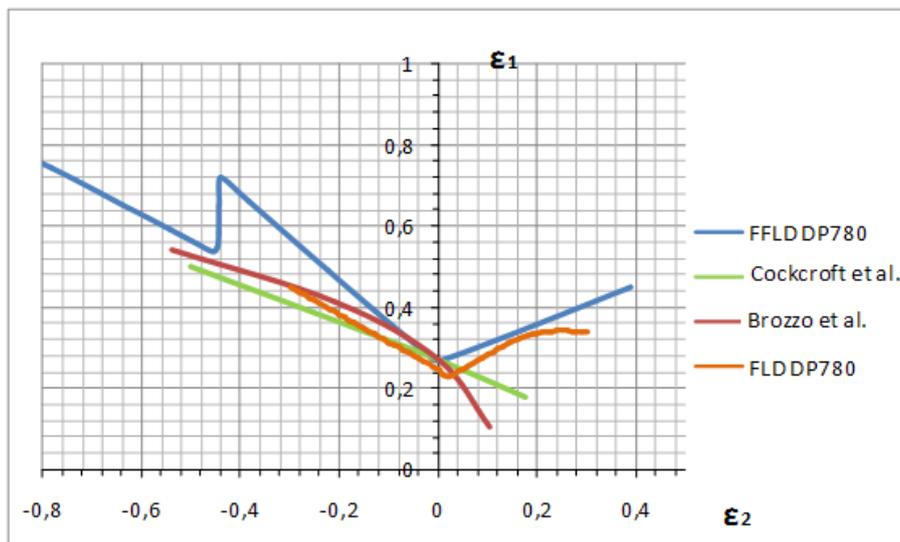
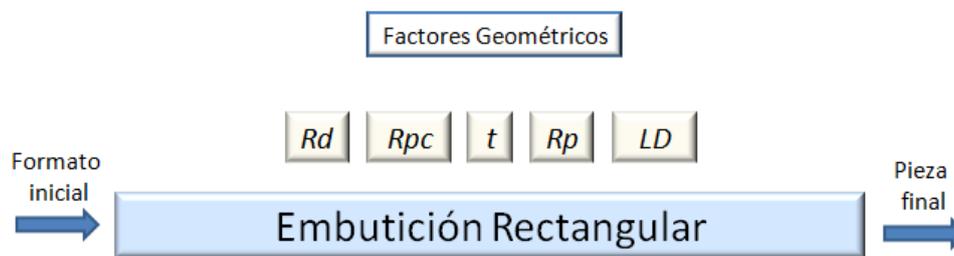


Figura 3.29 Comparativa de criterios con curva *FFLD* para el acero DP780

### 3.5 Consideraciones generales sobre parámetros geométricos

#### 3.5.1 Introducción

Marciniak (2002) (1967), desarrollando la idea de Cockcroft y Latham (1968), introdujo el índice de conformabilidad, dependiente de los diferentes parámetros que tienen influencia en el proceso, entre ellos los geométricos. En los procesos de embutición rectangular se pueden definir los siguientes parámetros geométricos:



- $R_d$  --- Radio de la matriz
- $R_{pc}$  --- Radio de esquina
- $t_0$  --- Espesor inicial de la chapa
- $R_p$  --- Radio del punzón
- $LD$  --- Relación largo/ancho

Pasan a definirse en detalle a continuación.

#### 3.5.2 Radio de matriz ( $R_d$ )

El radio de la matriz tiene una influencia muy importante en la operación de embutición, ya que el material tiene que deslizarse sobre este radio hasta la zona de pared, generando el estiramiento del material.

En la Figura 3.30 se puede observar cómo la chapa sujeta por el pisador fluye a través del radio de matriz, como consecuencia del esfuerzo de estirado generado por el movimiento del punzón.

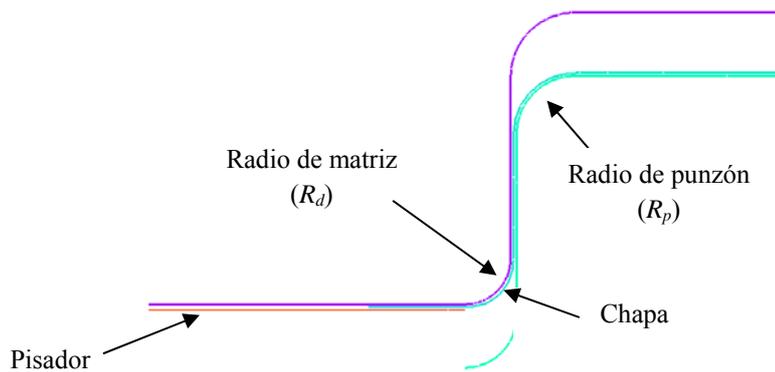


Figura 3.30 Sección del proceso de embutición. Radio de matriz

Se puede considerar esta operación como un proceso de arrastre de la chapa sobre un radio al aplicar un estiramiento (Figura 3.31).

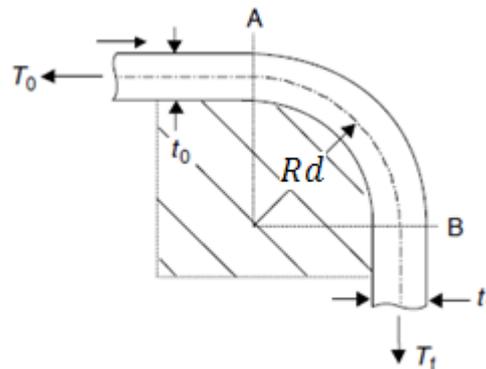


Figura 3.31 Proceso de arrastre de la chapa sobre el radio de matriz debido a la fuerza de estirado

La chapa inicia el doblado en el punto A, deslizando sobre el radio de la herramienta (matriz) hasta el punto B, donde se desdobra. La tensión generada se supone suficiente como para producir la deformación plástica del material, por lo que deben considerarse las características de endurecimiento por deformación de este.

Podemos hablar de los siguientes efectos:

- El doblado y desdoblado de la chapa generará un endurecimiento por deformación, lo que provocará un incremento repentino en la tensión.
- La tensión también se incrementará debido a la retención que ejerce el radio de matriz sobre la chapa, como consecuencia del rozamiento entre superficies.

Estos efectos aumentarán la tensión en la zona de la pared, incrementando las posibilidades de obtener una disminución excesiva del espesor o incluso roturas.

De acuerdo con Marciniak (2002) el incremento de tensión a la salida del radio de matriz se puede expresar como:

$$\Delta\sigma_A = \frac{1}{4\eta} \frac{\sigma_y}{(R_d/t_0)} \left[ 1 + \left( \frac{\sigma_A}{\sigma_y} \right)^2 \right] \quad 3.32$$

Siendo  $\sigma_A$  el valor de la tensión a la entrada del radio matriz,  $\sigma_y$  el límite elástico del material,  $t_0$  el espesor inicial y  $\eta$  el coeficiente de efectividad que contempla parámetros como el rozamiento.

De esta manera el incremento de la tensión en la zona de pared es inversamente proporcional al radio de matriz.

### 3.5.3 Radio de esquina ( $R_{pc}$ )

Numerosos trabajos han intentado establecer una similitud entre el comportamiento de la chapa al introducirse en el radio de esquina de una embutición rectangular o cuadrada y una embutición axisimétrica. Daxin *et al.* (2008) desarrollaron una aproximación teórica para calcular el estado de tensiones de una embutición rectangular, dividiéndola en segmentos rectos y la zona de esquina, que se aproximaba a una embutición circular a través de la teoría del diámetro equivalente de Lange (1985). Del mismo modo, Yao *et al.* (2000) utilizaron la teoría del diámetro equivalente para obtener el estado tensional de la zona de esquina, pero estableciendo su centro en un punto diferente del centro geométrico, al mismo tiempo que introducían parámetros relacionados con el material, que enriquecían el modelo matemático.

Medellín-Castillo *et al.* (2013) estudiaron la altura máxima de embutición sin fallo para formas rectangulares y una aleación de Magnesio AZ31, basándose también en el diámetro equivalente de Lange (1985), combinado con el principio de conservación del volumen. De esta manera llegaron a la siguiente ecuación, donde la altura máxima de embutición sin fallo ( $S$ ) depende entre otros parámetros, entre ellos del radio de esquina ( $R_{pc}$ ) (los parámetros se representan en la Figura 3.16).

$$S = \frac{LW - lw + (4 - \pi)R_{pc}^2}{2(l + w - (4 - \pi)R_{pc})} \quad 3.33$$

La Figura 3.32 es la representación gráfica de la ecuación anterior, donde se puede ver que la altura de embutición sin fallo aumenta proporcionalmente con el radio de esquina. Aunque las características del material no se tienen en cuenta en esta ecuación, se puede apreciar la importancia del radio de esquina.

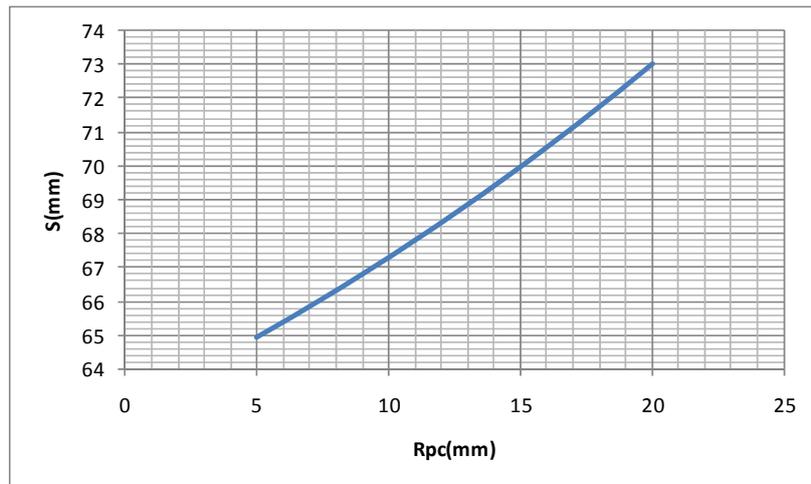


Figura 3.32 Atura de embutición ( $S$ ) vs radio de esquina ( $R_{pc}$ )

### 3.5.4 Espesor inicial de la chapa ( $t_0$ )

La influencia del espesor inicial de la chapa a embutir ( $t_0$ ) se ha estudiado de una manera exhaustiva bajo diferentes prismas. Por ejemplo Keeler y Brazier (1975) propusieron una relación empírica para calcular el límite de deformación admisible en los casos de deformación plana, llegando a la conclusión de que a medida que aumenta el espesor aumenta la deformación admisible.

$$\varepsilon_1(\%) = (23.3 + 14.13t_0) \frac{n}{0.21} \quad 3.34$$

para  $t_0 \leq 3mm$ .

Por otro lado Marciniak (2002) estableció a través de la ecuación 3.32 una relación de gran importancia en los procesos de embutición, entre el radio de matriz y el espesor inicial de la chapa ( $R_d/t_0$ ), llamada ratio de doblado. Esta ecuación expresa la dificultad que tiene la chapa para deslizar por el radio de matriz a medida que aumenta su espesor.

En otros trabajos, como el realizado por Ayari y Byraktar (2011) corroboran los estudios anteriores en aceros normales de embutición (mild steels), mostrando de manera analítica cómo un aumento en el espesor inicial de la chapa provoca, y a su vez permite, una reducción de espesor más alta.

### 3.5.5 Radio del punzón ( $R_p$ )

Como se ha comentado anteriormente, la fuerza requerida para el conformado en el proceso de embutición profunda se aplica directamente con el punzón sobre la base o zona de fondo de la copa y se transmite a través de la pared, haciendo que el material de la brida o zona de ala se introduzca dentro de la cavidad. Como resultado, la zona de la pared se encuentra traccionada produciéndose la fractura, en el caso de materiales

dúctiles, justo debajo del radio del punzón (Altan y Tekkaya, 2012), al ser la zona de la pared que ha sufrido el menor endurecimiento por deformación (todo el material de la pared ha sufrido un endurecimiento por deformación importante, al doblarse y desdoblarse en el radio matriz, mientras que el material cercano al radio del punzón únicamente ha sufrido el doblado en este último).

Por otro lado, de acuerdo con Altan y Tekkaya (2012) se ha demostrado que en aceros dúctiles (mild steels), al aumentar el radio del punzón el fallo se aleja de este, introduciéndose en la zona de pared.

El valor recomendado para el radio de punzón ( $R_p$ ), cuando se utilizan aceros dúctiles, está entre 6 y 10 veces el espesor de la chapa (Lange, 1985), esto aplica de manera general a cualquier geometría.

### 3.5.6 Relación largo/ancho(LD)

La relación largo/ancho ( $LD$ ) se define como el cociente entre la longitud ( $l$ ) y el ancho del punzón ( $w$ ), de acuerdo con la ecuación:

$$LD = \frac{l}{w} \quad 3.35$$

Como se ha mencionado anteriormente, Medellín-Castillo *et al.* (2013) estudiaron la altura máxima de embutición sin fallo para formas rectangulares, y llegaron a la conclusión de que, entre otros parámetros, esta depende de la relación  $LD$ , a través de la ecuación 3.33.

La siguiente gráfica muestra cómo evoluciona la altura de embutición ( $S$ ) al variar la relación  $LD$ , de acuerdo con la ecuación 3.33.

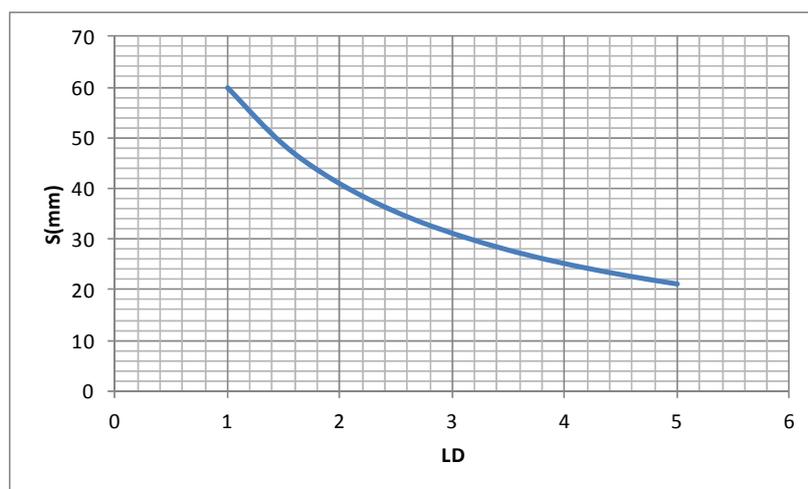


Figura 3.33 Atura de embutición ( $S$ ) vs relación largo/ancho ( $LD$ )

De esta manera, se puede observar cómo a medida que aumenta  $LD$ , la altura que se puede embutir sin fallo disminuye. Como se ha mencionado anteriormente, esta ecuación no contempla algunos de los parámetros que se han demostrado influyentes, como las características del material utilizado, pero nos da una idea de la influencia del parámetro  $LD$ .

## 4 Metodología de análisis

### 4.1 Planteamiento

Los procesos físicos de conformado de chapa, entre ellos el de embutición profunda, suelen tener asociados unos coste elevados tanto en dinero como en tiempo, por esta razón existen gran cantidad de estudios de investigación relacionados con la optimización de estos procesos.

En el campo de la embutición profunda estos estudios se han enfocado históricamente a los aceros normales de embutición (mild steels), comenzando unos pocos años atrás a introducirse en el mundo de los aceros doble fase, por lo que todavía no se puede encontrar demasiada información acerca de cómo afectan determinados parámetros geométricos (altura de embutición, radio matriz, etc.) o físico-operativos (fuerza del pisador, coeficiente de fricción, etc.) en los resultados finales.

De esta manera, en el presente trabajo se pretende identificar el grado de importancia de los parámetros geométricos más representativos en la embutición profunda de piezas que no presentan geometría de revolución usando aceros de doble fase.

Por tanto la justificación de este trabajo está en el gran número de estudios relacionados con el proceso de embutición profunda de aceros dulces de embutición, pero el pequeño número relacionado con los aceros doble fase y más allá, basados en formas no cilíndricas.

### 4.2 Definición del modelo geométrico inicial

Las tres herramientas básicas en un proceso de embutición profunda son (Figura 4.1): punzón, pisador y matriz.

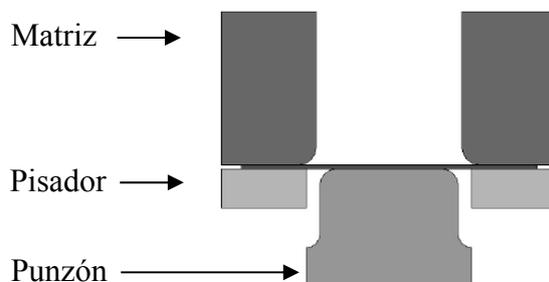


Figura 4.1 Herramientas principales en el proceso de embutición profunda

Esta configuración representa la configuración típica de herramientas para realizar un proceso de embutición profunda mediante un utillaje tipo transfer, en el que el punzón y el pisador se encuentran en la parte inferior o mesa de la prensa, mientras que la matriz se monta en la parte superior o carro. Esta configuración facilita la expulsión de la pieza de la cavidad de embutición y su colocación en la posición de transferización.

Las dimensiones geométricas utilizadas en este análisis reproducen el modelo marco descrito en la segunda edición del congreso internacional sobre simulación numérica de procesos de conformado de chapa en 3D (2nd International Conference Numerical Simulation of 3-D Sheet Metal Forming Processes, NUMISHEET'93), celebrado en Isehara, Japón, dada la importancia de los trabajos presentados en dicho congreso considerados de referencia para la comparación de resultados en procesos de embutición profunda con geometrías no cilíndricas y, en especial, rectangulares.

De acuerdo con Ayari y Byraktar (2011) los parámetros geométricos destacables por su influencia en el proceso de embutición de piezas de geometría rectangular son (Figura 4.2 a Figura 4.5):

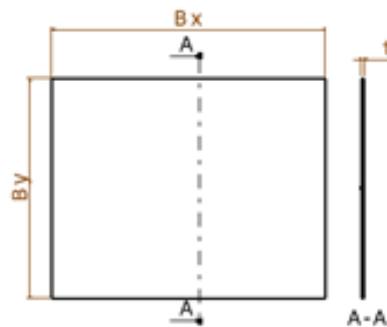


Figura 4.2 Dimensiones formato inicial

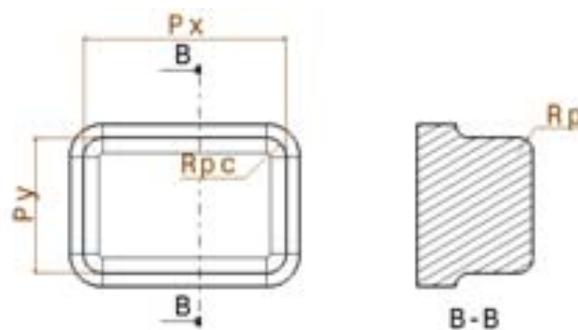


Figura 4.3 Dimensiones punzón

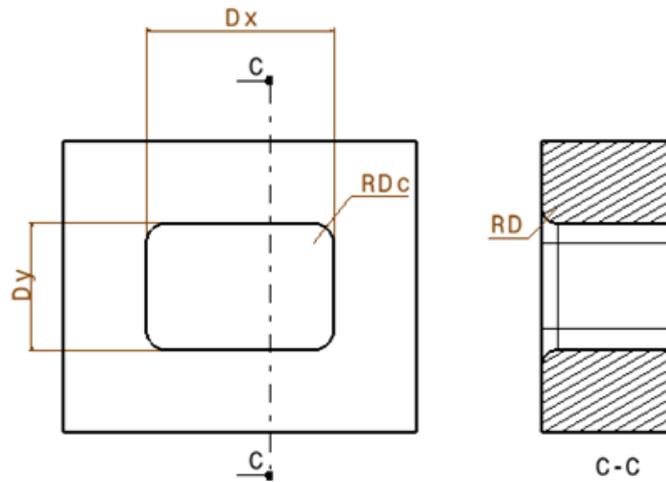


Figura 4.4 Dimensiones matriz

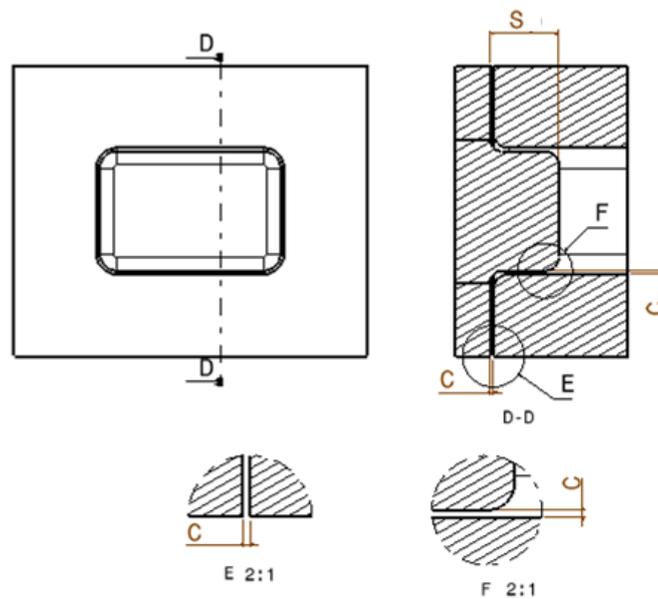


Figura 4.5 Dimensiones conjunto

Los valores iniciales de referencia de los parámetros tecnológicos de embutición profunda utilizados como base de partida para crear el modelo base del presente trabajo, han sido tomados del modelo marco mencionado anteriormente y se resumen en la Tabla 4.1, del mismo modo la Figura 4.6 muestra de manera general su geometría.

Parte del modelo	VARIABLES	Definición	Valores de referencia
Formato	$t$	Espesor inicial	0.78mm

Parte del modelo	Variables	Definición	Valores de referencia
inicial	$Bx$	Largo formato	150mm
	$By$	Ancho formato	150mm
Punzón	$Px$	Largo punzón	70mm
	$Py$	Ancho punzón	70mm
	$Rp$	Radio punzón	8mm
	$Rpc$	Radio esquina punzón	10mm
Matriz	$Dx$	Largo matriz	74mm
	$Dy$	Ancho matriz	74mm
	$Rd$	Radio matriz	5mm
	$Rdc$	Radio esquina matriz	$Rpc + t$
Conjunto	$S$	Altura embutición	40mm
	$c$	Paso	$= t$
	$BHF$	Fuerza de pisado	78.4kN
		Coefficiente de rozamiento	0.15

Tabla 4.1 Valores de análisis

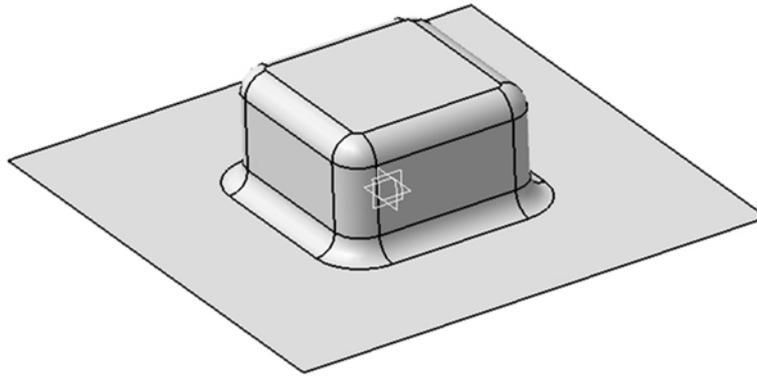


Figura 4.6 Modelo inicial

### 4.3 Aceros estudiados

#### 4.3.1 Datos iniciales

El objetivo del presente trabajo se centra en el análisis comparativo de determinados parámetros geométricos del proceso de embutición profunda, con geometrías simétricas que no sean de revolución, cuando los materiales a conformar son diversos aceros de doble fase. Se añaden también los resultados obtenidos para un acero de embutición (mild steel) laminado en frío (DC04), al considerarse de interés la comparación de su comportamiento con el de los aceros de doble fase, ya que existe una gran número de estudios y planteamientos teóricos acerca del comportamiento frente al proceso de embutición de este tipo de acero.

Los materiales se han obtenido de la librería de materiales del software Autoform, programa utilizado para obtener los resultados de los diferentes análisis realizados. Estos materiales presentan las siguientes relaciones tensión-deformación en zona plástica (siguiendo el modelo de Swift:  $\sigma = K(\epsilon_0 + \epsilon_p)^n$ ) y características mecánicas (Tabla 4.2):

Acero	$K$ (MPa)	$\epsilon_0$	$n$	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_u$ (MPa)	$r_0$	$r_{45}$	$r_{90}$	$\bar{r}$
DC04	546.5	0.00846	0.248	167.5	303.5	1.87	1.3	2.14	1.65
DP450	766.4	0.00496	0.188	284.4	463.7	1	0.9	1.3	1.03
DP600	1157.6	0.00361	0.212	351.0	659.8	1	0.8	1.3	0.975
DP800	1256.6	0.000507	0.12	498.0	860.6	1	1	1	1

Acero	$K$ (MPa)	$\epsilon_0$	$n$	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_u$ (MPa)	$r_0$	$r_{45}$	$r_{90}$	$\bar{r}$
DP1000	1483.9	0.000628	0.0886	774.8	1089.1	0.9	0.95	0.85	0.912

Tabla 4.2 Características mecánicas y parámetros del modelo de Swift para los aceros utilizados

La Figura 4.7 muestra las curvas de fluencia para los aceros descritos.

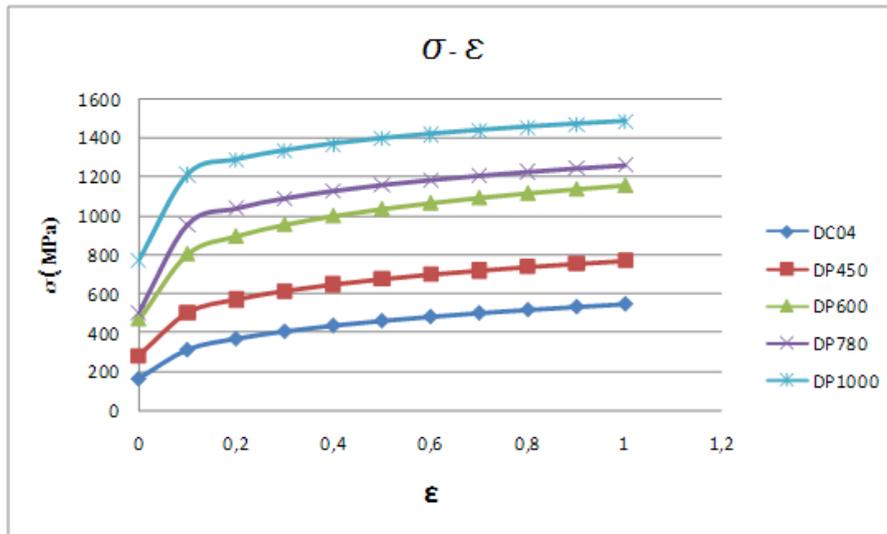


Figura 4.7 Curvas de fluencia de los aceros empleados

En cuanto a los diagramas límite de conformado (*FLD*) la Figura 4.8 muestra los diagramas correspondientes a los aceros estudiados facilitados por el programa Autoform. Como se puede observar, las curvas límite presentan valores menores a medida que aumenta la resistencia del material.

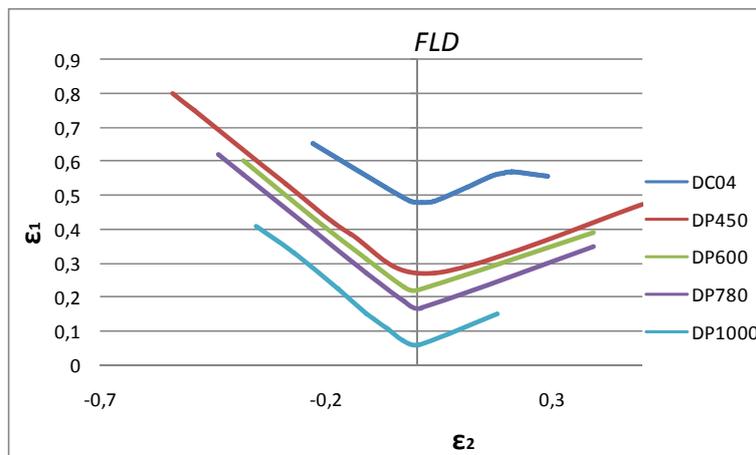


Figura 4.8 Diagramas límite de conformado *FLD*

#### 4.3.2 Diagramas límite de conformado a fractura (FFLD)

Tal y cómo se mencionó en el apartado 3.4.3 “Modelos de fractura dúctil” Wierzbicki *et al.* (Li *et al.* 2010) plantearon que la introducción de los aceros AHSS (Advanced High Strength Steels) trajo consigo la aparición de la fractura dúctil por cortadura en los procesos de conformado, fallo que no podía predecirse mediante los diagramas límite de conformado (FLD) convencionales, basados en el fallo por estricción. Por lo tanto los estados de deformación comprendidos entre la tensión uniaxial ( $\beta = -0.5$ ) y la compresión uniaxial ( $\beta = -2$ ) pasando por el estado de cortadura pura ( $\beta = -1$ ), no tenían un modelo válido para predecir el fallo de la chapa.

Para dar respuesta a esta situación presentaron el criterio modificado de Mohr-Coulomb (MMC), en el que  $\bar{\epsilon}_f(\eta)$  define el estado de deformación límite a partir del cual se producirá la fractura, considerando la hipótesis de tensión plana. Las siguientes ecuaciones se han recuperado del apartado 3.4.3:

$$\bar{\epsilon}_f(\eta) = \left\{ \frac{K}{C_2} f_3 \left[ \sqrt{\frac{1 + C_1^2}{3}} f_1 + C_1 \left( \eta + \frac{f_2}{3} \right) \right] \right\}^{-1/n} \quad 4.1$$

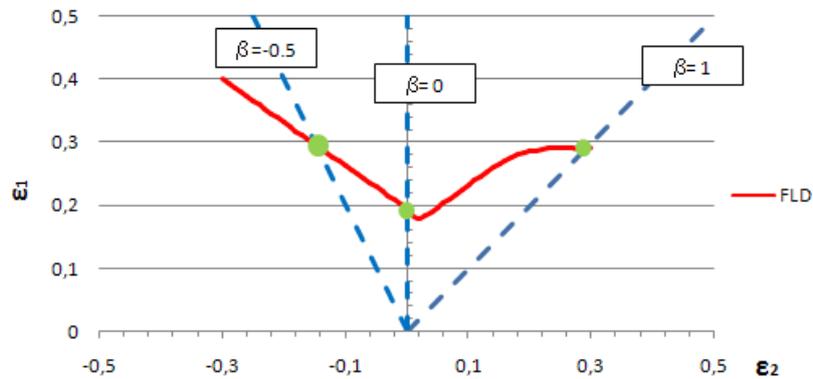
donde:

$$f_1 = \cos \left\{ \frac{1}{3} \arcsen \left[ -\frac{27}{2} \eta \left( \eta^2 - \frac{1}{3} \right) \right] \right\} \quad 4.2$$

$$f_2 = \sen \left\{ \frac{1}{3} \arcsen \left[ -\frac{27}{2} \eta \left( \eta^2 - \frac{1}{3} \right) \right] \right\} \quad 4.3$$

$$f_3 = C_3 + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (1 - C_3) \left( \frac{1}{f_1} - 1 \right) \quad 4.4$$

En las ecuaciones anteriores se encuentran 3 incógnitas:  $C_1$ ,  $C_2$  y  $C_3$ , que se pueden determinar construyendo un sistema de 3 ecuaciones con 3 incógnitas basado en datos conocidos de los diagramas FLD: los valores de las deformaciones principales límite en los estados a) tensión biaxial, b) deformación plana y c) Tensión uniaxial (Figura 4.9).

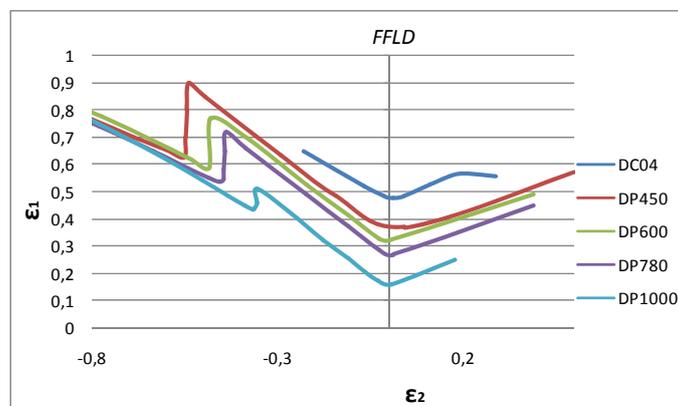

 Figura 4.9 Valores conocidos de deformación en el diagrama *FLD*

Con estos datos de las deformaciones principales y un proceso iterativo se obtienen los valores teóricos de las variables  $C_1$ ,  $C_2$  y  $C_3$  (Tabla 4.3).

Acero	$C_1$	$C_2$ (MPa)	$C_3$
DP450	0.14	444.50	1.05
DP600	0.09	639.87	1.09
DP780	0.13	727.80	1.01
DP1000	0.13	790.02	0.96

 Tabla 4.3 Valores obtenidos para las variables  $C_1$ ,  $C_2$  y  $C_3$ 

Con los valores anteriormente descritos, se construyen los diagramas límite de deformación a fractura  $\bar{\epsilon}_f(\eta)$ . Obsérvese que para el acero DC04 no se ha construido el diagrama *FFLD* al no tratarse de un acero frágil; no obstante se ha dejado su diagrama *FLD* en la Figura 4.10 para poderlo comparar.


 Figura 4.10 Diagramas límite de conformado a fractura *FFLD*

## 4.4 Diseño de experimentos (DOE)

### 4.4.1 Introducción

El objetivo de un experimento es estudiar el efecto que sobre una variable de interés, que llamaremos variable respuesta (Y), tienen un conjunto de otras variables que llamaremos variables experimentales o factores (X) (Kuehl, 2001).

Se supondrá que la variable respuesta es continua. El experimento consiste en seleccionar ciertas unidades experimentales, fijar valores de los factores a distintos niveles y observar el valor de la variable respuesta en cada unidad experimental. El número total de datos es el tamaño del experimento.

En cualquier experimento en que se investiga el efecto de un factor, existen a priori un gran número de variables que pueden influir sobre los resultados. Existen tres maneras de eliminar el efecto de una variable:

- Mantenerla fija durante la realización del experimento.
- Reorganizar la estructura del experimento para que las comparaciones de interés se efectúen para valores fijos de esta variable.
- Evitar su influencia aleatorizando su aparición en los tratamientos.

Un experimento diseñado es una prueba o serie de pruebas en las que se inducen cambios deliberados en las variables de entrada de un proceso o sistema, de manera que sea posible identificar y observar las causas de los cambios en la respuesta de salida.

Los objetivos del experimento son:

- Determinar qué variables tienen mayor influencia en la variable respuesta (y).
- Determinar el mejor valor de las variables controladas (x) que influyen en y, de modo que y tenga casi siempre un valor cercano al valor nominal deseado.
- Determinar el mejor valor de las x que influyen en y, de modo que la variabilidad de y sea pequeña.
- Determinar el mejor valor de las x que influyen en y, de manera que se minimicen los efectos de las variables incontrolables.

El diseño experimental es un medio de gran importancia en la ingeniería para mejorar el rendimiento de un proceso de fabricación, por ejemplo, o para validar un nuevo proceso.

La aplicación de técnicas de diseño experimental en una fase temprana del desarrollo de un proceso puede dar por resultado:

- Una mejora del rendimiento del proceso.
- Una menor variabilidad y mayor proximidad a los objetivos.
- Un menor tiempo de desarrollo.
- Menores costes globales.

El uso del diseño experimental puede dar como resultado productos con mayor confiabilidad y mejor funcionamiento en el campo, menores costes, y menor tiempo de diseño y desarrollo del producto.

El diseño de experimentos es el proceso de planear un experimento para obtener datos apropiados, que puedan ser analizados mediante métodos estadísticos, con objeto de producir conclusiones válidas y objetivas.

La metodología estadística es el único enfoque objetivo para analizar un problema que involucre datos sujetos a errores experimentales. De esta manera hay dos aspectos fundamentales en cualquier problema experimental: el diseño del experimento y el análisis estadístico de los datos.

#### 4.4.2 Metodología del análisis mediante DOE

El procedimiento recomendado sería:

- Comprensión y planteamiento del problema.
- Elección de factores y niveles. Se deben elegir los factores que variarán en el experimento, los intervalos de dicha variación y los niveles específicos a los que se hará el experimento. Cuando el objetivo es la caracterización del proceso, suele ser mejor mantener bajo el número de niveles de los factores.
- Selección de la variable respuesta.
- Elección del diseño experimental.
- Realización del experimento.
- Análisis de datos. Deben emplearse métodos estadísticos para analizar los datos, de modo que los resultados y conclusiones sean objetivos más que operativos.
- Conclusiones y recomendaciones.

### 4.4.3 Superficies de respuesta

#### 4.4.3.1 Introducción

La metodología de la superficie de respuesta (*RSM*) es un conjunto de técnicas matemáticas utilizadas en el tratamiento de problemas en los que una respuesta de interés está influida por varios factores de carácter cuantitativo (Fernández y Piñeiro 2008).

El propósito inicial de esta técnica es diseñar un experimento que proporcione valores razonables de la variable respuesta y, a continuación, determinar el modelo matemático que mejor se ajusta a los datos obtenidos. El objetivo final es establecer los valores de los factores que optimizan el valor de la variable.

Cuando se dice que el valor real esperado,  $\eta$ , que toma la variable de interés considerada está influido por los niveles de  $k$  factores cuantitativos,  $X_1, X_2, \dots, X_k$ , esto significa que existe alguna función de  $X_1, X_2, \dots, X_k$  (que se supone continua en  $X_i, \forall i = 1, \dots, k$ ) que proporciona el correspondiente valor de  $\eta$  para alguna combinación dada de niveles:

$$\eta = f(X_1, X_2, \dots, X_k) \quad 4.5$$

De tal forma que la variable respuesta puede expresarse como:

$$Y = \eta + \varepsilon = f(X_1, X_2, \dots, X_k) + \varepsilon \quad 4.6$$

siendo  $\varepsilon$  el error observado en la respuesta.

La relación  $\eta = f(X_1, X_2, \dots, X_k)$  existente entre  $\eta$  y los niveles de los  $k$  factores puede representarse a través de una hipersuperficie (subconjunto de un espacio euclídeo  $(k+1)$ -dimensional) a la que llamaremos superficie de respuesta. La Figura 4.11 muestra el ejemplo de una superficie de respuesta en 3D (tres dimensiones).

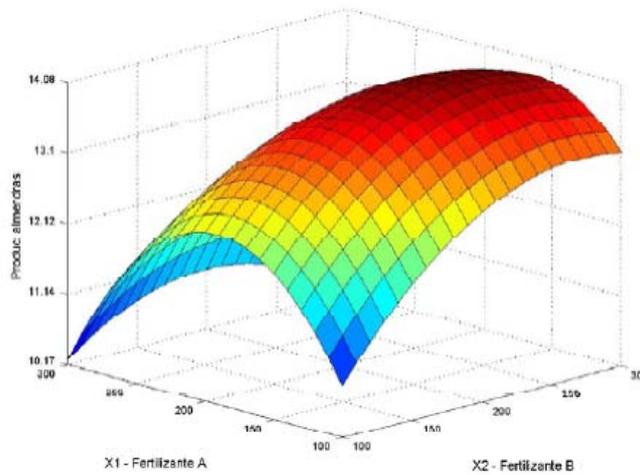


Figura 4.11 Ejemplo de superficie de respuesta (Fernández y Piñeiro 2008)

Una técnica utilizada para ayudar a visualizar la forma que puede tener una superficie de respuesta tridimensional consiste en representar la gráfica de contornos de la superficie, en la que se trazan las denominadas líneas de contorno, que son curvas correspondientes a valores constantes de la respuesta sobre el plano  $X_1X_2$  (plano cuyos ejes coordenados vienen dados por los niveles de  $X_1$  y  $X_2$  de los factores). Geométricamente, cada línea de contorno es una proyección sobre el plano  $X_1X_2$  de una sección de la superficie de respuesta al intersectar con un plano paralelo al  $X_1X_2$ . La gráfica de contornos resulta útil para estudiar los niveles de los factores en los que se da un cambio en la forma o altura de la superficie de respuesta.

La existencia de gráficas de contorno no está limitada a 3 dimensiones a pesar de que en el caso en que haya más de dos factores de influencia no es posible la representación geométrica. No obstante, el hecho de poder representar gráficas de contorno permite visualizar más fácilmente la situación general. La Figura 4.12 y la Figura 4.13 muestran la base de la construcción de las gráficas de contorno.

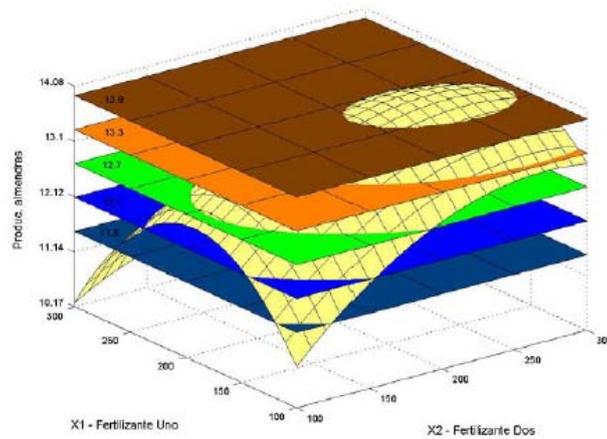


Figura 4.12 Sección de la superficie de respuesta por planos paralelos al plano  $X_1X_2$  (Fernández y Piñeiro 2008)

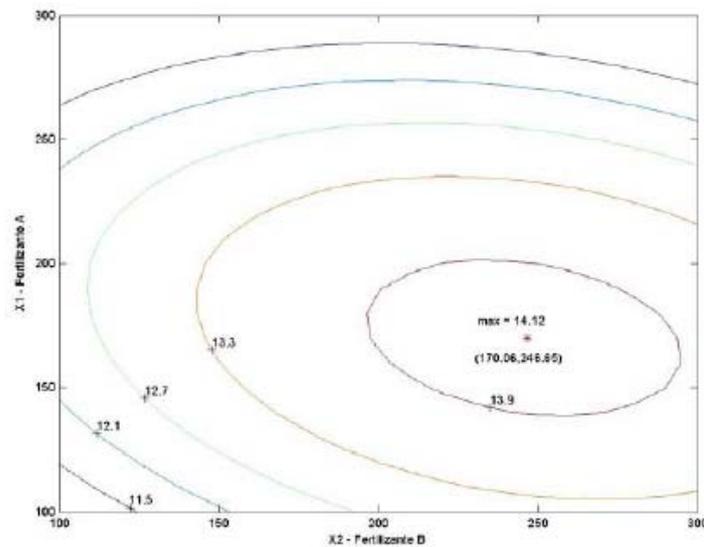


Figura 4.13 Gráfica de contornos de la superficie de respuesta con líneas de contorno en los diferentes planos de corte (Fernández y Piñeiro 2008)

A la hora de planificar el programa de experimentación que nos va a permitir llevar a cabo el estudio acerca del efecto de los factores sobre la variable respuesta, el primer paso que debemos dar es la elección de los factores que usaremos en el experimento. Una vez determinados, el siguiente paso es seleccionar los rangos de valores de cada factor que se considerarán, pues aunque en el experimento es posible explorar la región correspondiente al espacio completo de los factores de influencia o región operativa, lo más frecuente consiste en explorar únicamente una región de interés limitada, la región experimental, contenida en la región general. De este modo, durante la ejecución del experimento, solo se utilizarán niveles de los factores correspondientes a valores que caigan en esta región, a menos que se descubra durante el conjunto inicial de

experimentos, que pueda ser necesario explorar niveles que estén más allá de los límites de la región considerada.

#### 4.4.3.2 Superficies de respuesta polinómicas. Modelos de primer y segundo orden

La forma de la función  $f$  que determina la relación entre los factores y la variable respuesta es, en general, desconocida, por lo que el primer objetivo de la *RSM* (Response Surface Methodology) consiste en establecer experimentalmente una aproximación apropiada de la función  $f$ . Para ello, se propone un modelo de ecuación, generalmente polinómico, en los  $k$  factores  $X_1, X_2, \dots, X_k$  y se selecciona un conjunto de tratamientos sobre los que realizar las observaciones experimentales, que se utilizarán tanto para obtener estimaciones de los coeficientes en el modelo propuesto (por ejemplo, a través del método de mínimos cuadrados) como para obtener una estimación de la variación del error experimental. Se realizan, entonces, contrastes sobre las estimaciones de los parámetros y sobre el ajuste del modelo y si el modelo se considera adecuado, puede utilizarse como función de aproximación. En tal caso, el estudio de la superficie de respuesta se hace en términos de la superficie ajustada, pues su análisis será aproximadamente equivalente al del sistema real.

Los polinomios usados más frecuentemente como funciones de aproximación, son los de órdenes uno y dos, que nos proporcionan, respectivamente los siguientes modelos:

- Modelo de primer orden:

$$Y = \beta_0 + \sum_{i=1}^k \beta_i X_i + \varepsilon \quad 4.7$$

- Modelo de segundo orden:

$$Y = \beta_0 + \sum_{i=1}^k \beta_i X_i + \sum_{i=1}^k \beta_{ii} X_i^2 + \sum_{\substack{i,j \\ i < j}} \beta_{ij} X_i X_j + \varepsilon \quad 4.8$$

#### 4.4.3.3 Utilización de variables codificadas

En la construcción de modelos de superficies de respuesta, es muy común la codificación de los valores reales de los niveles de los factores, pues las distancias medidas sobre los ejes de las variables codificadas en el espacio  $k$ -dimensional se convierten en estándar, lo que facilita considerablemente los cálculos que deben llevarse a cabo para obtener el modelo de aproximación e incrementan el ajuste en la estimación de los coeficientes (Fernández y Piñeiro 2008).

Las fórmulas empleadas para la codificación dan lugar a transformaciones biyectivas entre variables reales y codificadas, de manera que cualquier ecuación polinómica en los valores de  $x_i$  se puede expresar equivalentemente como una ecuación polinómica del mismo grado en los valores de  $X_i$ . Por tanto las conclusiones obtenidas sobre variables codificadas, pueden extrapolarse a variables reales.

#### 4.4.3.4 Diseños de superficies de respuesta

La elección de un diseño adecuado del experimento a realizar es fundamental para modelar y explorar la superficie de respuesta usada para ajustar un modelo polinómico al conjunto de datos recogidos en los puntos del diseño. Así pues, sería deseable que el diseño tuviera, de las características que se enumeran a continuación, y dado que algunas de ellas resultan conflictivas entre sí, las que más sirvan al interés del experimento (Fernández y Piñeiro 2008).

- Generar una distribución razonable de puntos y, por tanto, de información, en toda la región de interés, pero utilizando el menor número posible de puntos experimentales.
- Asegurar que, para cada punto  $x$ , el valor ajustado,  $\hat{Y}(x)$ , está tan cerca como sea posible del valor real,  $Y(x)$ .
- Permitir la detección de falta de ajuste en el modelo.
- Permitir la ejecución de los experimentos en bloques.
- Permitir la construcción secuencial de diseños de orden creciente.
- Proporcionar una estimación interna de la varianza del error.
- Asegurar simplicidad en los cálculos de las estimaciones de los parámetros del modelo.

Además de las propiedades mencionadas, sería muy conveniente que el diseño elegido fuera ortogonal y/o invariante por rotación. Un diseño ortogonal es aquel en el que los términos del modelo ajustado son incorrelados y por tanto, también las estimaciones de los parámetros lo son, en cuyo caso, la varianza de la respuesta esperada en cualquier punto de la región experimental se puede expresar como la suma ponderada de las varianzas de los parámetros estimados en el modelo.

Por otro lado, en un diseño invariante por rotación, la varianza de  $\hat{Y}(x)$ , que depende de la situación del punto  $x$ , es función únicamente de la distancia del punto al centro del diseño, lo que significa que es la misma en todos los puntos equidistantes del centro del diseño. Teniendo en cuenta que el objetivo de la *RSM* es la optimización de la respuesta y que se desconoce la localización del óptimo antes de ejecutar el experimento, esta propiedad resulta muy interesante, puesto que garantiza que el diseño proporciona estimaciones igualmente precisas en todas las direcciones.

#### 4.4.3.4.1 Diseño de primer orden

Si el modelo  $Y = \beta_0 + \sum_{i=1}^k \beta_i X_i + \varepsilon$  es una representación adecuada de la respuesta real esperada, entonces el diseño elegido para estimar los parámetros debe proporcionar valores razonables de la respuesta sobre la región de interés. Los diseños considerados con el propósito de recoger datos para ajustar un modelo de primer orden se conocen como diseño de primer orden.

Un criterio razonable para la elección de un diseño de primer orden adecuado es la minimización de  $\text{Var}(\hat{Y})$ , lo que se logra minimizando la varianza de los estimadores de los parámetros  $\beta_i, i = 1, \dots, k$ . Hay una única clase de diseños que lo consiguen, los ortogonales, que en los modelos de primer orden son aquellos para los que se verifica que los elementos de fuera de la diagonal principal de la matriz  $X'X$  son cero, lo que nos permite determinar de manera independiente los efectos de los  $k$  factores (medidos a través de los valores de  $b_i, i = 1, \dots, k$ ). Además, se verifica que todo diseño ortogonal de primer orden es invariante por rotación. Por tanto, consideraremos únicamente aquellos diseños de primer orden que son ortogonales y, en particular, los diseños factoriales  $2^k$ .

#### 4.4.3.4.2 Diseños factoriales $2^k$

En un diseño factorial  $2^k$ , para cada factor se consideran dos niveles, que pueden codificarse en los valores +1 (para el más alto) y -1 (para el más bajo). Considerando todas las posibles combinaciones de los niveles de los  $k$  factores, se obtiene una matriz de diseño de  $2^k$  filas, cada una de las cuales representa un tratamiento.

Los diseños factoriales  $2^k$  presentan el inconveniente de que, salvo que se repitan algunas observaciones, no permiten la estimación del error experimental. Una técnica habitual para incluir repeticiones consiste en aumentar el diseño con algunas observaciones en el centro, pues esto no influye sobre las estimaciones de los parámetros y no altera la ortogonalidad del diseño, aunque como resultado, la estimación de  $\beta_0$  es la media de todas las observaciones.

#### 4.4.3.4.3 Diseños de segundo orden. Diseños compuestos centrales

Los diseños compuesto centrales se presentan como una alternativa a los diseños factoriales  $3^k$  (Fernández y Piñeiro 2008).

Un diseño compuesto central consiste en:

- Parte factorial: un diseño factorial  $2^k$ , completo o fraccional, en el que los niveles están codificados en la forma habitual como  $\pm 1$ ,
- $n_0 (\geq 1)$  puntos centrales,

- Parte axial: dos puntos axiales en los ejes correspondientes a cada uno de los factores, situados a una distancia  $\alpha$  del centro del diseño.

De manera que el número total de puntos del diseño es  $N = 2^k + 2K + n_0$

En principio, los diseños compuesto centrales así definidos no tienen por qué ser ni ortogonales ni invariantes por rotación. Se convierten en invariantes por rotación mediante una elección adecuada del valor de  $\alpha$ , que debe depender del número de puntos de la parte factorial del diseño para conseguirlo. Por otro lado, a través de una elección apropiada de  $n_0$ , el diseño puede hacerse ortogonal o incluso de precisión uniforme, que permite mayor protección que un diseño ortogonal contra el sesgo de los coeficientes de regresión producido por la presencia de términos de orden mayor que 2 en la superficie real. Se muestra a continuación una tabla con los valores que deben tomar  $\alpha$  y  $n_0$ , según el número de factores del modelo, para que el diseño correspondiente sea ortogonal o de precisión uniforme.

k	2	3	4	5	5	6	6	7	8
					½ rep.		½ rep.	½ rep.	½ rep.
puntos factoriales	4	8	16	32	16	64	32	64	128
puntos axiales	4	6	8	10	10	12	12	14	16
<b>DISEÑO ORTOGONAL</b>									
$n_0$	8	9	12	17	10	24	15	22	33
N	16	23	36	59	36	100	59	100	177
<b>DISEÑO DE PRECISIÓN UNIFORME</b>									
$n_0$	5	6	7	10	6	15	9	14	20
N	13	20	31	52	32	91	53	92	164
$\alpha$	1.414	1.682	2	2.378	2	2.828	2.378	2.828	3.364

Figura 4.14  $\alpha$  y  $n_0$  según el número de factores del modelo (Kuehl 2001)

Una propiedad muy interesante de los diseños centrales compuestos es que se pueden construir a partir de un diseño de primer orden (el  $2^k$ ) sin más que agregar los puntos axiales y quizá algunos puntos centrales.

Por todas las propiedades que verifican, los diseños compuestos centrales son posiblemente los más utilizados para ajustar superficies de respuesta de segundo orden.

El valor de  $\alpha$  elegido en el presente trabajo para la construcción de la superficie de respuesta con diseño central compuesto es de 1.414, para 2 variables, 4 puntos factoriales y 4 puntos axiales (Figura 4.15).

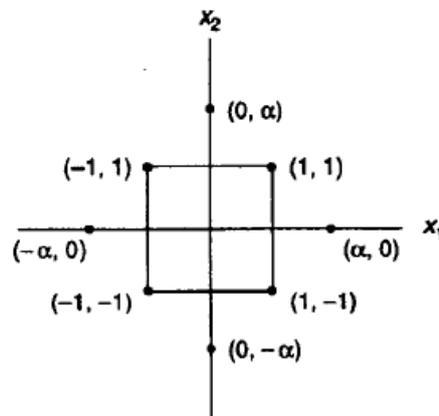


Figura 4.15 Diseño central compuesto para dos variables (Kuehl 2001)

El software Minitab 16 será de gran ayuda para la construcción y análisis de las superficies de respuesta en cada uno de los casos estudiados.

## 4.5 Modelo de elementos finitos

### 4.5.1 Programa Autoform R2 plus

Como se ha mencionado anteriormente, hasta no hace demasiado tiempo los procesos de estampación y, particularmente los procesos de embutición profunda se ajustaban de manera física, es decir, a través de la realización de pruebas con utillajes reales y su consiguiente modificación para lograr los resultados deseados.

Esto resulta del todo incompatible con los cada vez más ajustados plazos de fabricación de utillajes y la competitividad económica exigida por sus clientes, por lo que los programas de elementos finitos han ido incrementando su importancia, al introducir una mejora considerable en la predicción y solución de los defectos y problemas que pueden aparecer en un proceso de embutición profunda.

Para la realización del presente trabajo se ha utilizado el software comercial Autoform en su versión R2 plus.

Este software, especializado en los procesos de doblado y embutición profunda de chapa entre otros, aplica la metodología de resolución de ecuaciones implícita, resolviendo las ecuaciones de equilibrio estático mediante una solución iterativa incremental, hasta que la diferencia entre los parámetros establecidos es menor que la tolerancia considerada.

### 4.5.2 Modelo de elementos finitos

Basado en el modelo geométrico tomado como base y descrito anteriormente, las herramientas representadas son pisador, punzón y matriz (Figura 4.16):

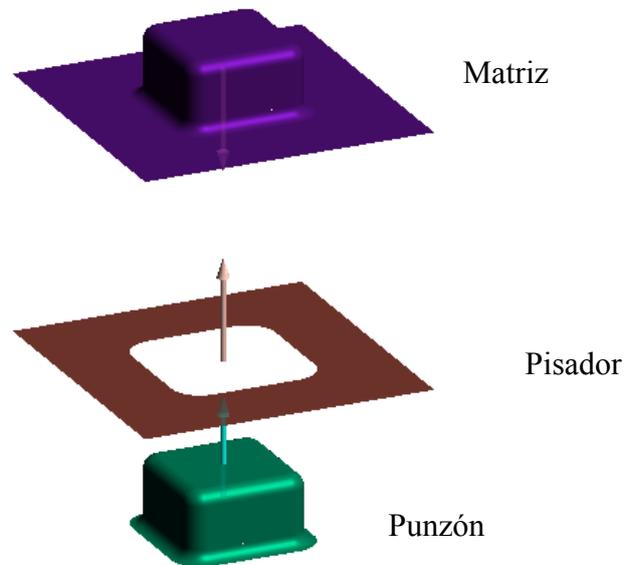


Figura 4.16 Herramientas en el modelo de elementos finitos.

Estas herramientas se consideran a efectos de cálculo elementos con una rigidez infinita que no sufrirán ningún tipo de deformación, estableciendo el programa las condiciones de contorno y contacto necesarias para representar este comportamiento.

Dada la simetría (no de revolución) de los casos estudiados, se ha simulado únicamente un cuarto de formato y se han definido las condiciones de simetría necesarias (Figura 4.17).

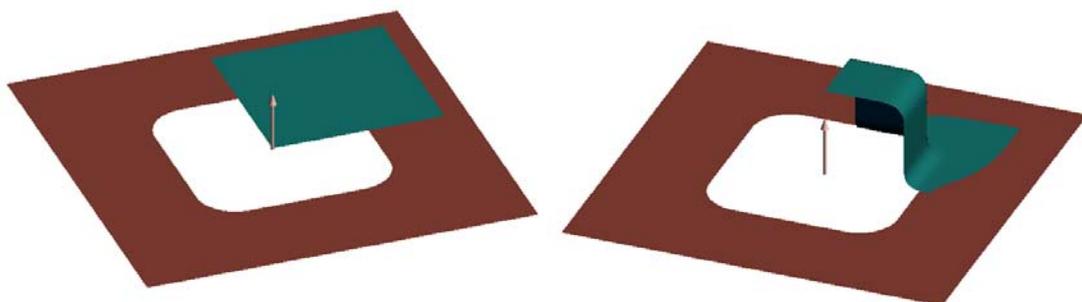


Figura 4.17 Formato sobre el pisador, antes y después del proceso de embutición.

Los elementos utilizados son elementos 2D, triangulares – lineales, cuyo tamaño se va adaptando automáticamente a la geometría y la deformación que introduce el proceso, mediante un proceso adaptativo basado en la curvatura de las superficies (radios) y en el valor de deformación que se va alcanzando, de tal manera que las zonas que presentan una mayor deformación tendrán un mayor número de elementos reduciéndose su tamaño de manera automática (Figura 4.18 y Figura 4.19).

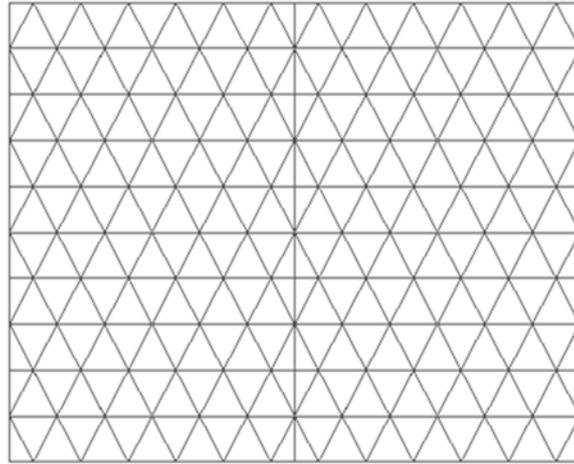


Figura 4.18 Visión general de la malla antes de la deformación

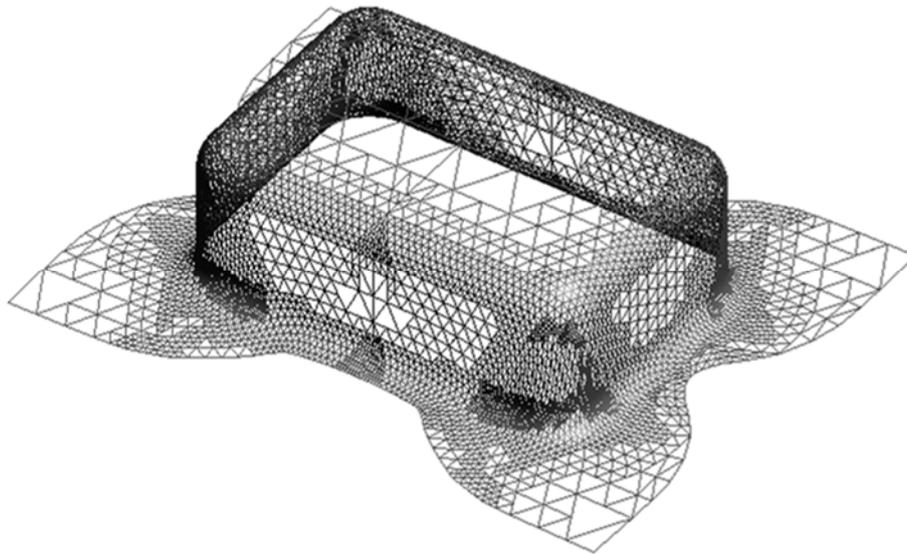


Figura 4.19 Visión general de la malla al finalizar el proceso de embutición

Estos elementos son elementos placa (elastic – plastic Shell), de tal manera que cada uno de sus nodos presenta 5 grados de libertad (degrees of freedom - *DOF*): las dos traslaciones en el plano del elemento, una traslación normal al plano del elemento y dos rotaciones con el eje de rotación definido por los vectores de traslación en el plano del elemento, lo que les permite la transmisión de momentos flectores a lo largo de los ejes que definen el plano del elemento. El momento de rotación perpendicular al elemento no queda alimentado.

Se ha supuesto un modelo de plasticidad isótropo e independiente de la velocidad de deformación, aproximación apropiada siempre que la anisotropía de la chapa no sea muy elevada (Vallellano *et al.* 2005) y dadas las condiciones de conformado en frío.

#### 4.5.3 Validación del modelo de elementos finitos

##### 4.5.3.1 Validación para acero dulce DC04

Con el fin de comprobar y validar la exactitud de los resultados obtenidos mediante el modelo de elementos finitos, se han tomado como referencia los resultados experimentales reflejados por Bayraktar y Altintas (1993), pertenecientes al congreso NUMISHEET'93 mencionado anteriormente.

Los valores geométricos utilizados son los recogidos en el apartado 4.2, analizándose una carrera de 40mm (posición final).

El material utilizado es acero dulce con la siguiente ley tensión-deformación:

$$\sigma = 565.32(0.007117 + \varepsilon_p)^{0.2589} \text{MPa}$$

siendo sus propiedades mecánicas básicas (Tabla 4.4):

$$\sigma_y (\text{MPa}) \quad 173.1$$

$$E (\text{GPa}) \quad 206.0$$

$$\sigma_u (\text{MPa}) \quad 311.4$$

Tabla 4.4 Propiedades mecánicas del acero dulce utilizado para la validación del modelo de elementos finitos

La Figura 4.20 muestra a curva de fluencia para este tipo de acero.

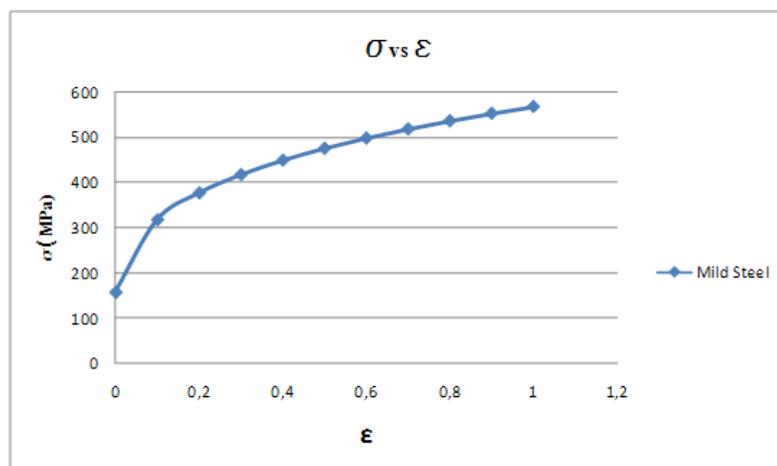


Figura 4.20 Acero dulce para la validación del modelo de elementos finitos. Curva de fluencia

La validación se centrará principalmente en dos tipos de resultados de acuerdo con Ayari y Byraktar (2011): desplazamientos generales y deformaciones alcanzadas.

#### 4.5.3.1.1 Desplazamientos generales

Esta primera validación consiste en comparar los desplazamientos del formato en tres direcciones: *DX* (dirección de laminación), *DD* (dirección diagonal) y *DY* (dirección transversal a la laminación) (Figura 4.21).

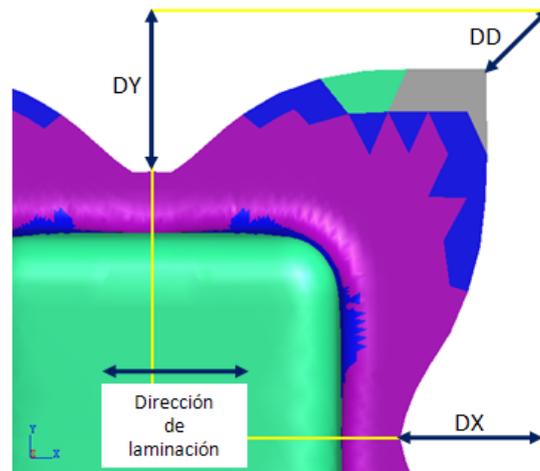


Figura 4.21 Desplazamientos para la validación del modelo de elementos finitos

La Tabla 4.5 muestra la comparativa entre los valores obtenidos para el modelo experimental y para el modelo de elementos finitos que se pretende validar.

<i>DX</i> FEA	<b>28.87</b>	
<i>DX</i> EXP	28.1	2.7%
<i>DD</i> FEA	15.09	
<i>DD</i> EXP	15.1	0.1%
<i>DY</i> FEA	28.96	
<i>DY</i> EXP	28.5	1.6%

Tabla 4.5 Resultados comparativos FEA – Experimento en desplazamientos ( $S = 40$  mm)

Estos resultados nos muestran que los desplazamientos del formato en el modelo de elementos finitos están muy próximos al modelo experimental, registrándose un error máximo de un 2.7%.

#### 4.5.3.1.2 Deformaciones

En la segunda validación se considera la comparación de las deformaciones principales ( $\varepsilon_1$  y  $\varepsilon_2$ ) en la dirección diagonal a la de laminación (AB) (Figura 4.22), entre el modelo de elementos finitos y el modelo experimental para un valor de la altura de embutición  $S$  de 40mm.

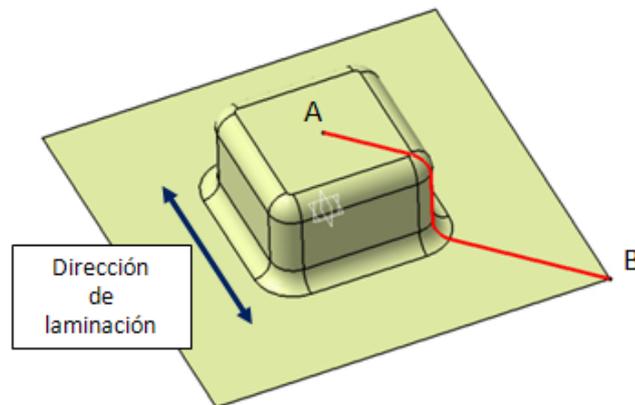


Figura 4.22 Línea para la medida de las deformaciones principales

En Figura 4.23 se representan los resultados de deformación obtenidos en el modelo de elementos finitos.

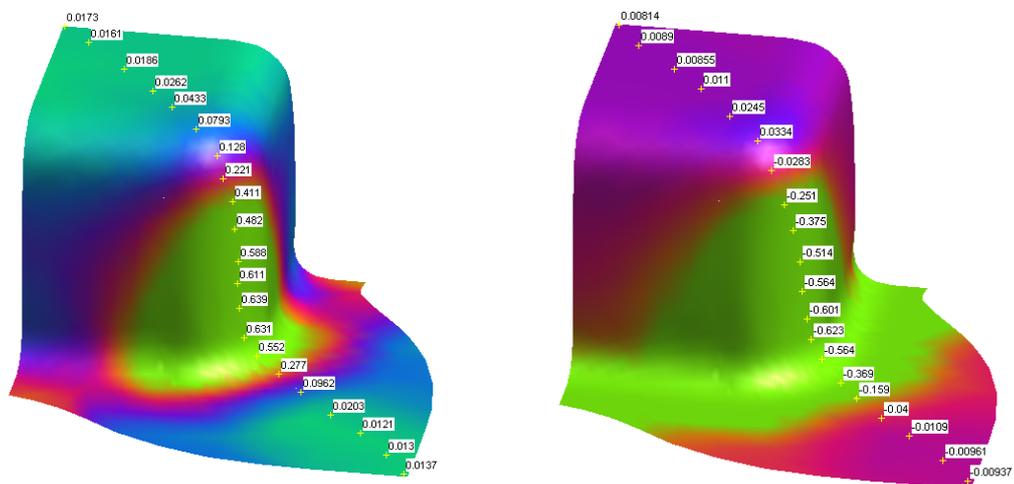


Figura 4.23 Valores de deformación para el modelo de elementos finitos  $\varepsilon_1$  (izquierda) y  $\varepsilon_2$  (derecha)

En las siguientes gráficas se puede observar el elevado grado de correlación, tanto en comportamiento como en valores, entre el modelo experimental y el modelo de elementos finitos planteado (Figura 4.24 y Figura 4.25).

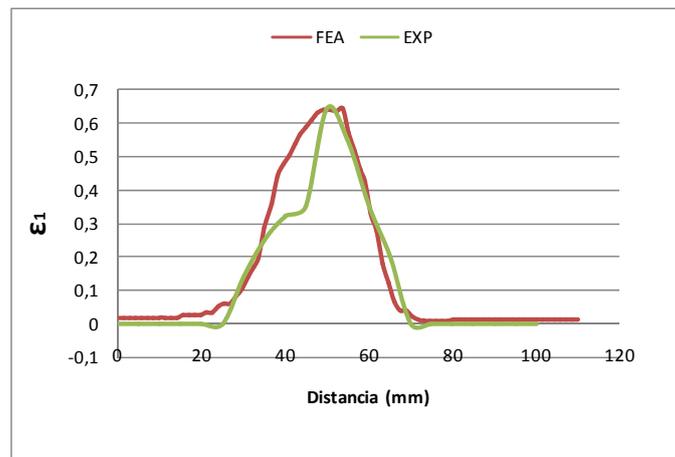


Figura 4.24 Correlación entre el modelo de elementos finitos y el modelo experimental:  $\epsilon_1$

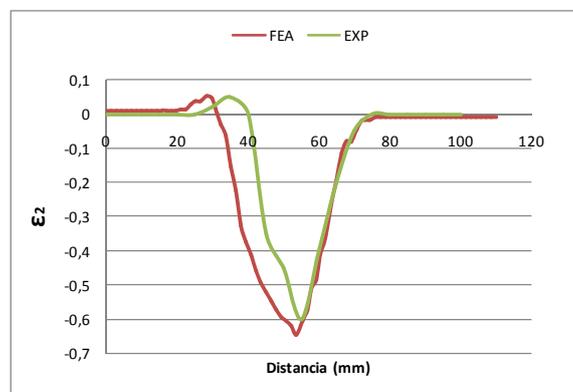


Figura 4.25 Correlación entre el modelo de elementos finitos y el modelo experimental:  $\epsilon_2$

En cuanto a los valores máximos y mínimos alcanzados, la Tabla 4.6 muestra la diferencia entre el modelo de elementos finitos y el modelo experimental.

$\epsilon_1$ FEA	0.6423	
$\epsilon_1$ EXP	0.63	1.9%
$\epsilon_2$ FEA	-0.644	
$\epsilon_2$ EXP	-0.6	7.3%

Tabla 4.6 Resultados comparativos FEA – Experimento en deformaciones ( $S = 40$  mm)

Se observa que el error encontrado en  $\epsilon_2$  es mayor que en  $\epsilon_1$ , aunque en ambos casos son porcentajes muy pequeños.

A la vista de los resultados obtenidos, se entiende que el modelo de elementos finitos se ajusta convenientemente a los experimentos reales realizados, con un error mínimo asumible que no afectará significativamente a las conclusiones que se puedan extraer.

La Figura 4.26 muestra una comparación visual del estado final obtenido experimentalmente y el obtenido a través del modelo de elementos finitos.

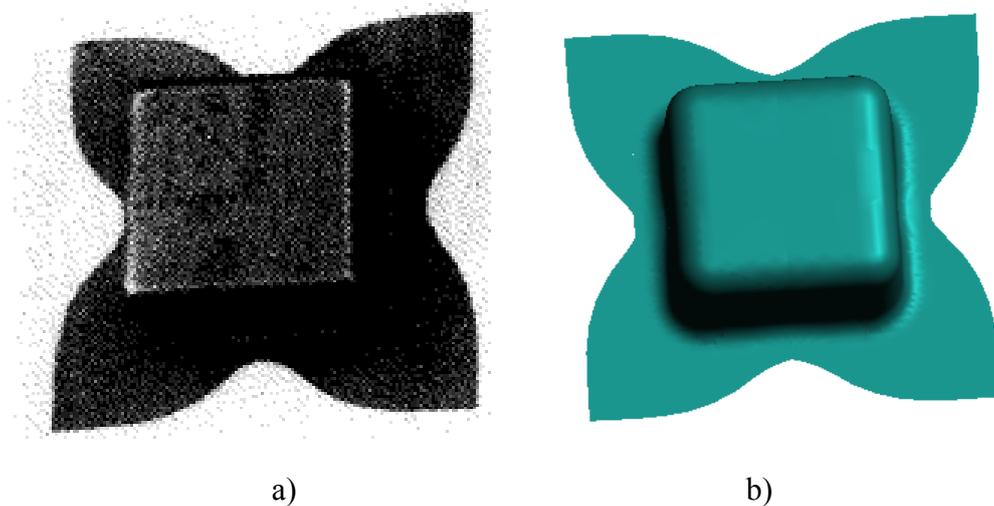


Figura 4.26 Estado final a) Experimento, b) FEM

Teniendo en cuenta que el software Autoform es un programa específico para el análisis de este tipo de procesos con una contrastada experiencia, validada por los principales fabricantes de automóviles, se considera que los resultados obtenidos en los análisis realizados van a ser muy cercanos a los que se podrían obtener experimentalmente; por otro lado, los resultados se utilizarán para establecer tendencias y asentar bases para un mejor diseño de la pieza acabada.

#### 4.5.3.2 Validación para aceros AHSS

El modelo matemático se ha validado para los aceros AHSS con el caso real recogido por Li *et al.* (2010), donde se realiza la embutición rectangular de un acero TRIP 690 (HCT690T). Este acero, aunque no es un acero doble fase, está dentro de la familia de aceros AHSS, con propiedades mecánicas comprendidas entre las de los aceros DP600 y DP780 tal y como se puede observar en la siguiente gráfica tensión-deformación.

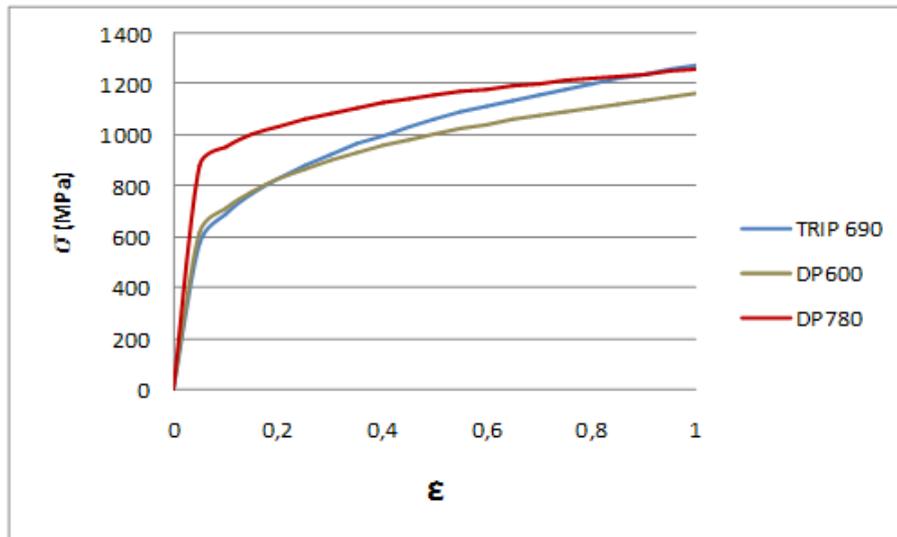


Figura 4.27 Comparación curva tensión-deformación acero TRIP 690, DP600 y DP780

La geometría del modelo es la misma que se ha utilizado como base para todo el estudio presentado, variando únicamente el espesor de la chapa y el radio del punzón ( $R_p$ ), ambas variables con valores dentro de los rangos estudiados.

Parte del modelo	Variables	Valores
Formato inicial	$t$	1.6mm
	$B_x$	150mm
	$B_y$	150mm
Punzón	$P_x$	70mm
	$P_y$	70mm
	$R_p$	10mm
	$R_{pc}$	10mm
Matriz	$D_x$	74mm
	$D_y$	74mm
	$R_d$	5mm
Conjunto	$S$	A definir en función de la rotura
	$c$	$= t$

Parte del modelo	Variables	Valores
	$\mu$	0.15

Tabla 4.7 Parámetros geométricos y del proceso del modelo de validación para aceros AHSS

Donde se encuentra una mayor diferencia es en el valor de la fuerza de pisado, 50KN frente a los 78.4KN utilizados en el estudio teórico presentado. No obstante, este valor no tiene influencia en la bondad del modelo matemático, siendo una variable más del proceso.

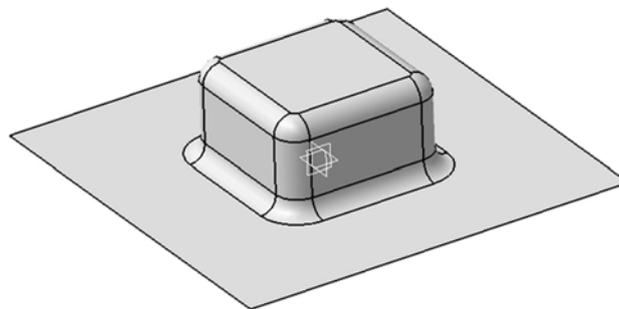


Figura 4.28 Vista del modelo de validación para aceros AHSS

De acuerdo con Li *et al.* (2010) se compara la curva Fuerza del punzón-Carrera del punzón para asegurar la correlación de los valores fuerza-desplazamiento del formato antes de la rotura, teniendo en cuenta el coeficiente de fricción  $\mu$ .

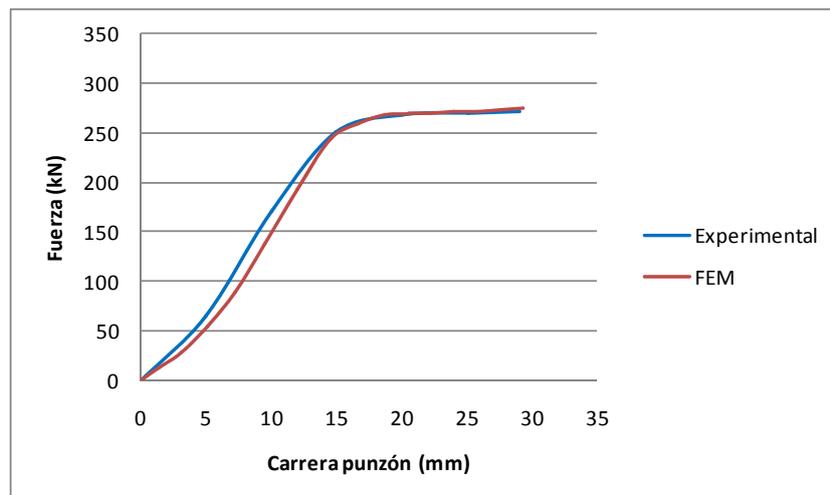


Figura 4.29 Comparación de la fuerza del punzón (kN) frente a su desplazamiento (mm) para la validación del modelo FEM

En cuanto a la comparación de los resultados obtenidos experimentalmente y los obtenidos mediante el modelo de elementos finitos presentado, se puede ver en las siguientes figuras cómo el fallo se produce en la misma zona.

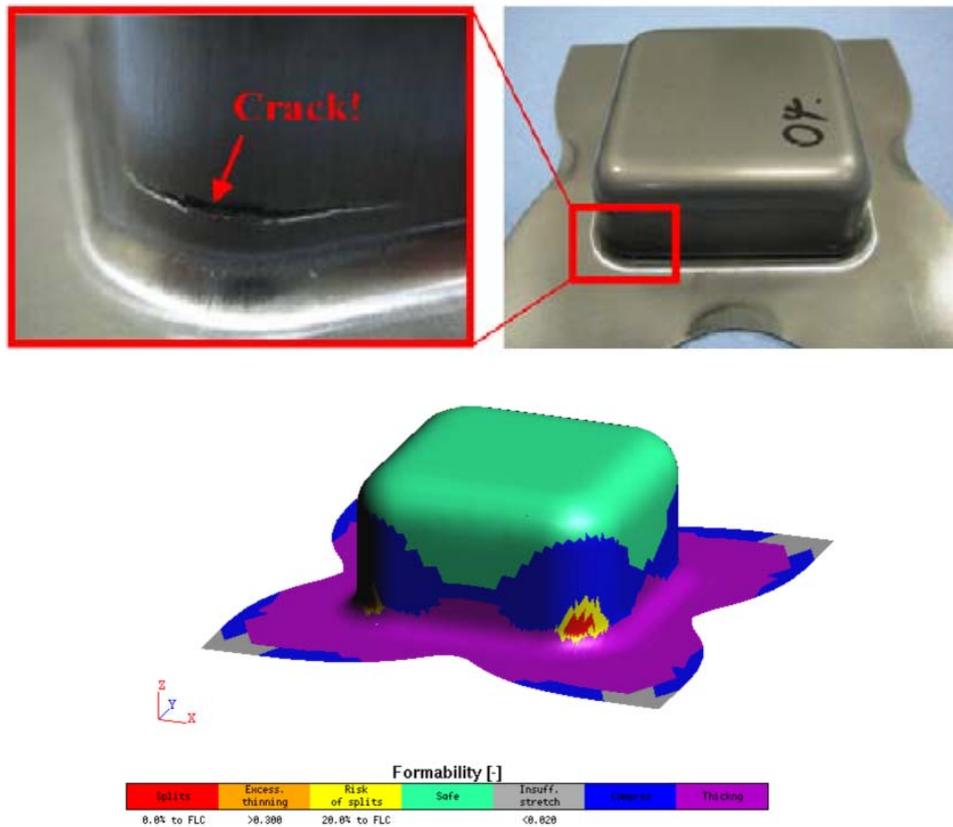


Figura 4.30 Comparación de la zona de rotura para la validación del modelo *FEM*

Por otro lado, los valores de deformación obtenidos, representados en el dominio de las deformaciones principales, indican que la rotura se corresponde con el estado de cortadura pura y que al mismo tiempo el índice de daño  $D$  supera el valor unidad, de acuerdo con el criterio de Wierzbicki.

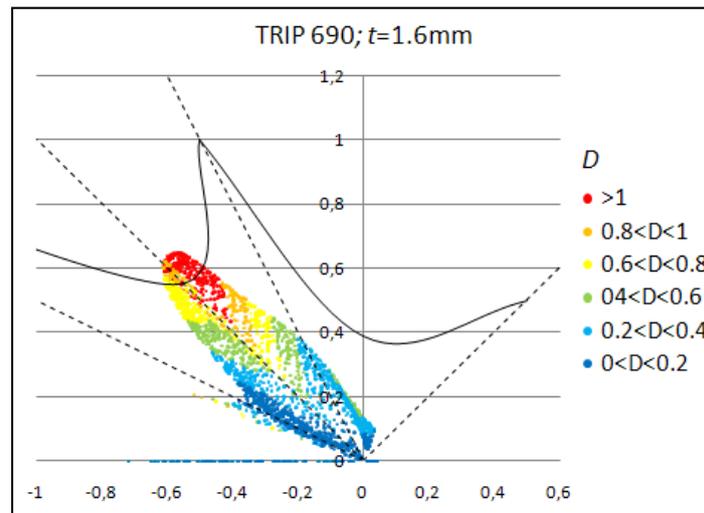


Figura 4.31 Estado de deformación e índice de daño  $D$  en la validación del modelo  $FEM$

## 4.6 Variables estudiadas

### 4.6.1 Desplazamientos

#### 4.6.1.1 Dirección de laminación ( $DX$ )

Considerando que la fuerza de pisado ( $BHF$ ) permanecerá constante en todos los casos estudiados, los valores del desplazamiento de la chapa una vez finalizado el proceso de embutición, nos darán una indicación de la facilidad con que la chapa se ha introducido en el interior de la cavidad matriz - punzón.

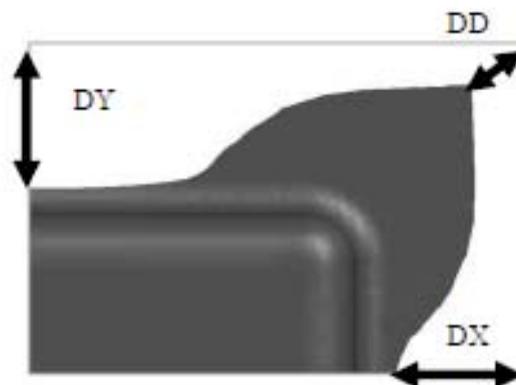


Figura 4.32 Desplazamientos estudiados

Valores altos de los desplazamientos indican que la chapa se ha introducido con mayor facilidad y por lo tanto, ha sufrido una deformación menor; en estos casos se

encontrarán menores valores en la reducción de espesor y del factor de daño ( $FD$ ), con lo que las piezas obtenidas serán de mayor calidad.

#### 4.6.1.2 Dirección perpendicular a la de laminación ( $DY$ )

En el caso de la dirección perpendicular a la de laminación ( $DY$ ) se pueden realizar las mismas afirmaciones que en el punto anterior, añadiendo el estudio de la isotropía del material en las direcciones X e Y: valores similares de los parámetros  $DX$  y  $DY$  indican que el material estudiado tiene unas propiedades similares en las dos direcciones, siempre que la geometría presente la consiguiente simetría.

El parámetro  $DY$  se define en la Figura 4.32.

#### 4.6.1.3 Desplazamientos en dirección diagonal ( $DD$ )

El material en la diagonal se encuentra con el radio de esquina ( $R_{pc}$ ) que genera una fuerte deformación en la chapa al intentar introducirse dentro del hueco matriz - punzón. Esta deformación afecta de una manera muy importante a las propiedades finales de la pieza acabada, al generar una reducción de espesor de valor muy alto, así como un alto factor de daño ( $FD$ ).

Valores altos del parámetro  $DD$  nos indican que el material se ha introducido con facilidad y por tanto, los valores de las variables relacionadas con la reducción de espesor y el factor de daño serán mejores.

El parámetro  $DD$  se define en la Figura 4.32

### 4.6.2 Análisis del espesor

#### 4.6.2.1 Variación del espesor en la diagonal

La variación del espesor en la diagonal consiste en medir el espesor en la línea definida entre los puntos A y B (Figura 4.33); para una mejor interpretación de los resultados, estos se presentan a través de un diagrama box-whisker.

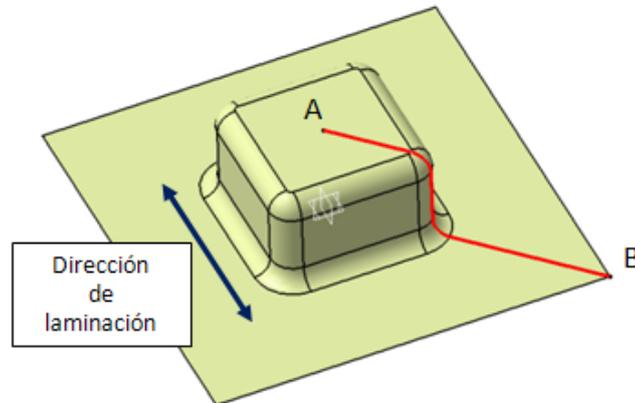


Figura 4.33 Línea que define la diagonal

Este parámetro proporciona una indicación del comportamiento del material considerando los parámetros geométricos estudiados. Cuanto mayor sea el rango de valores obtenidos en el diagrama, más facilidad tendrá el material para absorber el daño sufrido durante la deformación, con lo que los valores del factor de daño ( $FD$ ) serán menores y obtendremos piezas de mayor calidad.

#### 4.6.2.2 Espesor mínimo en la diagonal ( $t_{min}$ )

El valor del espesor mínimo en la diagonal indica cual es el valor mínimo de espesor obtenido en la línea definida en la Figura 4.33, al finalizar el proceso de embutición profunda.

Este valor es sumamente importante ya que las piezas de chapa fabricadas mediante procesos de deformación admiten un valor mínimo para esta variable, que no se debe superar en ningún caso si se quiere asegurar la funcionalidad de la pieza. De esta manera cuanto menos haya disminuido el espesor, mejor calidad tendrá la pieza final.

#### 4.6.2.3 Porcentaje de reducción de espesor ( $p_t(\%)$ )

La variable  $p_t(\%)$  utiliza el espesor mínimo que se recoge en la diagonal  $t_{min}$ , pero permite comparar los valores obtenidos para espesores diferentes a través de la ecuación:

$$p_t(\%) = \frac{t - t_{min}}{t} \times 100 \quad 4.9$$

Del mismo modo que era conveniente que  $t_{min}$  no fuera menor que un valor determinado, a  $p_t(\%)$  le ocurre lo mismo. De acuerdo con las normas establecidas por el cliente no puede superar unos valores determinados, por lo general del 20%.

# 5 Análisis del comportamiento de aceros de muy alta resistencia Doble Fase

## 5.1 Introducción

Una vez definidas las herramientas de análisis empleadas, así como la metodología a seguir, se presentan en este capítulo los resultados de los diferentes análisis realizados para determinar la influencia de las variables geométricas de mayor interés en el proceso, incluyendo el espesor de la chapa a conformar y la calidad del acero empleado.

## 5.2 Influencia del espesor ( $t$ ) y altura de embutición ( $S$ )

### 5.2.1 Datos de partida

Tal y como se ha mencionado en capítulos anteriores, las tres herramientas principales en el proceso de embutición profunda son: la matriz, el punzón y el pisador.

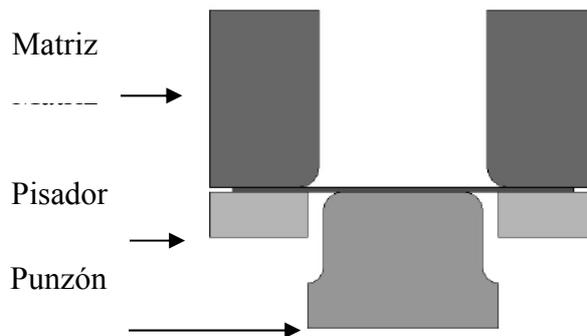


Figura 5.1 Herramientas principales en el proceso de embutición profunda

Las dimensiones geométricas utilizadas en este análisis reproducen el modelo marco descrito en la segunda edición del congreso internacional sobre simulación numérica de procesos de conformado de chapa en 3D (2nd International Conference Numerical Simulation of 3-D Sheet Metal Forming Processes, NUMISHEET'93), celebrado en Isehara, Japón, dada la importancia de los trabajos presentados en dicho congreso considerados de referencia para la comparación de resultados en procesos de embutición

profunda con geometrías no cilíndricas y, en especial, rectangulares; dichas dimensiones se resumen en la Tabla 4.1 y se describen de la Figura 4.2 a la Figura 4.5.

Los parámetros sombreados en la tabla son las variables que se van a manejar en el análisis llevado a cabo en este apartado, para las cuales se indican los valores concretos considerados; el resto son parámetros que se mantendrán constantes en sus valores de referencia.

Parte del modelo	Variables	Valores
Formato inicial	<i>t</i>	(0.8, 1, 1.4, 1.8, 2)mm
	<i>B<sub>x</sub></i>	150mm
	<i>B<sub>y</sub></i>	150mm
Punzón	<i>P<sub>x</sub></i>	70mm
	<i>P<sub>y</sub></i>	70mm
	<i>R<sub>p</sub></i>	8mm
	<i>R<sub>pc</sub></i>	10mm
Matriz	<i>D<sub>x</sub></i>	74mm
	<i>D<sub>y</sub></i>	74mm
	<i>R<sub>d</sub></i>	5mm
	<i>R<sub>dc</sub></i>	= <i>R<sub>pc</sub></i> + <i>t</i>
Conjunto	<i>S</i>	(15, 16.5, 20, 23.5, 25)mm
	<i>c</i>	= <i>t</i>
	<i>BHF</i>	78.4kN

Parte del modelo	Variables	Valores
	$\mu$	0.15

Tabla 5.1 Valores de análisis

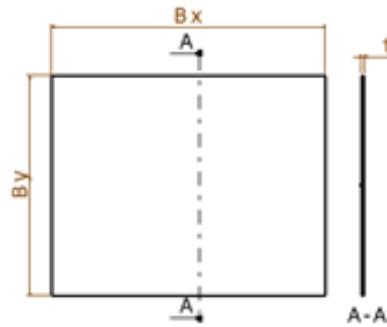


Figura 5.2 Dimensiones formato inicial

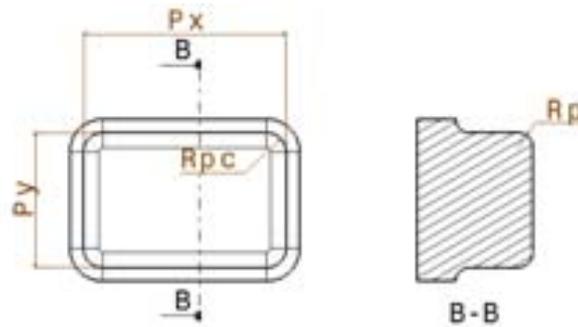


Figura 5.3 Dimensiones punzón

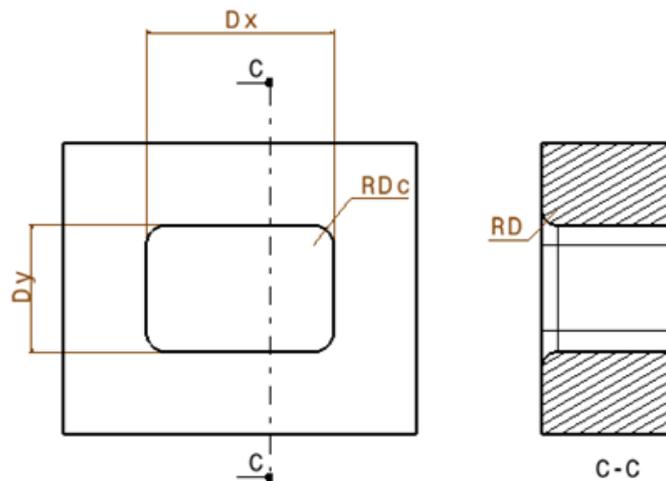


Figura 5.4 Dimensiones matriz

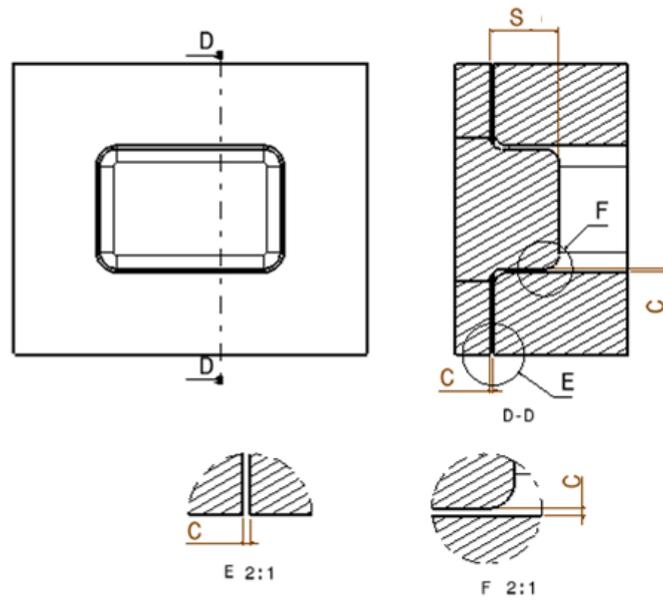
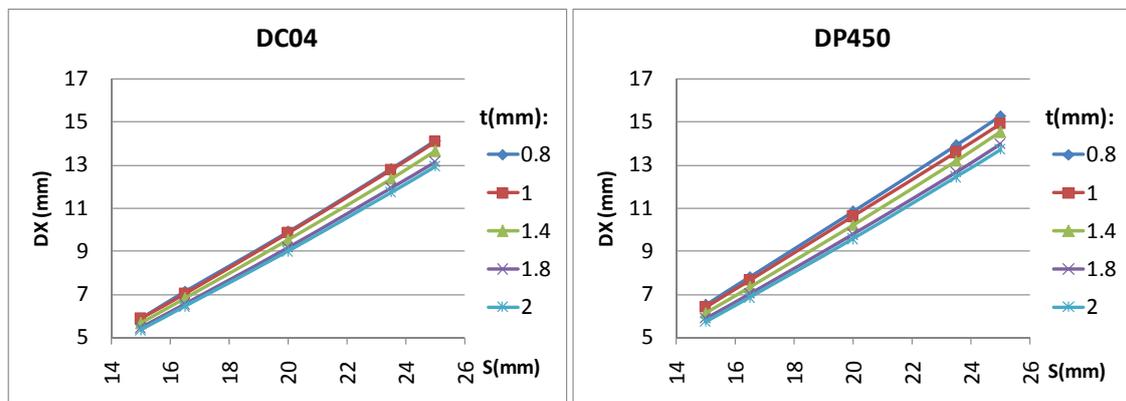


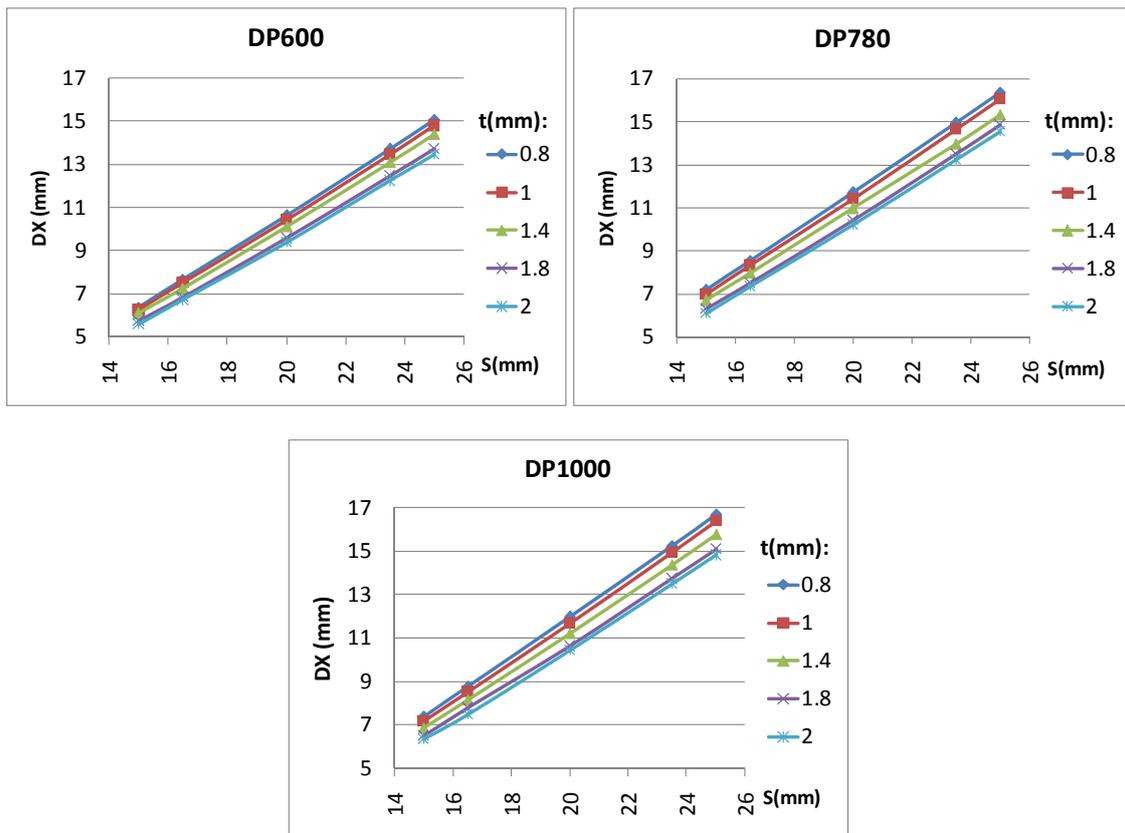
Figura 5.5 Dimensiones conjunto

## 5.2.2 Desplazamientos

### 5.2.2.1 Dirección de laminación ( $DX$ )

Las siguientes gráficas muestran la variación del parámetro  $DX$  al incrementarse la altura de embutición  $S$  para todos los aceros y espesores considerados (Figura 5.6).




 Figura 5.6 Desplazamiento  $DX$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $S$ (mm) y la calidad del acero

Los resultados obtenidos se pueden resumir en los siguientes puntos:

- A medida que aumenta el espesor,  $DX$  disminuye. Esto se debe al incremento de tensión necesario para doblar y desdoblar la chapa, cuando pasa por el radio de matriz, al aumentar su espesor de acuerdo con la ecuación 3.32, presentada en un capítulo anterior, y recuperada para este capítulo de nuevo.

$$\Delta\sigma_A = \frac{1}{4\eta} \frac{\sigma_y}{(Rd/t_0)} \left[ 1 + \left( \frac{\sigma_A}{\sigma_y} \right)^2 \right] \quad 5.1$$

Se observa cómo a medida que aumenta la resistencia del acero las líneas de las gráficas anteriores se van separando, lo que nos indica que este resultado se acentúa en los aceros doble fase.

- Con el aumento de la resistencia,  $DX$  aumenta, aunque no muy significativamente. Al aumentar la resistencia del material (su límite elástico  $\sigma_y$  y su resistencia máxima  $\sigma_u$ ) la presión ejercida por el pisador genera una menor deformación plástica, permitiendo que el material se escape y se deslice con mayor facilidad entre el pisador y la matriz. La ecuación de Siebel y

Beisswanger (1955) muestra cómo la presión necesaria para sujetar y conseguir una adecuada plastificación del material en piezas con simetría de revolución, es directamente proporcional al valor de la resistencia máxima de dicho material.

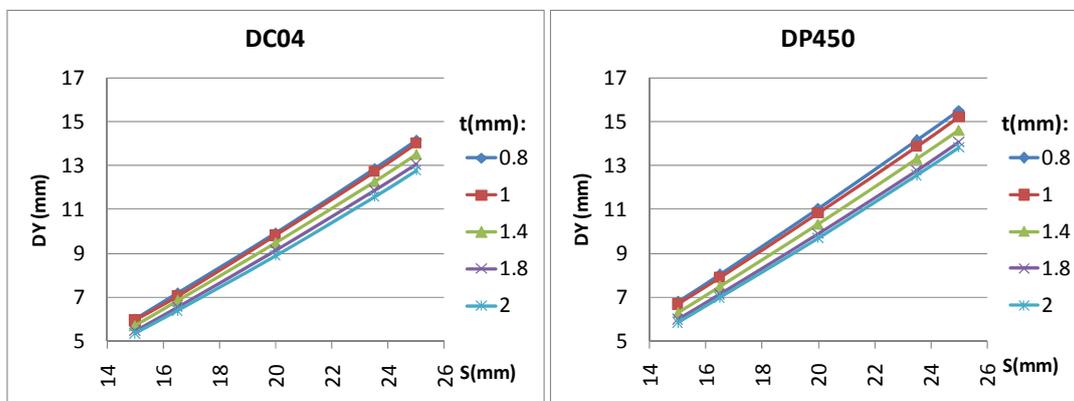
$$P_{BH} = (0.002 \div 0.003) \left[ \left( \frac{D_0}{d_i} - 1 \right)^2 + \frac{d_i}{200 t} \right] \sigma_u \quad 5.2$$

siendo  $D_0$  el diámetro inicial del formato y  $d_i$  el diámetro interior de la pieza acabada.

- Al incrementarse la altura de embutición,  $DX$  aumenta. Este resultado se acentúa a medida que la resistencia del material aumenta, debido principalmente a la disminución de la plastificación comentada en el punto anterior, y el consiguiente aumento del deslizamiento.

### 5.2.2.2 Dirección perpendicular a la de laminación ( $DY$ )

Los aceros doble fase presentan una elevada isotropía (cercana a la unidad) que les confiere unas propiedades muy parecidas tanto en la dirección de laminación, como en dirección normal a la misma. Esto se puede observar en las siguientes gráficas (Figura 5.7), donde se obtienen unos valores para el parámetro  $DY$  muy similares a los obtenidos anteriormente para el parámetro  $DX$ .



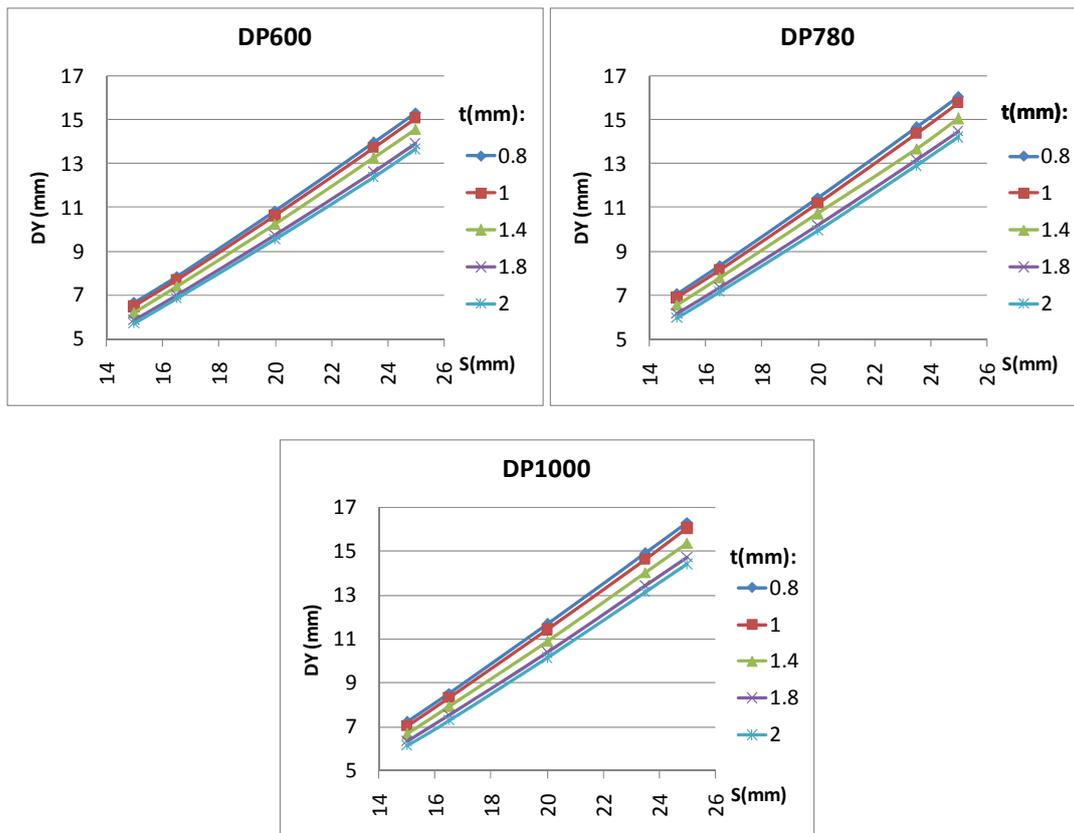


Figura 5.7 Desplazamiento  $DY$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $S$ (mm) y la calidad del acero

De esta manera, los resultados obtenidos para el parámetro  $DY$  presentan la misma tendencia que los descritos para el parámetro  $DX$ :

- A medida que aumenta el espesor,  $DY$  disminuye.
- Con el aumento de la resistencia del material,  $DY$  aumenta.
- Al incrementarse la altura de embutición,  $DY$  aumenta.

### 5.2.2.3 Desplazamientos en dirección diagonal ( $DD$ )

En las siguientes gráficas se recoge la variación del parámetro  $DD$  al incrementarse la altura de embutición  $S$  (Figura 5.8).

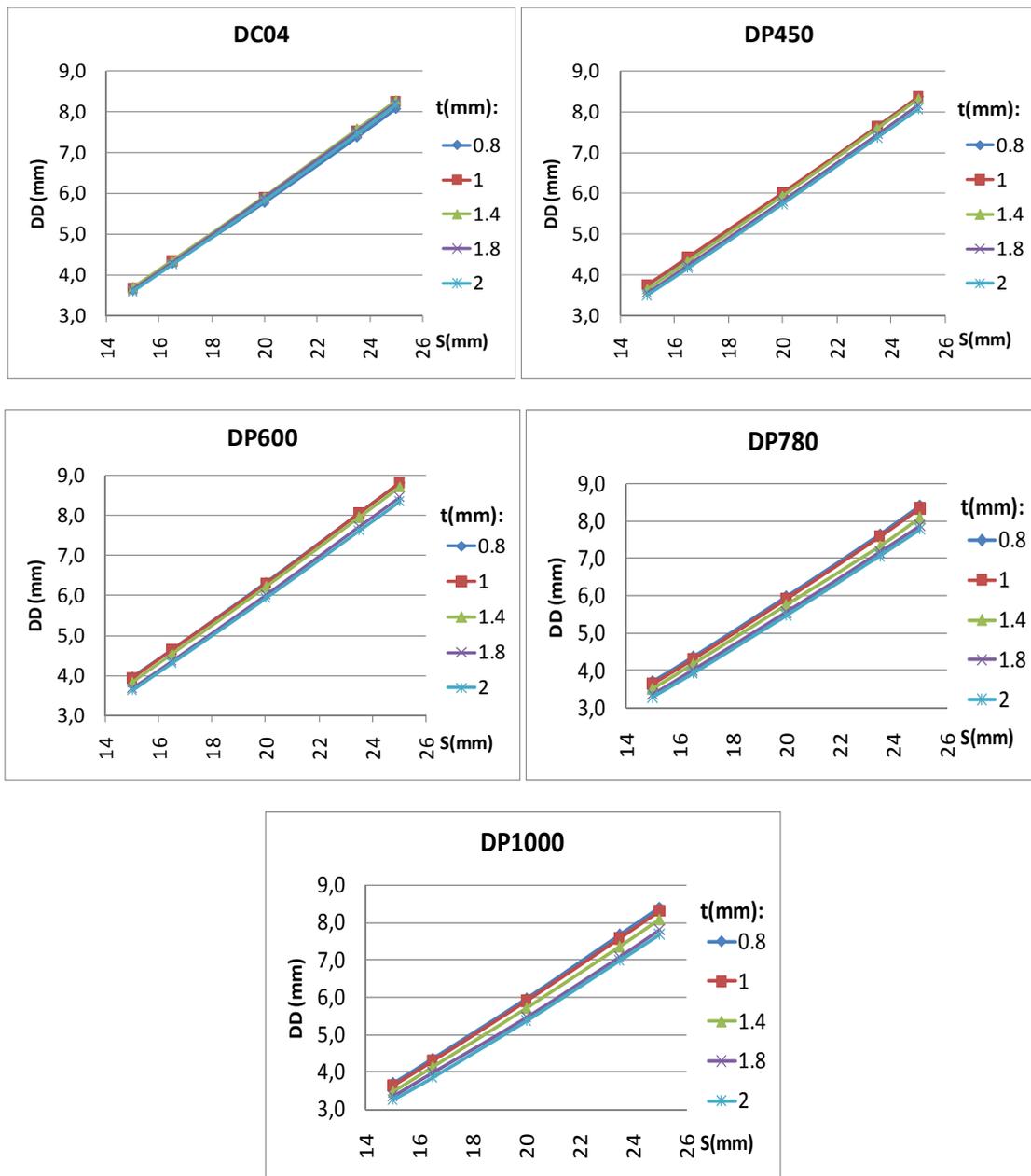


Figura 5.8 Desplazamiento  $DD$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $S$ (mm) y la calidad del acero

Los resultados obtenidos se pueden resumir como sigue:

- A medida que aumenta el espesor, disminuye el valor de  $DD$ .

En la zona del radio de esquina ( $R_{pc}$ ), existe una fuerte deformación plástica, por este motivo el espesor de la chapa no tiene tanta influencia en el valor del desplazamiento como tenía en el caso de los parámetros  $DX$  o  $DY$ , ya que no solamente el radio de la matriz ( $R_d$ ) retiene el material.

Así se puede observar cómo para aceros más dúctiles prácticamente no existe diferencia en el valor obtenido para  $DD$  al aumentar el espesor, ya que el material ya se encuentra frenado por el radio de esquina. La influencia del espesor se va haciendo más evidente a medida que el material aumenta su resistencia.

- Con el aumento de la resistencia del material,  $DD$  se mantiene para espesores bajos y disminuye para espesores altos. Como se ha mencionado, la zona del radio de esquina presenta una elevada deformación, por lo que el material se ve frenado por el efecto de la geometría; solamente cuando la resistencia del material aumenta considerablemente, se puede observar la resistencia ofrecida por el espesor.
- Al aumentar la altura de embutición,  $DD$  aumenta. Este efecto, debido principalmente a la geometría, es el que mayor influencia presenta en el parámetro  $DD$ , siendo por otro lado lo esperado.

### 5.2.3 Análisis del espesor

#### 5.2.3.1 Variación del espesor en la diagonal

El análisis de la evolución del espesor durante el proceso de embutición es de vital importancia ya que un elevado adelgazamiento puede dar lugar a propiedades mecánicas pobres y, en último término, al desecho de la pieza en producción.

La variación del espesor en la diagonal es un indicador de la deformación que ha sufrido el material durante la embutición.

En la Figura 5.9 puede verse como varía el espesor a lo largo de la diagonal para dos de los casos estudiados.

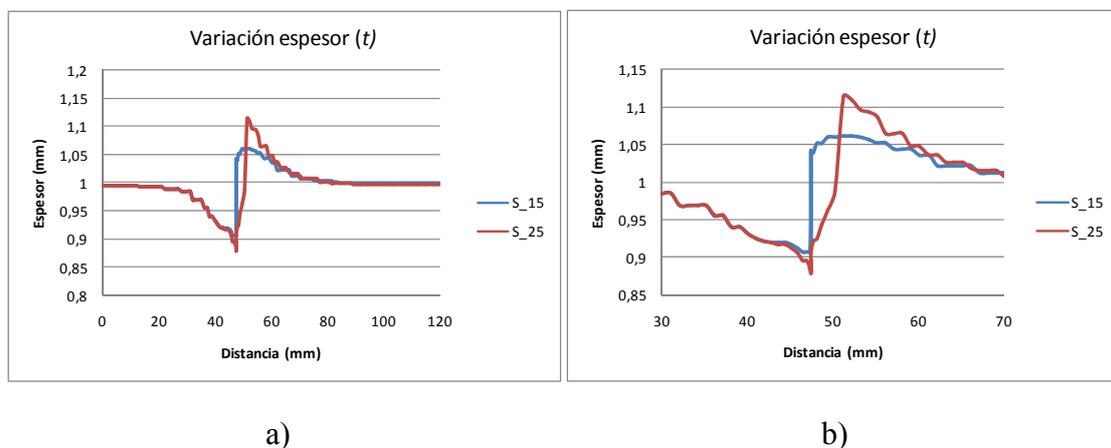


Figura 5.9 Variación del espesor  $t$  para  $S$  15mm y  $S$  25mm utilizando un DP780 a) Vista general; b) Detalle

Para poder comparar esta variación de una manera más directa entre los casos analizados, se utilizan los diagramas box-whisker (Figura 5.10 a Figura 5.14).

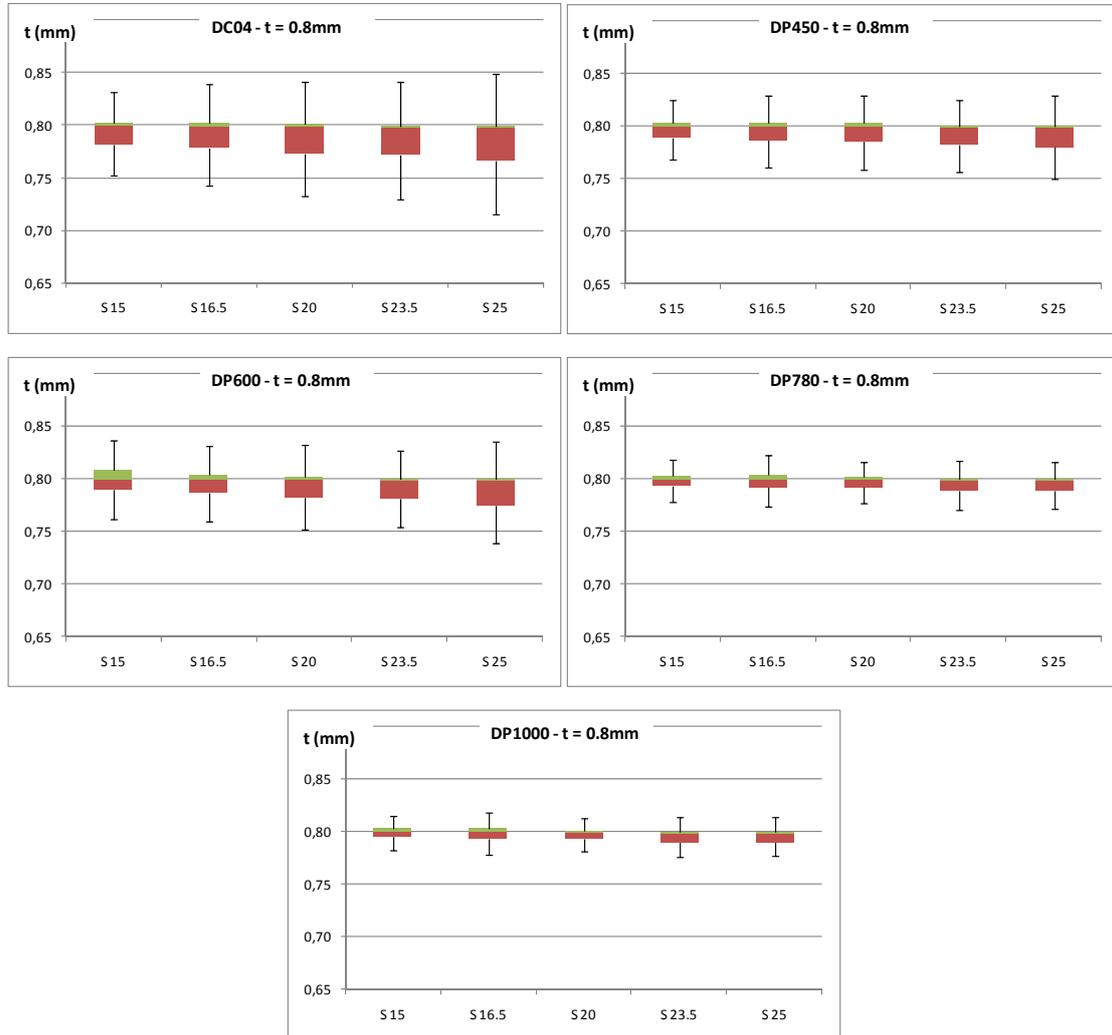
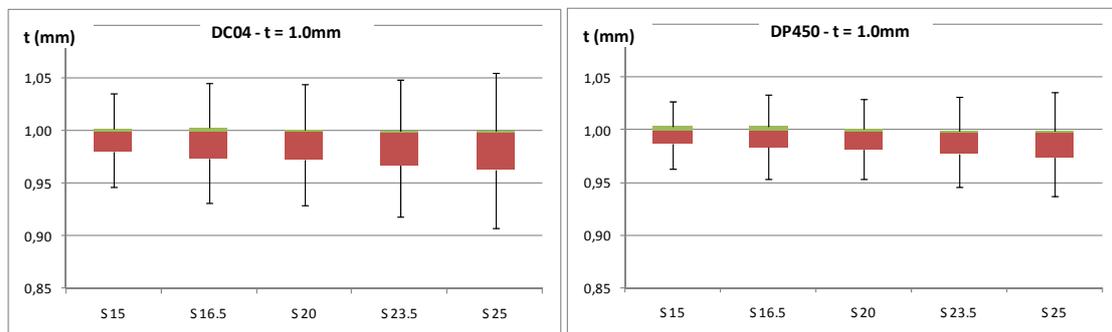


Figura 5.10 Variación del espesor  $t$  en la diagonal para distintas alturas de embutición  $S$  ( $t=0.8\text{mm}$ )



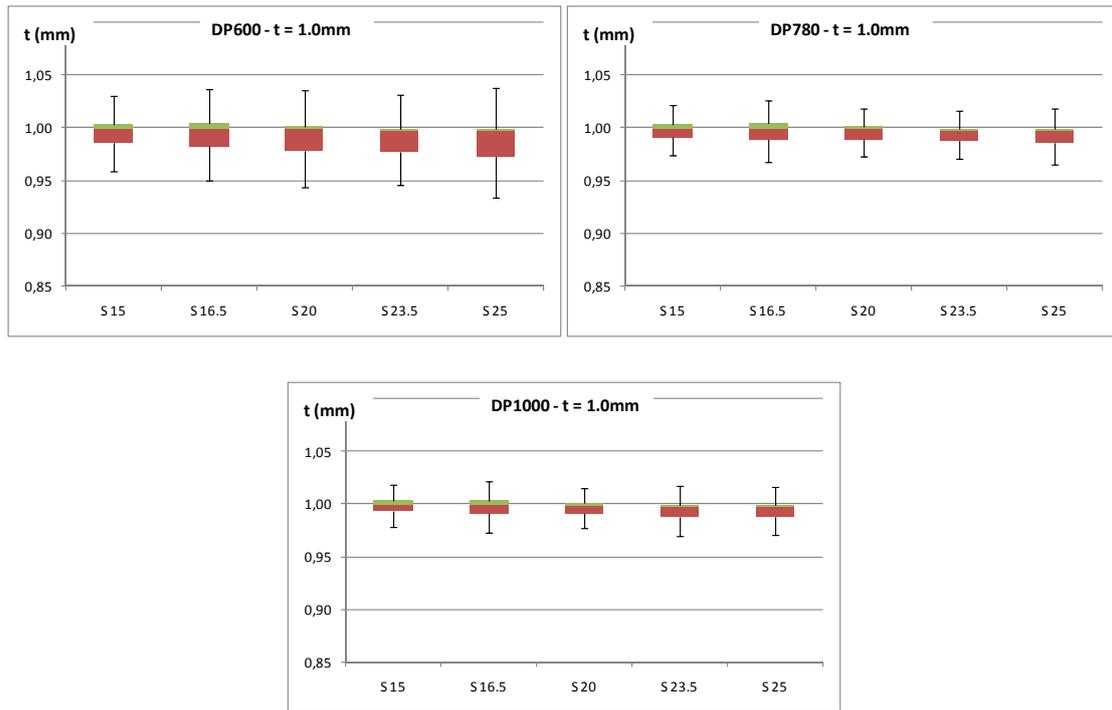
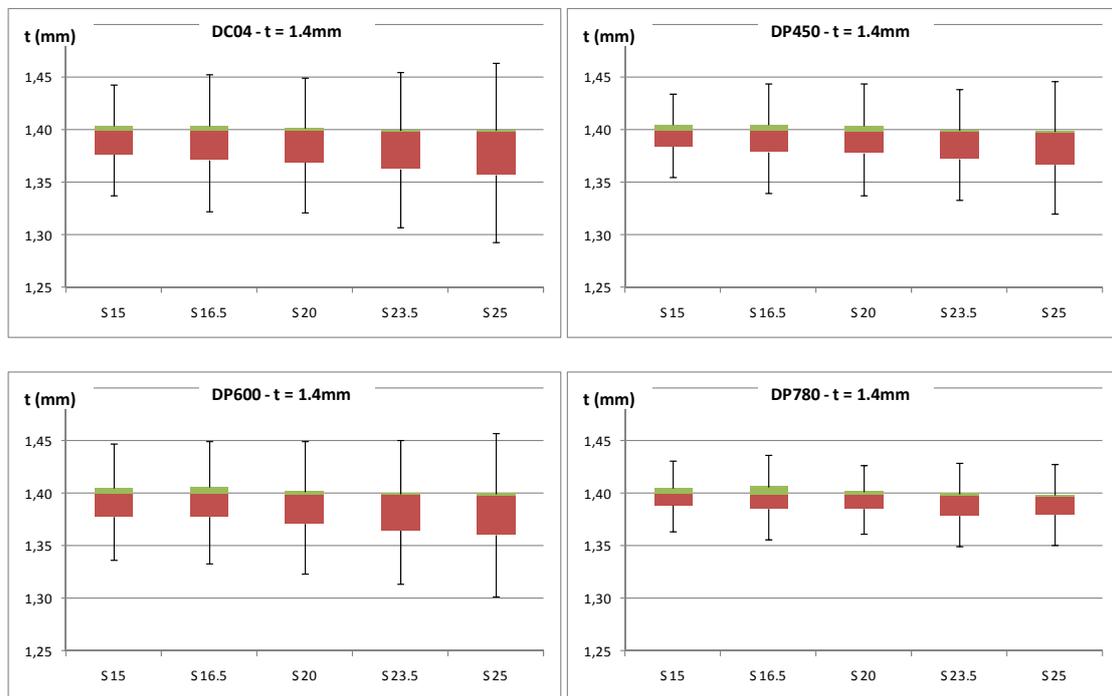


Figura 5.11 Variación del espesor  $t$  en la diagonal para distintas alturas de embutición  $S$  ( $t=1.0\text{mm}$ )



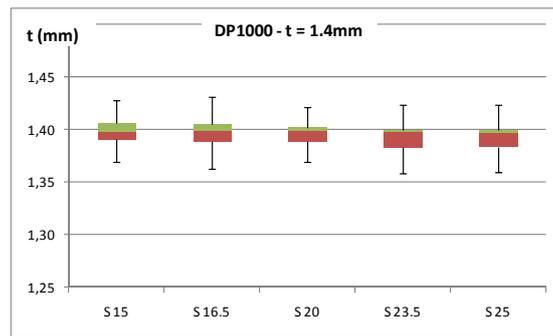


Figura 5.12 Variación del espesor  $t$  en la diagonal para distintas alturas de embutición  $S$  ( $t=1.4\text{mm}$ )

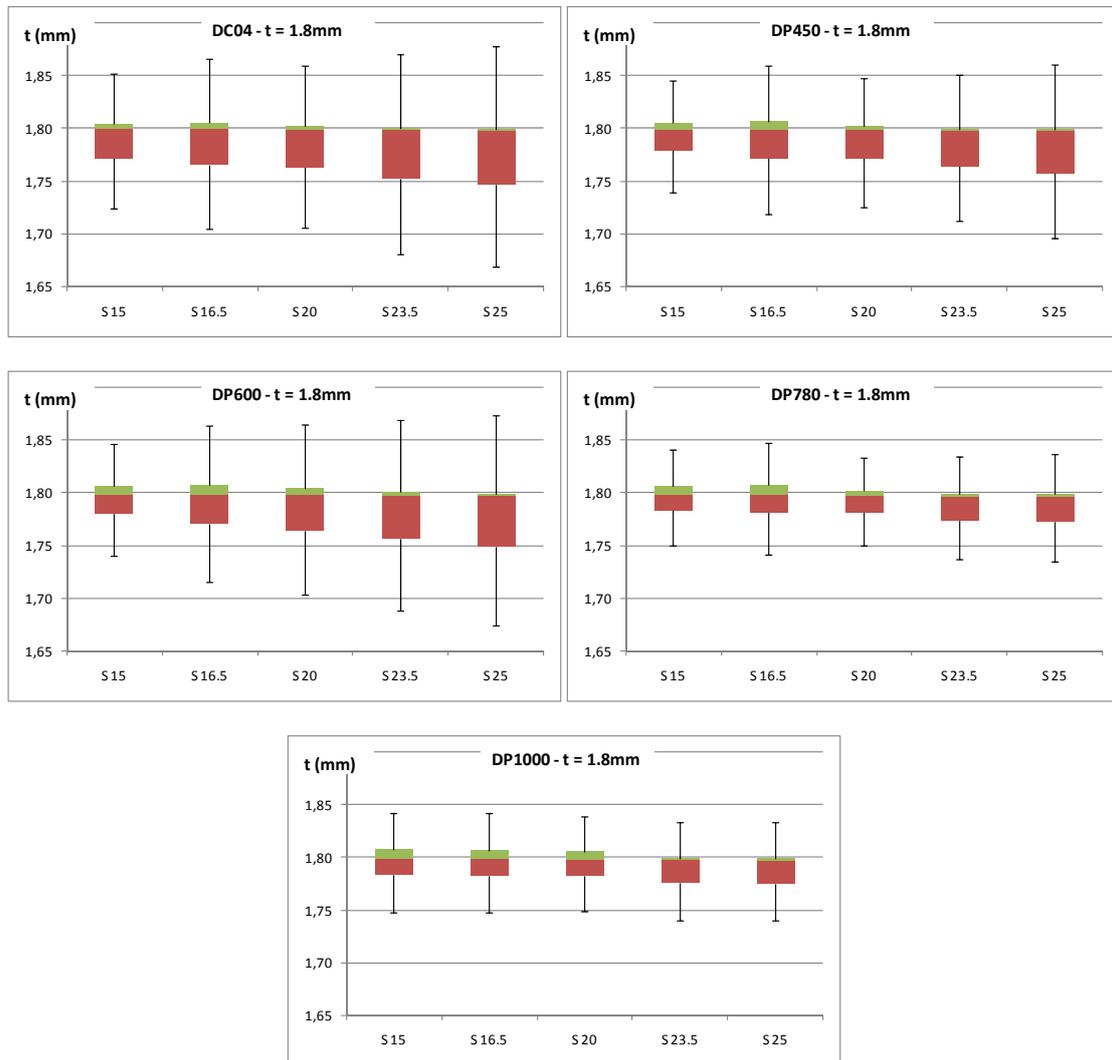


Figura 5.13 Variación del espesor  $t$  en la diagonal para distintas alturas de embutición  $S$  ( $t=1.8\text{mm}$ )

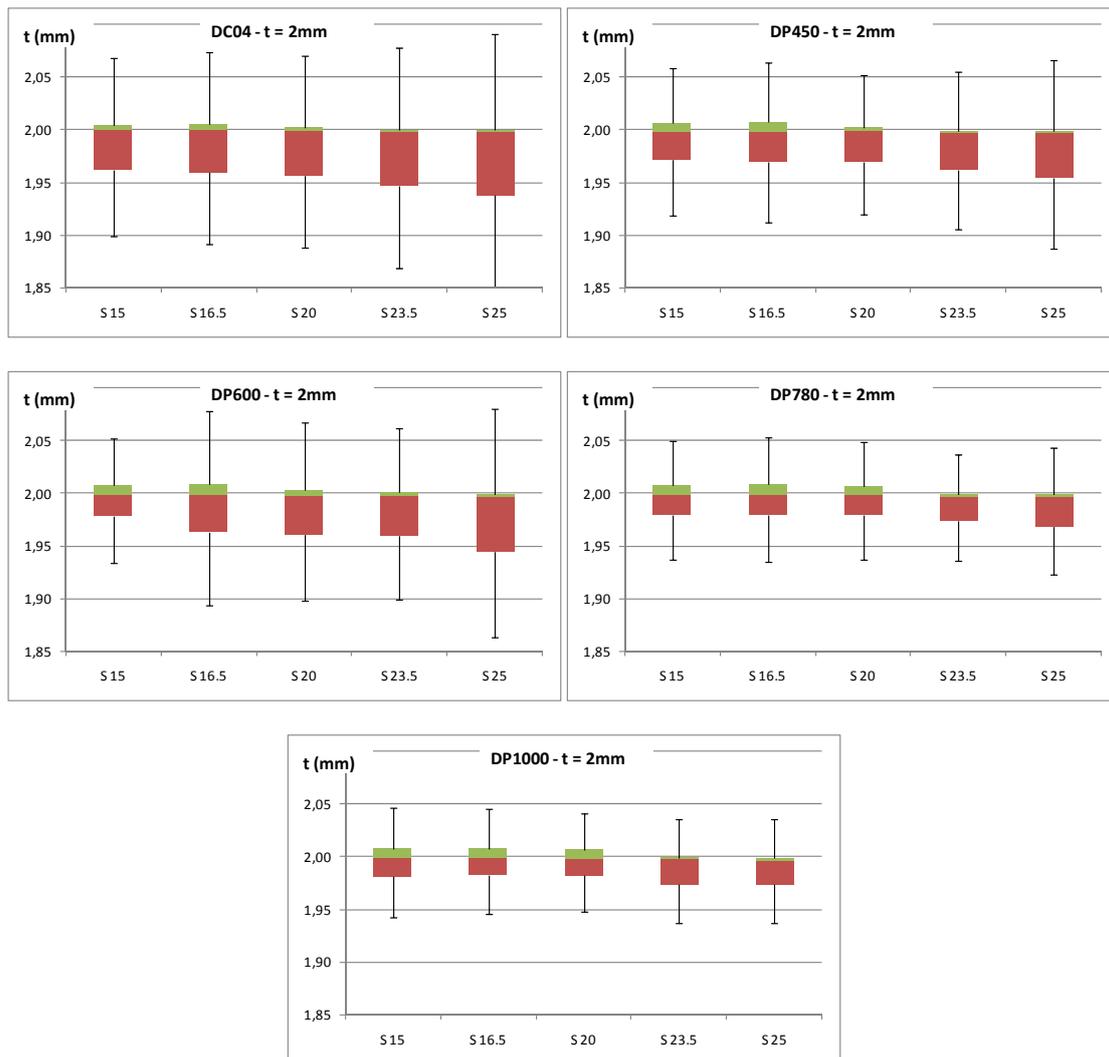


Figura 5.14 Variación del espesor  $t$  en la diagonal para distintas alturas de embutición  $S$  ( $t=2.0\text{mm}$ )

Los diagramas anteriores arrojan la siguiente información:

- A medida que aumenta el espesor, aumenta su variación en la diagonal.

Al aumentar el espesor, el material encuentra más dificultades para introducirse dentro de la cavidad de embutición ( $DD$  menor), por lo que existe una mayor disminución de espesor y, por consiguiente, una mayor variación del espesor en la diagonal.

En la siguiente gráfica (Figura 5.15) se puede observar para un caso concreto, cómo el aumento de espesor inicial genera mayores disminuciones de espesor.

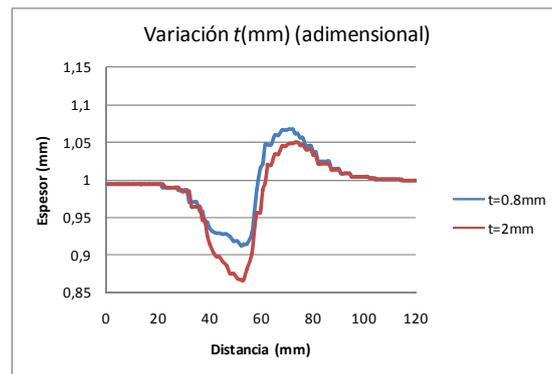


Figura 5.15 Comparación variación espesor en la diagonal para  $t=0.8\text{mm}$  y  $2\text{mm}$ ,  $S=15\text{mm}$  y material DP780

- Con el aumento de la resistencia del material, la variación del espesor en la diagonal disminuye.

Al aumentar la resistencia del material, la variación de espesor en la diagonal no es tan progresiva, sino que muchos puntos presentan una disminución de espesor más parecida, siendo los pocos puntos discordantes en los que se produce una mayor disminución de espesor.

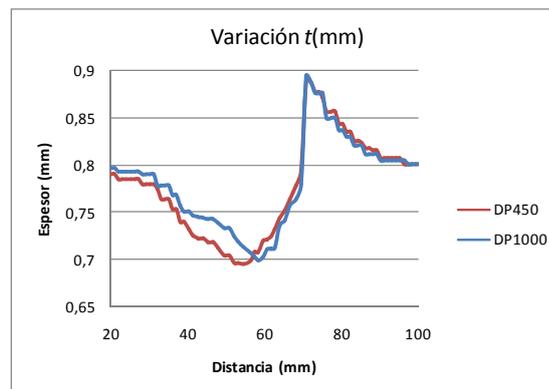


Figura 5.16 Variación del espesor en la diagonal para  $S=25\text{mm}$  y  $t=0.8\text{mm}$

- Al aumentar la altura de embutición, la variación de espesor en la diagonal aumenta.

### 5.2.3.2 Espesor mínimo en la diagonal ( $t_{min}$ )

El valor mínimo de espesor admitido después del proceso de embutición es uno de los parámetros más importantes en los procesos de embutición profunda, ya que como se ha mencionado está directamente relacionado con la aparición de grietas y roturas y, por tanto, con la imposibilidad por parte de la pieza de cumplir la función para la que ha sido diseñada.

En las siguientes graficas (Figura 5.17) se comparan los resultados obtenidos cuando se varían parámetros como el material, el espesor y la altura de embutición.

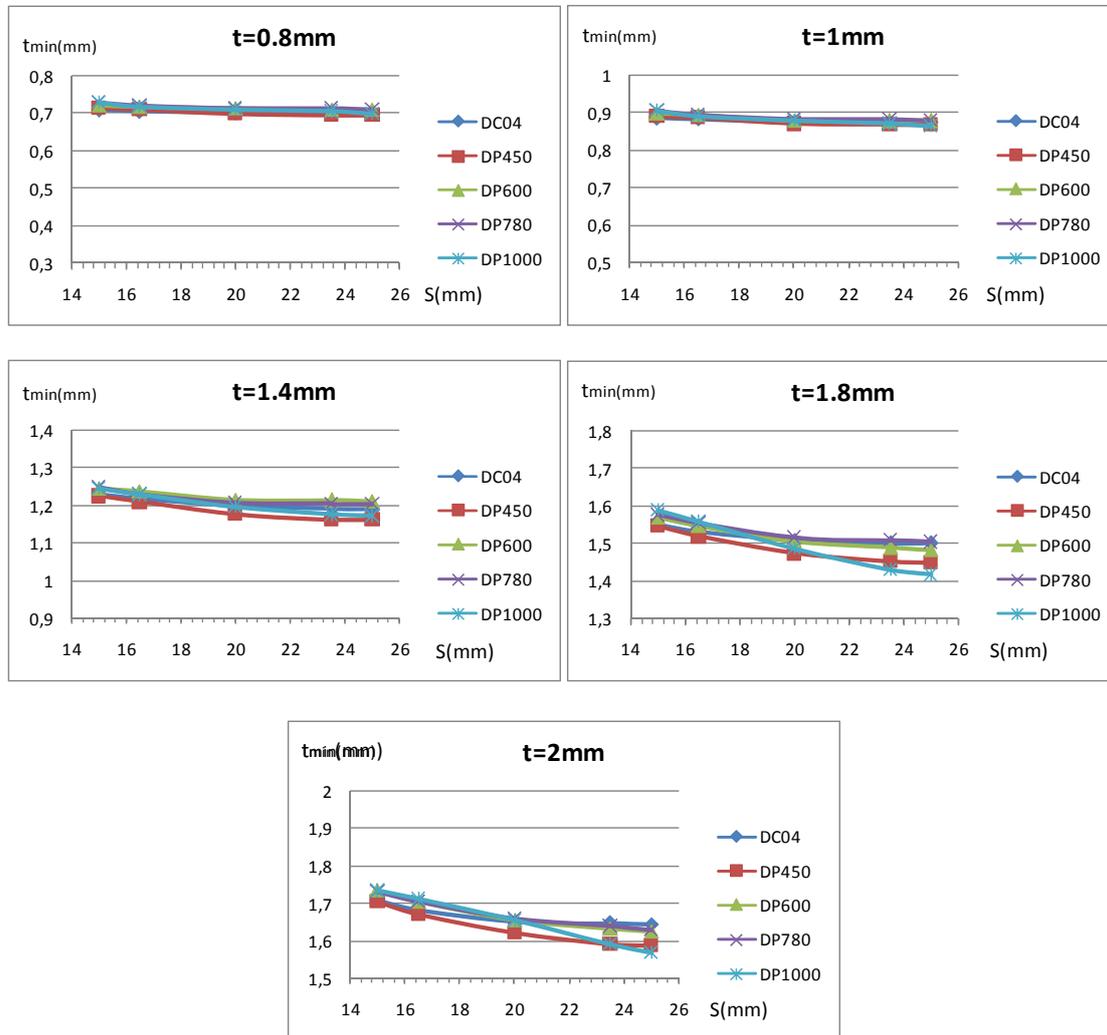


Figura 5.17 Espesor mínimo en la diagonal  $t_{min}$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $S$ (mm) y la calidad del acero

Los valores obtenidos se pueden resumir en los siguientes puntos:

- A medida que aumenta el espesor, se encuentran valores de  $t_{min}$  más alejados del espesor inicial.

El aumento del espesor se traduce en un aumento en la tensión necesaria para que el material se doble y desdoble en el radio de matriz ( $Rd$ ), lo que genera una mayor reducción de espesor de acuerdo con la ecuación 3.29.

- El aumento de la altura de embutición implica unos valores inferiores de  $t_{min}$ .

Tal y como se ha expuesto anteriormente, la longitud de la sección de embutición aumenta a medida que aumenta la altura de embutición; esto se

traduce en un mayor estiramiento del material y en menores valores obtenidos del espesor mínimo, siendo este efecto más acentuado a medida que aumenta el espesor.

- El aumento de la resistencia del material da lugar a espesores mínimos mayores.

Al aumentar la resistencia del material se reduce la plastificación ya que el pisador no puede retener la chapa y esta desliza con mayor facilidad, lo que se traduce en un aumento del espesor mínimo.

Esto se aprecia para todos los aceros doble fase analizados a excepción del DP1000, en el que se aprecia un cambio de tendencia al alcanzar una altura de embutición determinada (unos 20mm); a partir de ese momento y debido al nivel de acritud alcanzado, que se traduce en una disminución de la conformabilidad, se produce una drástica reducción del espesor mínimo. Este efecto se ve acentuado por el incremento del espesor.

### 5.2.3.3 Porcentaje de reducción de espesor ( $p_t(\%)$ )

El porcentaje de reducción de espesor  $p_t(\%)$  permite comparar directamente la reducción de espesor entre los casos estudiados.

Para poder representar de manera gráfica esta variable se ha utilizado la técnica del diseño de experimentos (*DOE*) y, más concretamente, la superficie de respuesta, así como el análisis de la varianza. Del mismo modo, se ha obtenido una función que establece la relación entre la variable dependiente  $p_t(\%)$  y las variables independientes  $S(\text{mm})$  y  $t(\text{mm})$ .

Los valores utilizados para las variables independientes están dentro del rango de valores normalmente utilizados por la industria para piezas de tamaño pequeño en aceros doble-fase.

- $S(\text{mm})$ : (15-25)
- $t(\text{mm})$ : (0.8-2.0)

Con estos valores se han generado los siguientes casos de estudio, de acuerdo con el diseño compuesto central para dos variables (Tabla 5.2):

Caso	Configuración		$S(\text{mm})$	$t(\text{mm})$
1	0	0	20	1.4
2	0	$-\alpha$	20	0.8
3	0	$\alpha$	20	2.0
4	1	-1	23.5	1.0

<b>5</b>	1	1	23.5	1.8
<b>6</b>	-1	-1	16.5	1.0
<b>7</b>	-1	1	16.5	1.8
<b>8</b>	$\alpha$	0	25	1.4
<b>9</b>	$-\alpha$	0	15	1.4

Tabla 5.2 Casos analizados en el diseño de experimentos

Los valores de la variable  $p_t(\%)$  obtenidos para los casos descritos anteriormente se resumen en la Tabla 5.3.

<b>Caso</b>	<b>DC04</b>	<b>DP450</b>	<b>DP600</b>	<b>DP780</b>	<b>DP1000</b>
<b>1</b>	14.69	16.36	13.97	14.60	15.22
<b>2</b>	11.96	13.59	11.51	11.61	11.82
<b>3</b>	17.63	19.35	17.64	17.38	17.56
<b>4</b>	12.64	14.36	13.15	13.14	13.78
<b>5</b>	16.71	19.60	17.56	17.16	20.45
<b>6</b>	11.81	12.10	10.98	10.83	11.24
<b>7</b>	15.06	16.15	14.58	13.94	13.47
<b>8</b>	15.12	17.03	14.09	14.85	16.99
<b>9</b>	12.58	12.87	11.18	11.22	11.09

 Tabla 5.3 Valores de la variable  $p_t(\%)$  obtenidos para los casos estudiados

Con estos valores y el software Minitab 16 se obtienen las siguientes ecuaciones que describen el comportamiento de la variable  $p_t(\%)$ , en función de las variables independientes  $S$  y  $t$ :

$$p_{S,DC04}(\%) = 14.69 + 0.7590S + 1.9173t - 0.4869S^2 - 0.0144t^2 + 0.2050 S t$$

$$p_{S,DP450}(\%) = 13.36 + 1.4491S + 2.1795t + 0.7556S^2 + 1.5156t^2 + 0.2975 S t$$

$$p_{S,DP600}(\%) = 13.97 + 1.1582S + 2.0849t - 0.5519S^2 + 0.4181t^2 + 0.2025 S t$$

$$p_{S,DP780}(\%) = 14.60 + 1.3329S + 1.9113t - 0.7819S^2 - 0.0519t^2 + 0.2275 S t$$

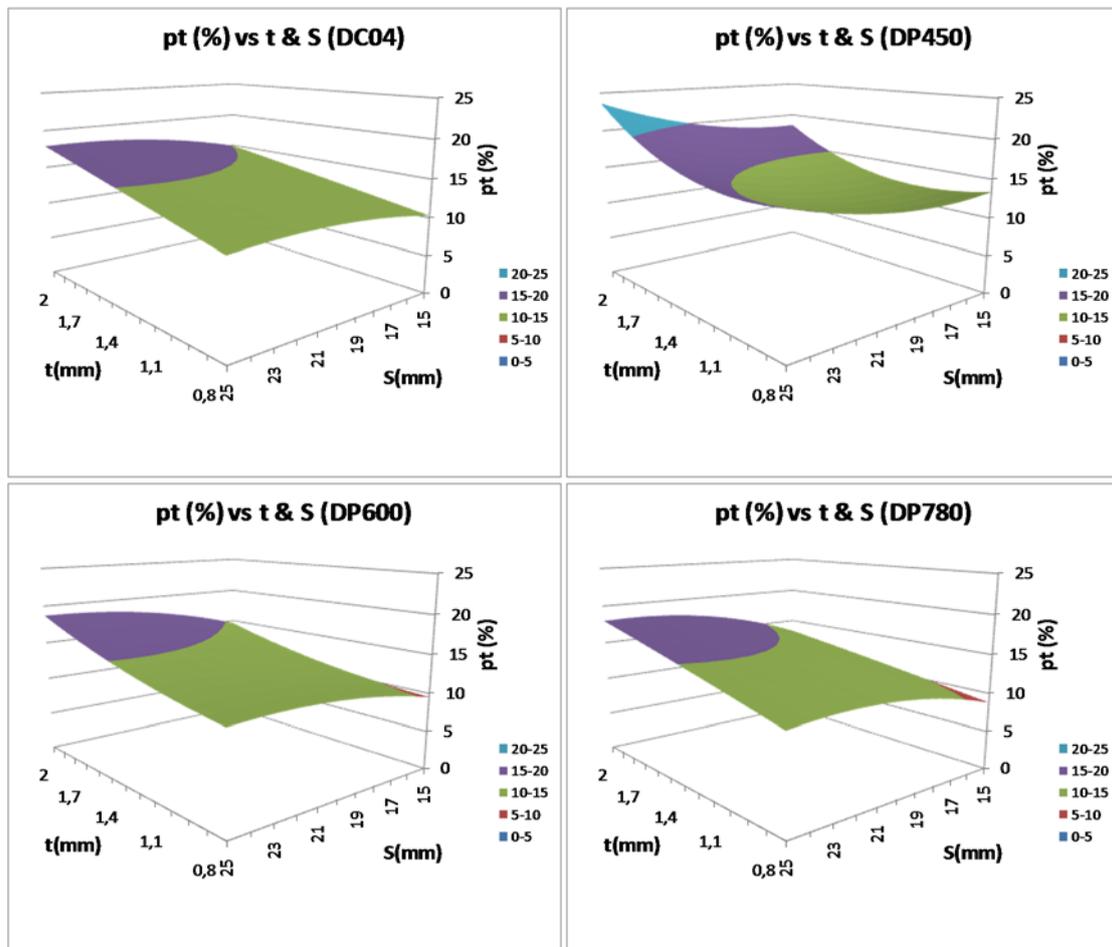
$$p_{S,DP1000}(\%) = 15.22 + 2.2330S + 2.1272t - 0.4975S^2 - 0.1725t^2 + 1.1100 S t$$

La Tabla 5.4 muestra los valores de la varianza y el error de ajuste de las ecuaciones anteriores.

Material	$R^2$ (%)	$e$
DC04	98.99	0.35
DP450	99.65	0.27
DP600	98.77	0.45
DP780	99.67	0.23
DP1000	99.36	0.42

Tabla 5.4 Análisis de la varianza para las ecuaciones de ajuste de la variable dependiente  $p_t$  (%)

Estas ecuaciones se representan en las siguientes gráficas (Figura 5.18).



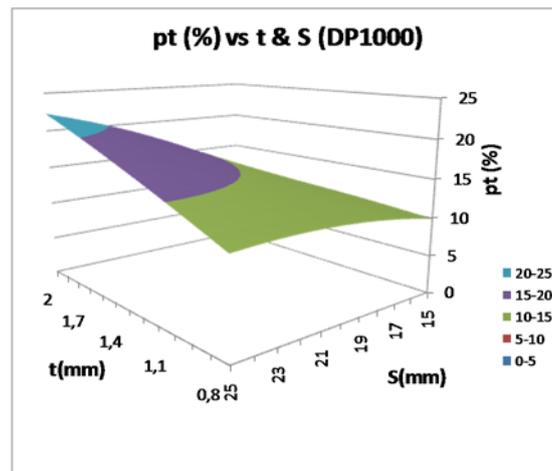


Figura 5.18 Porcentaje de reducción de espesor en función de las variables  $S$ ,  $t$  y el acero analizado

Los resultados obtenidos se pueden resumir como sigue:

- A medida que aumenta el espesor, aumenta  $p_t(\%)$ .  
Este resultado se debe principalmente al incremento de tensión debido al doblado y desdoblado del material en la zona del radio de matriz ( $Rd$ ).
- Para espesores altos, al aumentar la altura de embutición, aumenta la reducción de espesor máxima.

El desarrollo geométrico es mayor, lo que obliga al material a estirarse más, por lo que se produce un aumento de la reducción de espesor máxima.

Para espesores bajos, se observa que las curvas son cóncavas, presentando un máximo del porcentaje de reducción de espesor a alturas intermedias (salvo para el DP450).

- El aumento de la resistencia del material disminuye la reducción de espesor máxima a excepción del DP1000, donde se produce un aumento considerable para altos espesores y valores de la altura de embutición.

En general, se observa cómo la fuerza de pisado no retiene tanto el material a medida que aumenta su resistencia, y este es capaz de deslizarse a través del pisador y la matriz; este efecto hace que el material no sufra tanta plastificación ni estiramiento, por lo que la reducción máxima de espesor disminuye.

Esta tendencia se corrobora para los aceros doble fase analizados, incluido el acero DP1000 para valores bajos de espesor y alturas de embutición bajas. De repente, al estudiar valores de espesor y de la altura de embutición altos, se

observa una inversión de esta tendencia, debida a los niveles de acritud del material.

#### 5.2.4 Análisis del fallo y factor de daño (FD)

Tal y como se menciona en el capítulo 3.5.3. Modelos de fractura dúctil, se han tomado como referencia tres modelos para analizar el fallo y calcular el factor de daño:

1. Modelo de Cockcroft y Latham (ecuación 3.23 capítulo 3)

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f^p} \sigma_I d\bar{\epsilon}^p = C_1 \quad 5.3$$

2. Modelo de Brozzo *et al.* (ecuación 3.24 capítulo 3)

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f^p} \frac{2}{3} \left(1 - \frac{\sigma_h}{\sigma_I}\right)^{-1} d\bar{\epsilon}^p = C_2 \quad 5.4$$

3. Modelo de Mohr-Coulomb modificado o de Wierzbicki (Li *et al.* 2010) (ecuaciones 3.28 a 3.31 capítulo 3)

$$\bar{\epsilon}_f(\eta) = \left\{ \frac{K}{C_2} f_3 \left[ \sqrt{\frac{1 + C_1^2}{3}} f_1 + C_1 \left( \eta + \frac{f_2}{3} \right) \right] \right\}^{-1/n} \quad 5.5$$

donde:

$$f_1 = \cos \left\{ \frac{1}{3} \arcsen \left[ -\frac{27}{2} \eta \left( \eta^2 - \frac{1}{3} \right) \right] \right\} \quad 5.6$$

$$f_2 = \sen \left\{ \frac{1}{3} \arcsen \left[ -\frac{27}{2} \eta \left( \eta^2 - \frac{1}{3} \right) \right] \right\} \quad 5.7$$

$$f_3 = C_3 + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (1 - C_3) \left( \frac{1}{f_1} - 1 \right) \quad 5.8$$

Para este último modelo debe cumplirse además que la variable índice de daño ( $D$ ) alcance un valor igual o superior a la unidad.

$$D = \int_0^{\bar{\epsilon}} \frac{d\bar{\epsilon}}{\bar{\epsilon}_f(\eta)} \quad 5.9$$

Del análisis de elementos finitos para cada uno de los casos estudiados (se presenta a modo de ejemplo el caso: acero DP780,  $S=20\text{mm}$ ,  $t=1\text{mm}$ , primer caso en el que se observa un valor del factor de daño ( $FD$ ) superior a la unidad en el modelo de Mohr-Coulomb modificado o Wierzbicki), se obtienen los estados de deformación del proceso para diferentes puntos de la diagonal de la pieza al final del proceso de deformación, tal y como muestra la Figura 5.19.

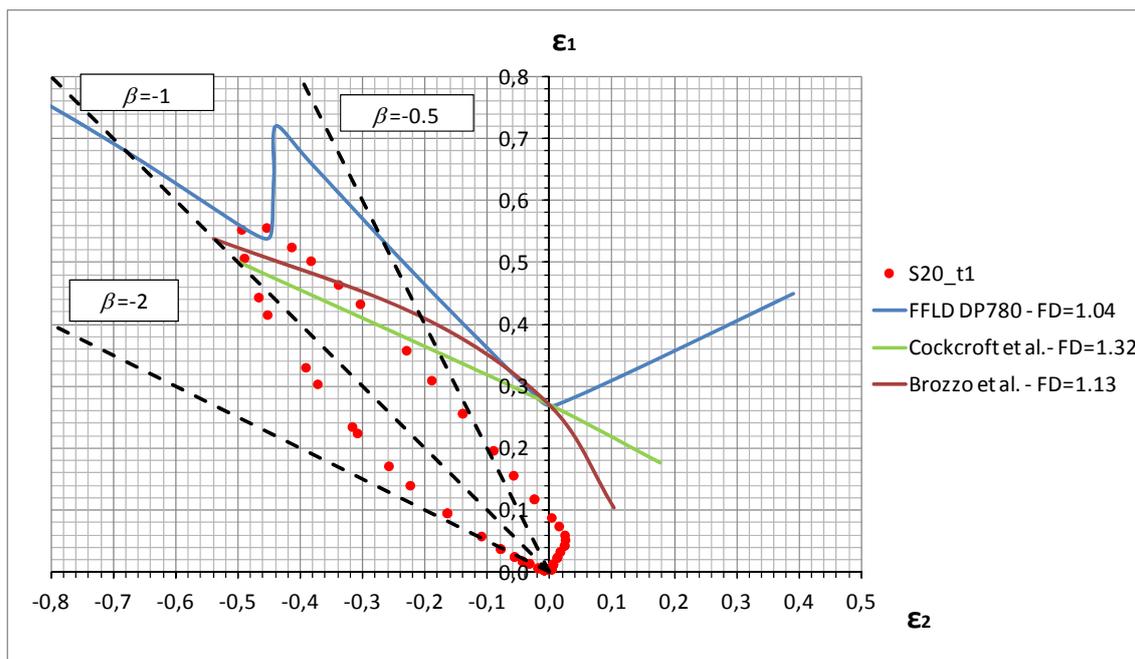


Figura 5.19 Deformaciones obtenidas para el caso DP780,  $S = 20\text{mm}$  y  $t = 1\text{mm}$

Como se puede observar, en el caso anterior existen puntos por encima de las curvas límite de los tres criterios, por lo que se produciría la fractura de la pieza con los tres modelos.

En el caso de la curva *FFLD* se ve cómo algunos puntos inciden en la zona modificada correspondiente a la fractura dúctil por cortadura. Una captura de los resultados del análisis nos permite observar cómo estos puntos se encuentran cercanos al radio matriz, donde el estado de deformaciones corresponde al estado de cortadura pura  $\beta = -1$  (Figura 5.20).

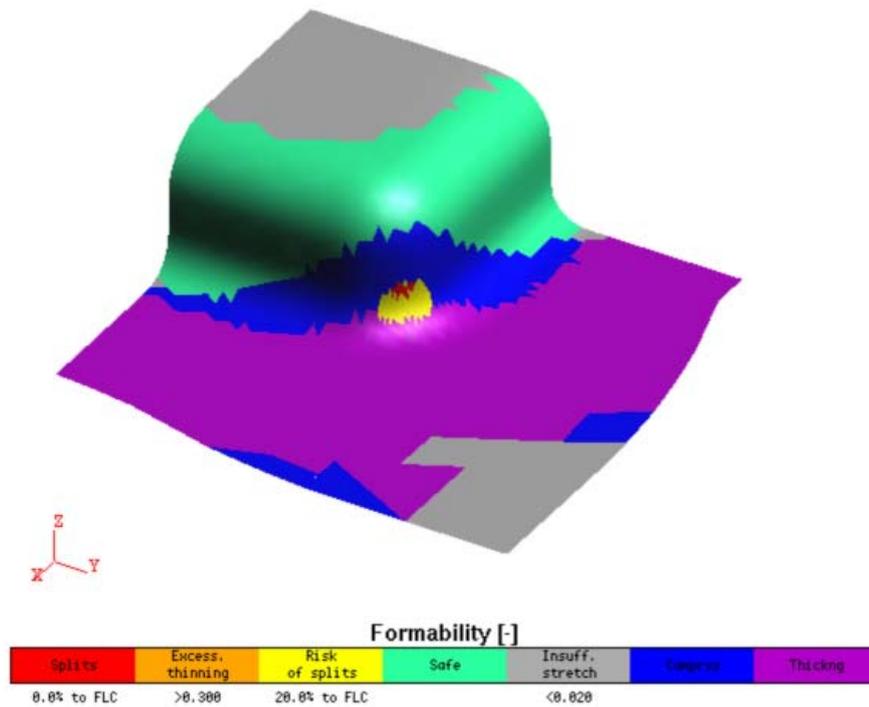


Figura 5.20 Representación gráfica del conformado obtenido para el caso DP780,  $S = 20\text{mm}$  y  $t = 1\text{mm}$

Para acabar de verificar la aparición de la fractura se obtiene el índice de daño ( $D$ ), que recoge otros factores a tener en cuenta como la redistribución de las tensiones en la zona de fallo debido a la plastificación del material o el endurecimiento del material en esta zona y que no debe confundirse con el factor de daño ( $FD$ ); como se muestra este valor es superior a la unidad (Figura 5.21) en la zona crítica.

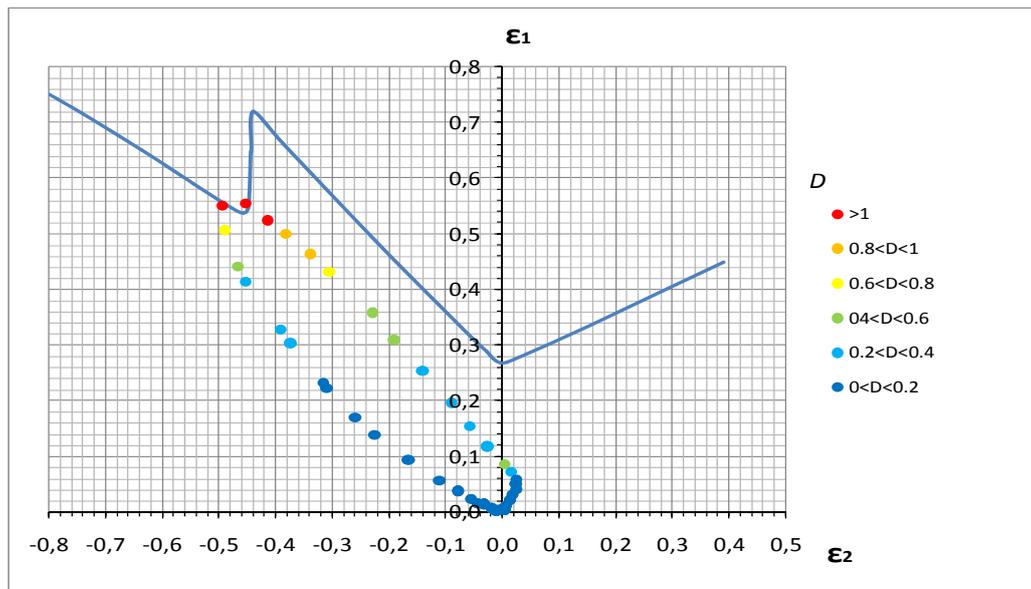


Figura 5.21 Deformaciones e índice de daño ( $D$ ) obtenidos para el caso DP780,  $S = 20\text{mm}$  y  $t = 1\text{mm}$

Por otro lado, para los criterios de Cockcroft *et al.* y Brozzo *et al.* se representa la evolución de las integrales a lo largo de la diagonal, se localiza la posición del punto/puntos por encima del valor unidad, que sería el que representaría la curva límite de rotura para estos criterios, y se analiza el estado de deformaciones en estos puntos (Figura 5.22).

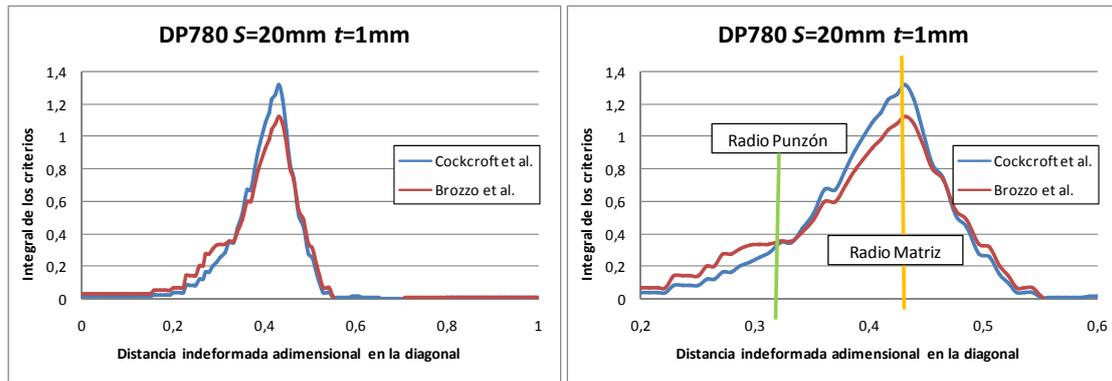


Figura 5.22a) Evolución de las integrales de los criterios a lo largo de la diagonal, para el caso DP780,  $S=20\text{mm}$  y  $t=1\text{mm}$ ; b) Detalle de la distancia entre radio punzón y radio matriz

En las gráficas anteriores se aprecia cómo para el caso representado, los puntos en los que se produciría la rotura se encuentran cerca del radio de la matriz. Analizando la evolución del estado de deformación para el punto con un valor mayor en la integral de los criterios, al variar la carrera del punzón ( $S$ ), se puede ver que correspondería con un estado cercano a la cortadura pura ( $\beta = -1$ ) y por tanto, el tipo de fallo se podría describir como fractura dúctil por cortadura (Figura 5.23).

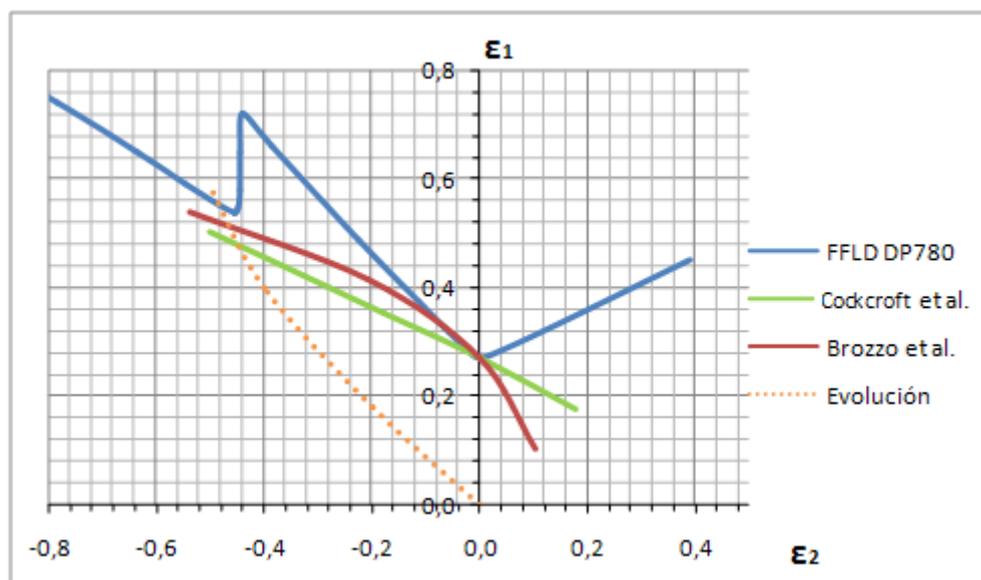


Figura 5.23 Evolución del estado de deformación del punto con mayor valor en la integral de los criterios, al variar la carrera del punzón ( $S$ ), para el caso DP780,  $S=20\text{mm}$  y  $t=1\text{mm}$

Se ha observado cómo la zona crítica es la misma en todos los casos estudiados, la línea diagonal presentada anteriormente y recuperada para este apartado (Figura 4.33); esta apreciación coincide plenamente con las referencias consultadas (Takuda *et al.* (1999), Vallellano *et al.* (2005) o Li *et al.* (2010)). Por este motivo el factor de daño se ha calculado siempre en dicha zona.

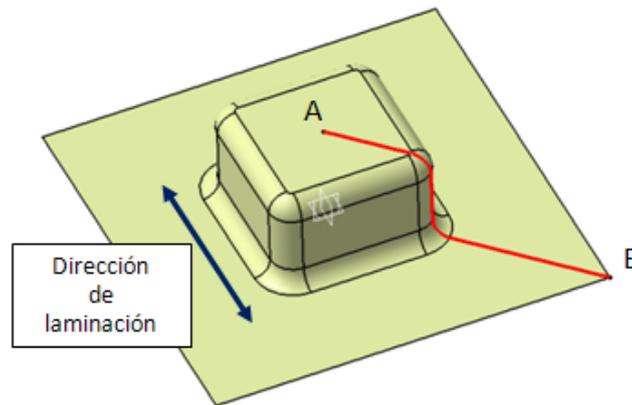


Figura 5.24 Línea que define la diagonal

Siguiendo el análisis anteriormente expuesto se obtienen las siguientes gráficas que representan el factor de daño resultante, considerando tanto el fallo por estricción como el posible fallo por cortadura (Figura 5.25 a Figura 5.29).

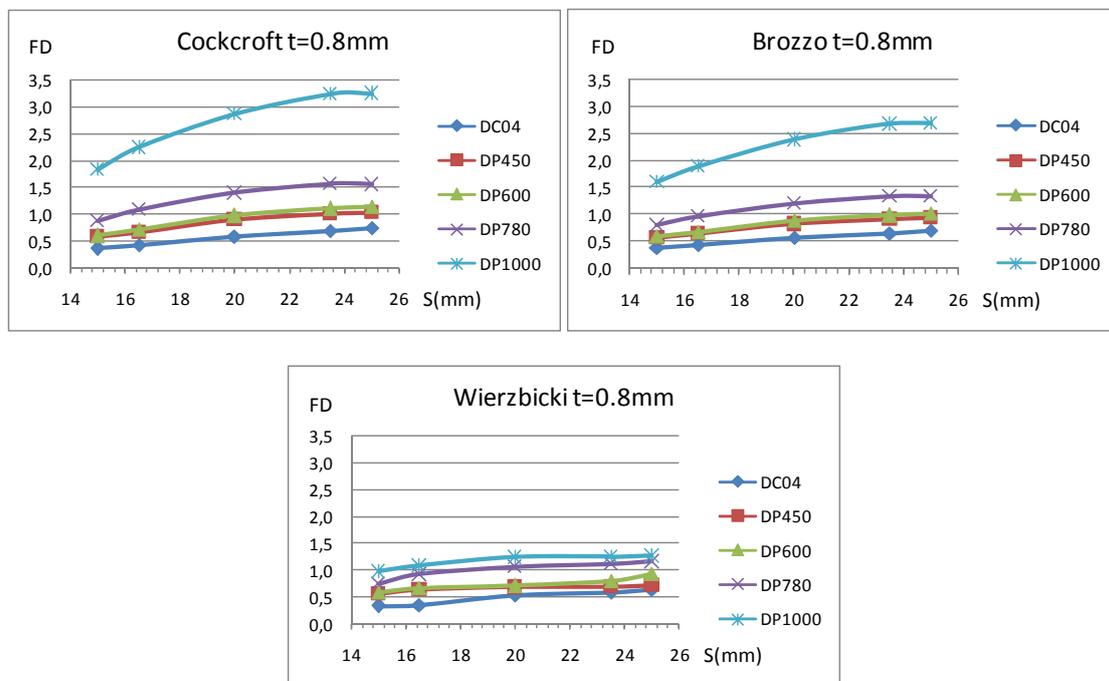


Figura 5.25 Factor de daño (FD)  $t=0.8\text{mm}$

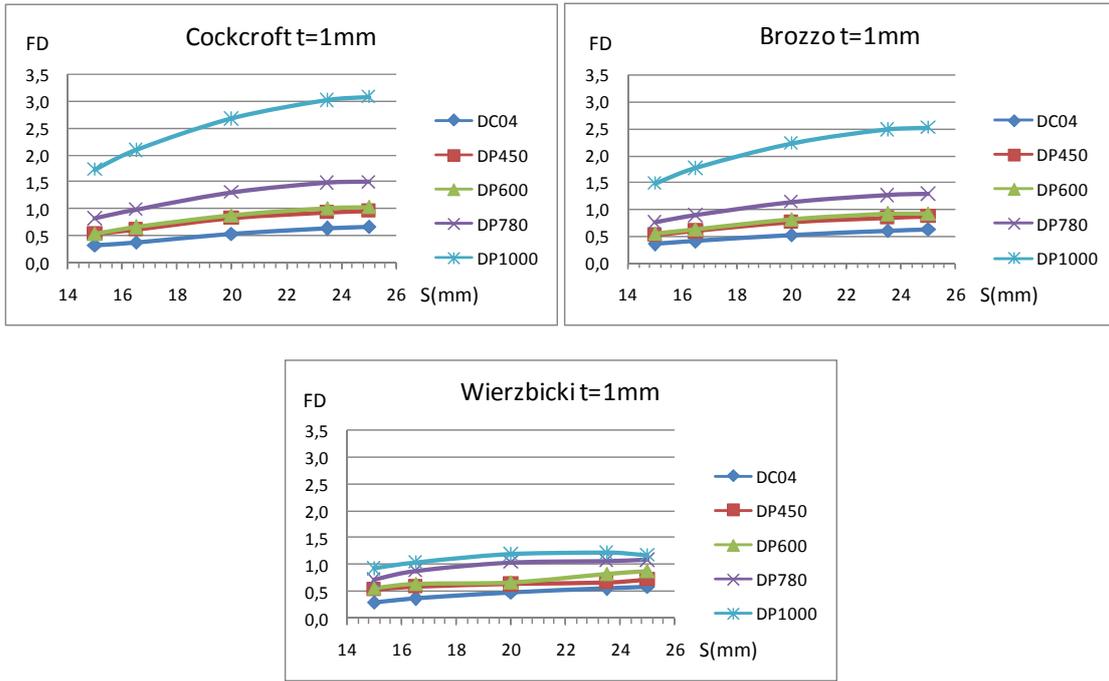


Figura 5.26 Factor de daño ( $FD$ )  $t=1\text{mm}$

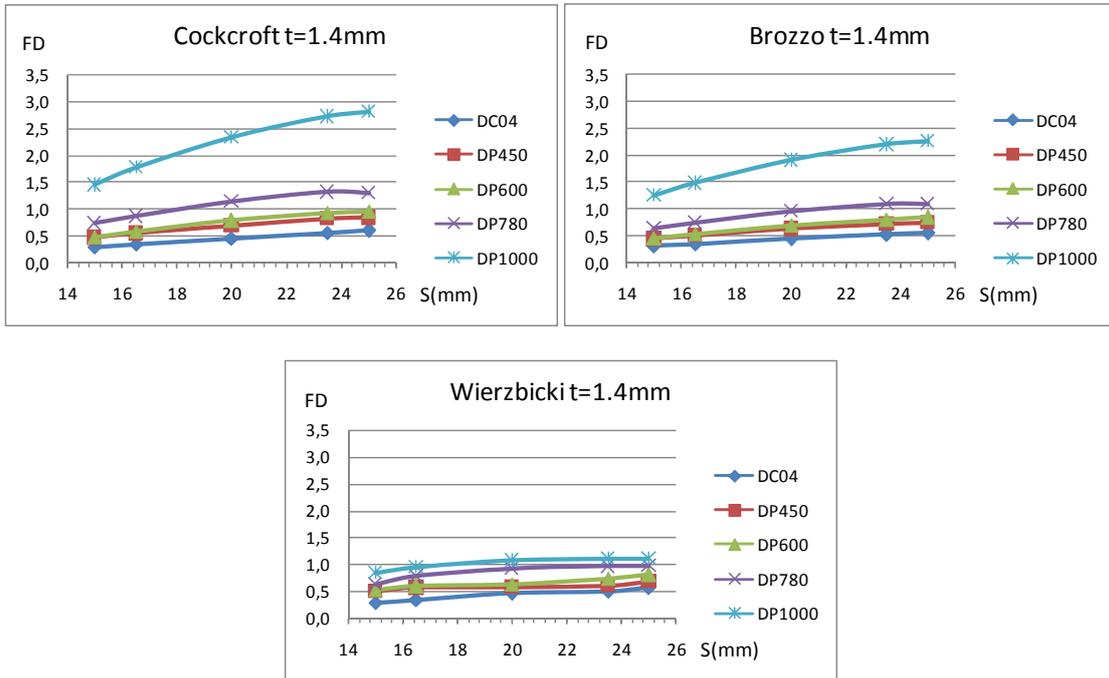


Figura 5.27 Factor de daño ( $FD$ )  $t=1.4\text{mm}$

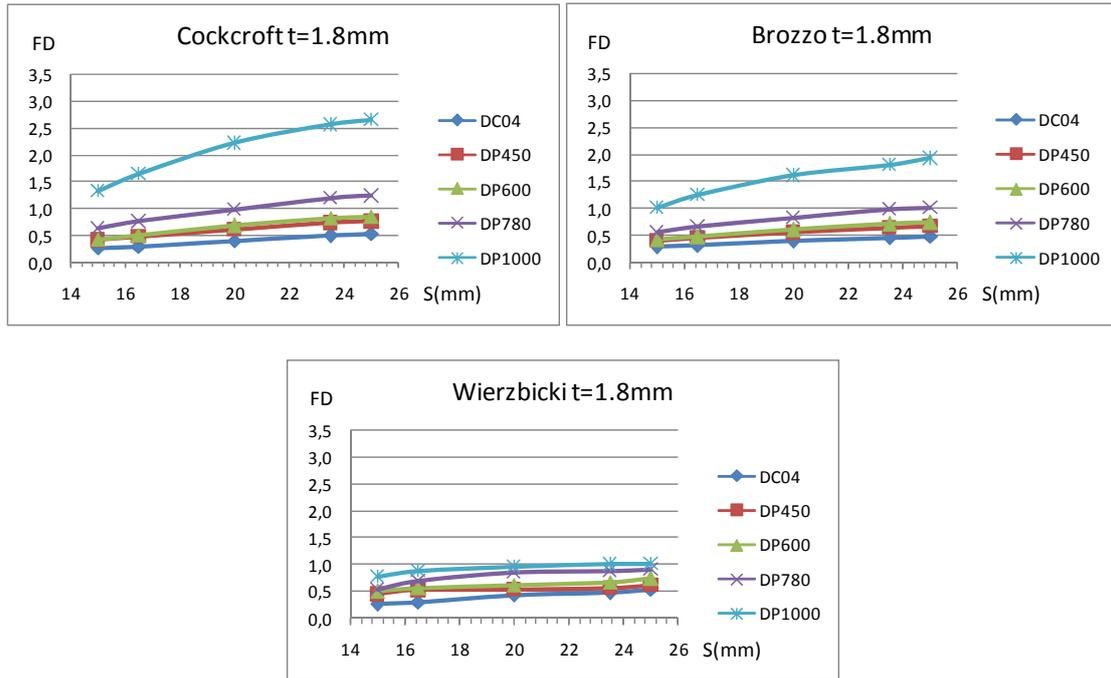


Figura 5.28 Factor de daño (FD)  $t=1.8\text{mm}$

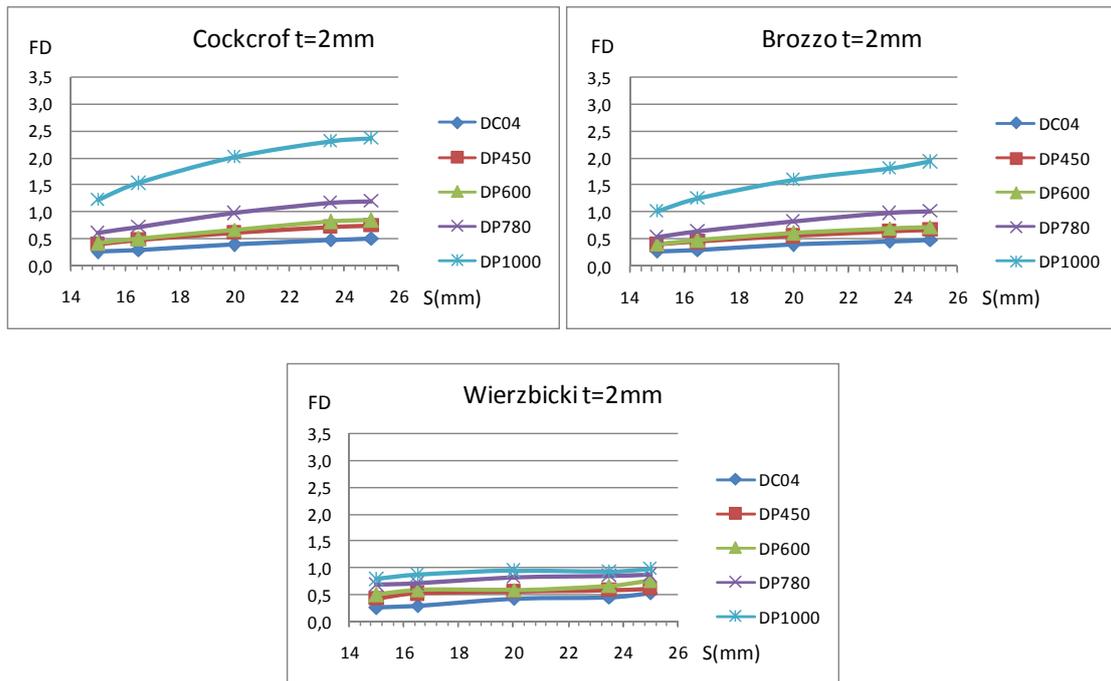


Figura 5.29 Factor de daño (FD)  $t=2\text{mm}$

Como se puede observar existen diferencias entre los tres criterios para el valor del factor de daño (FD) obtenido: el criterio de Cockcroft *et al.* es siempre el criterio más conservador ya que se obtienen los valores más altos de FD, mientras que con el criterio de Wierzbicki se obtienen siempre los valores más bajos.

A pesar de las diferencias entre los tres criterios, los resultados obtenidos con ellos presentan la misma tendencia:

- A medida que aumenta el espesor  $t$ , disminuye  $FD$

Se ha comprobado que a medida que aumenta el espesor el material  $t$  se puede estirar más sin sufrir tanto daño. Este resultado se explica a través de la ecuación de Keeler 3.31 recuperada en este apartado.

$$\varepsilon_1(\%) = (23.3 + 14.13t) \frac{n}{0.21} \quad 5.10$$

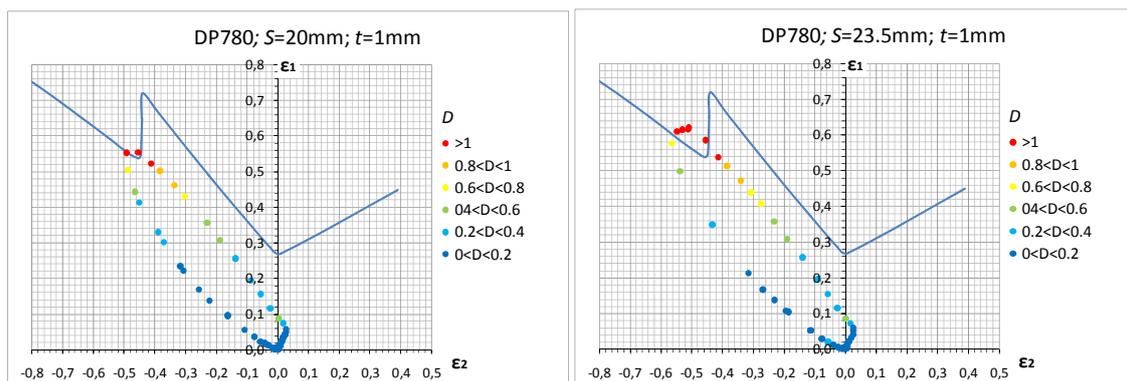
- Al aumentar la altura de embutición  $S$ , aumenta el factor de daño  $FD$ .

El desarrollo geométrico es mayor lo que obliga al material a estirarse más, por lo que se produce un aumento en el daño sufrido por la chapa a igualdad de espesor.

- El aumento de la resistencia del material, aumenta el factor de daño  $FD$ .

Se puede observar cómo esta tendencia es especialmente crítica en el acero DP1000.

Al analizar el criterio de fallo de Wierzbicki se ha comprobado que para todos los casos en los que se ha alcanzado un valor para  $FD$  igual o superior a la unidad, también se ha igualado o superado el valor unidad para el índice de fallo  $D$ . En la Figura 5.30 se muestra cómo evoluciona el factor de daño para el acero DP780 y  $t=1\text{mm}$  desde la aparición del fallo ( $S=20\text{mm}$ ) y un espesor de 1mm, a medida que aumenta  $S$ .



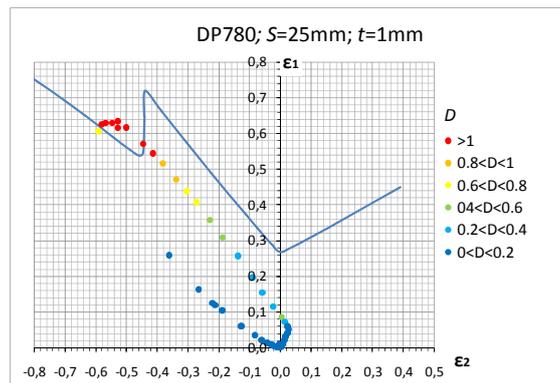


Figura 5.30 Evolución del factor de daño ( $FD$ ) para el acero DP780 y  $t=1\text{mm}$ , con la variación de  $S(\text{mm})$

Las siguientes gráficas muestran el valor del índice de fallo  $D$  para los primeros casos en los que se alcanza un valor  $FD$  superior a la unidad, al estudiar el acero DP1000.

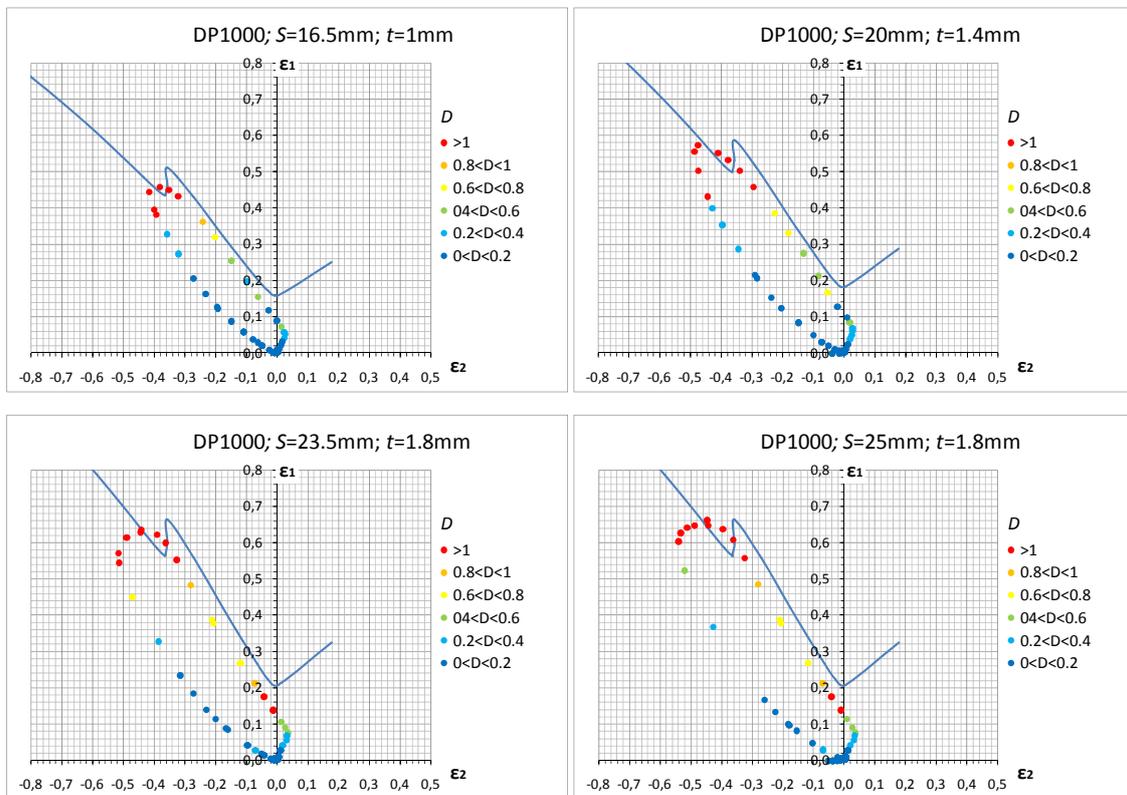


Figura 5.31 Representación del parámetro  $D$  para los primeros casos en los que  $FD$  supera la unidad

Por otro lado y a modo de ejemplo se presentan los valores que alcanza la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal, al variar la altura de embutición  $S$  y el espesor  $t$ , para los aceros DP780 y DP1000, que son los únicos donde se ha detectado la aparición de fractura.

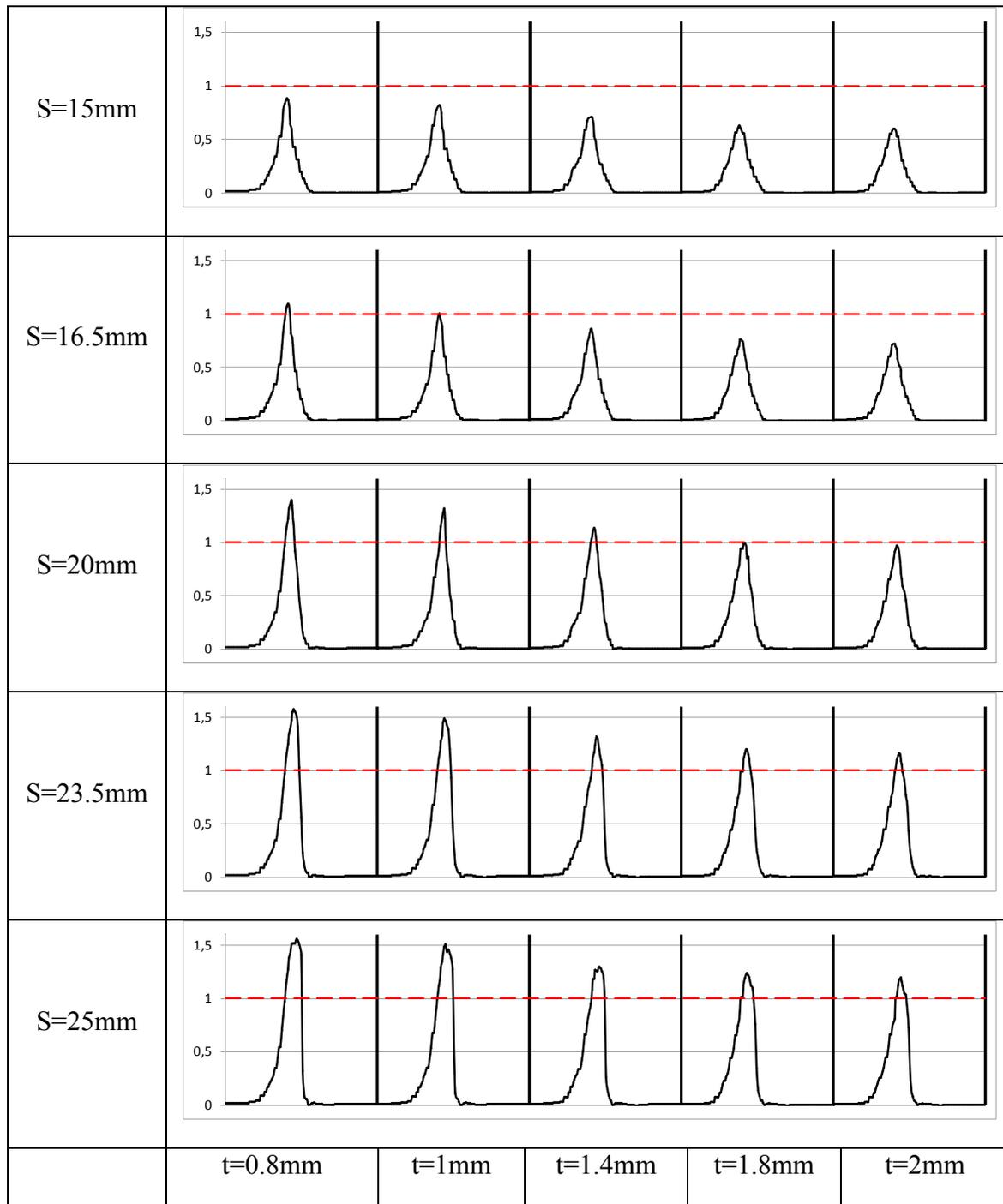


Figura 5.32 Variación de la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal (DP780)

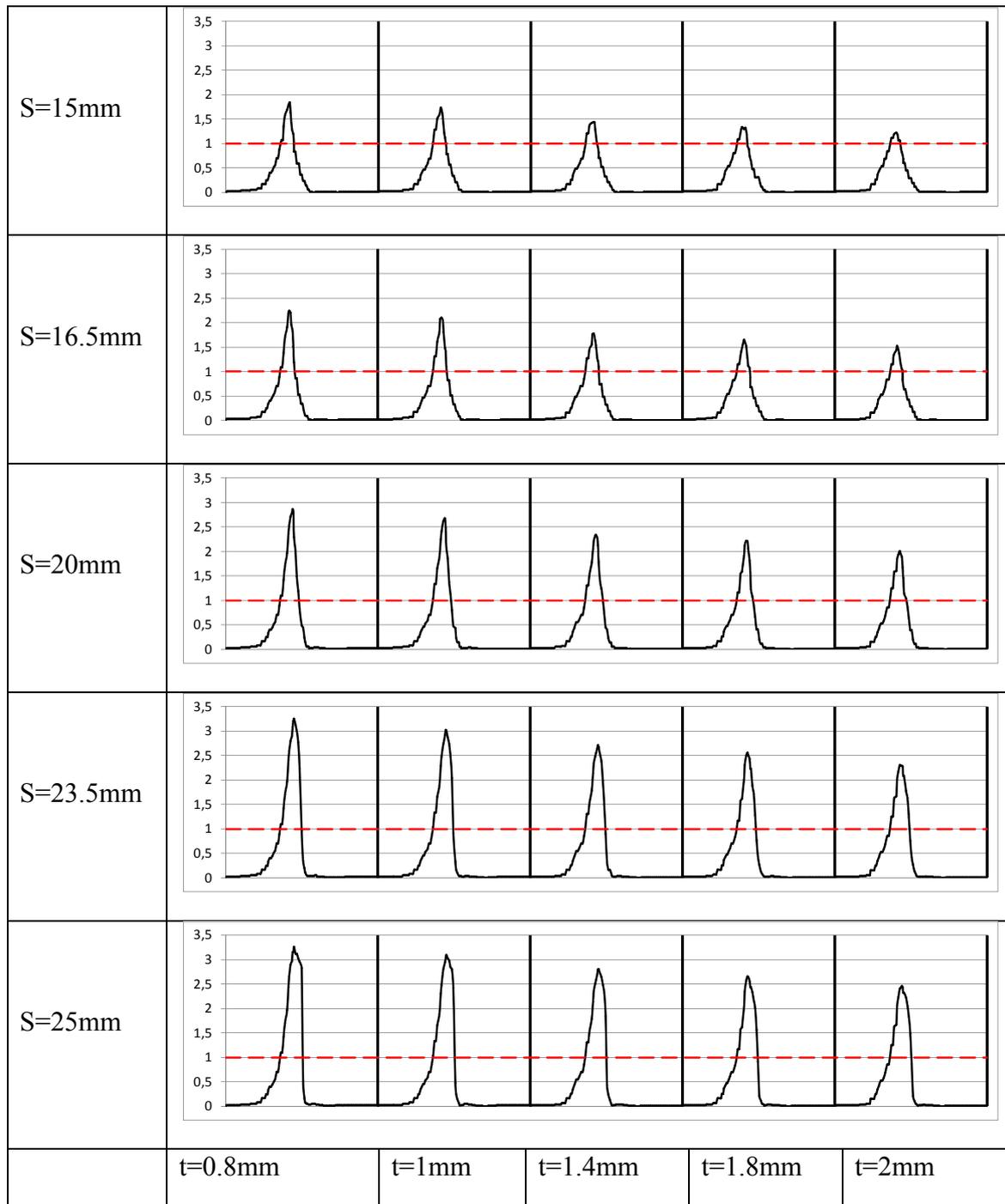


Figura 5.33 Variación de la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal (DP1000)

De los datos obtenidos se puede extraer la curva límite teórica por encima de la cual el factor de daño ( $FD$ ) alcanza valores superiores a la unidad para cada material; para la obtención de las mismas se ha utilizado el criterio de Cockcroft *et al.* por ser el criterio más conservador entre los tres estudiados. Nótese el valor práctico de estas curvas para

los constructores de utillajes y diseñadores, como punto de referencia a la hora de evaluar la factibilidad de fabricación de piezas embutidas que no presenten una simetría de revolución, así como la tendencia de comportamiento al considerar los parámetros con mayor repercusión tecnológica.

Las curvas límite teóricas para un valor del factor de daño ( $FD$ ) unidad se muestran en las siguientes figuras.

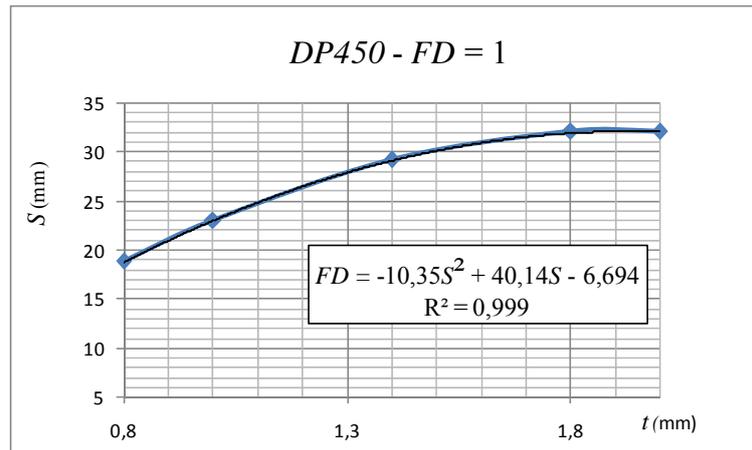


Figura 5.34 Curva límite teórica  $FD=1$ . Material: DP450

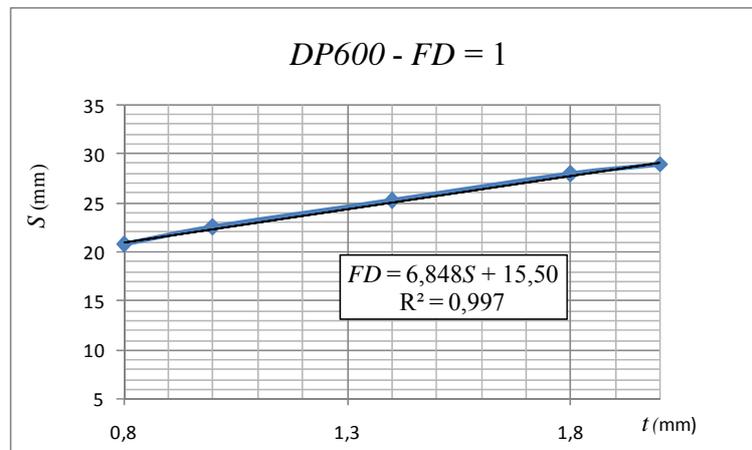


Figura 5.35 Curva límite teórica  $FD=1$ . Material: DP600

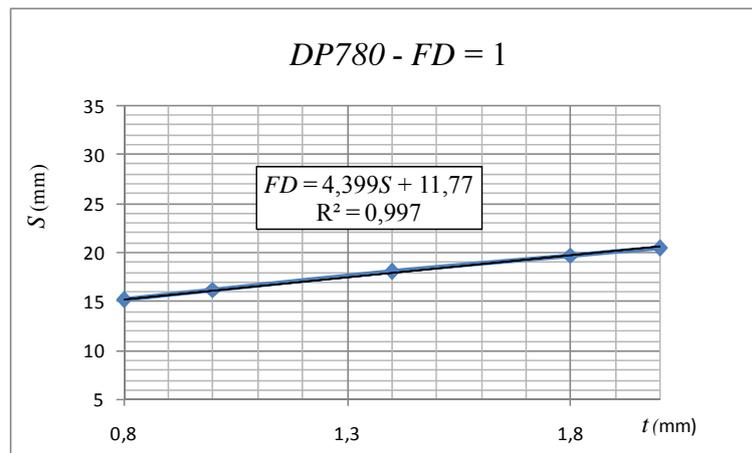


Figura 5.36 Curva límite teórica FD=1. Material: DP780

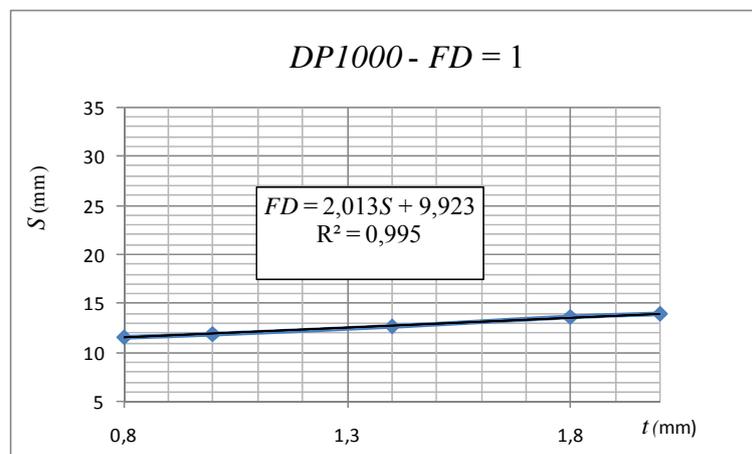


Figura 5.37 Curva límite teórica FD=1. Material: DP1000

### 5.2.5 Recomendaciones prácticas

Muchos son los parámetros que sirven para evaluar la calidad de la pieza final obtenida, incluyendo entre ellos parámetros relacionados con la geometría como las tolerancias dimensionales o el acabado superficial, o referidos a la funcionalidad de la pieza. Entre estos últimos y relacionados con la integridad de la pieza, podemos destacar el porcentaje de reducción de espesor ( $p_t(\%)$ ) y el Factor de Daño ( $FD$ ) inducido.

Desde un punto de vista práctico y basándonos en los resultados obtenidos anteriormente, si el requerimiento se centra en mantener la variable  $p_t(\%)$  por debajo de un valor límite, un menor espesor nos ayudará a que el material se introduzca más fácilmente en el hueco punzón-matriz, y obtendremos menores porcentajes de reducción de espesor para una misma altura de embutición  $S$ .

Al contrario de lo que pudiera parecer, no siempre el empleo de materiales menos resistentes (por ejemplo pasar de un DP600 a un DP450) nos va a ayudar a disminuir el porcentaje de la reducción de espesor  $p_t$  (%) teniendo una misma altura de embutición  $S$ , por lo que se debe ser bastante cauteloso a la hora de elegir el material y tener muy en cuenta con qué espesor estamos trabajando.

Por otro lado, si el requerimiento consiste en mantener el parámetro  $FD$  por debajo de un valor determinado, lo más recomendable sería incrementar el espesor, ya que este incremento nos permitiría obtener valores menores de la variable  $FD$ , manteniendo la altura de embutición  $S$  constante.

Del mismo modo podemos conseguir menores valores para la variable  $FD$  eligiendo materiales con menor resistencia pero con mayor ductilidad.

### 5.3 Influencia del espesor ( $t$ ) y del radio de la matriz ( $Rd$ )

#### 5.3.1 Datos de partida

En este caso las variables estudiadas son el espesor  $t$  y el radio de matriz  $Rd$ . Los rangos de valores estudiados para estas variables y los valores para el resto de variables se pueden ver en la Tabla 5.5.

Parte del modelo	Variables	Valores
Formato inicial	$t$	(0.8, 1, 1.4, 1.8, 2)mm
	$Bx$	150mm
	$By$	150mm
Punzón	$Px$	70mm
	$Py$	70mm
	$Rp$	8mm
	$Rpc$	10mm
Matriz	$Dx$	74mm
	$Dy$	74mm
	$Rd$	(4, 4.9, 7, 9.1, 10)mm
	$Rdc$	$Rpc+t$
Conjunto	$S$	25mm
	$c$	$= t$
	$BHF$	78.4kN
	$\mu$	0.15

Tabla 5.5 Valores de análisis

Estas variables se han descrito anteriormente de la Figura 4.2 a la Figura 4.5. La Figura 5.38 muestra la diferencia entre un radio de matriz ( $Rd$ ) igual a 4mm e igual a 10mm.

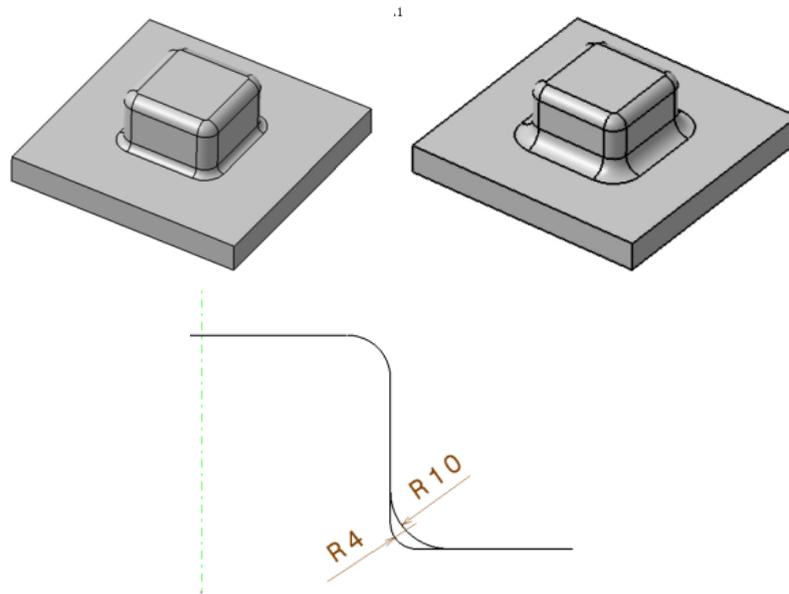


Figura 5.38 Diferencia entre las herramientas  $Rd$  4mm y  $Rd$  10mm

### 5.3.2 Desplazamientos

#### 5.3.2.1 Dirección de laminación ( $DX$ )

La variación del desplazamiento del formato en la dirección de laminación  $DX$  al incrementarse el radio de matriz  $Rd$  se puede observar en las siguientes gráficas (Figura 5.39).

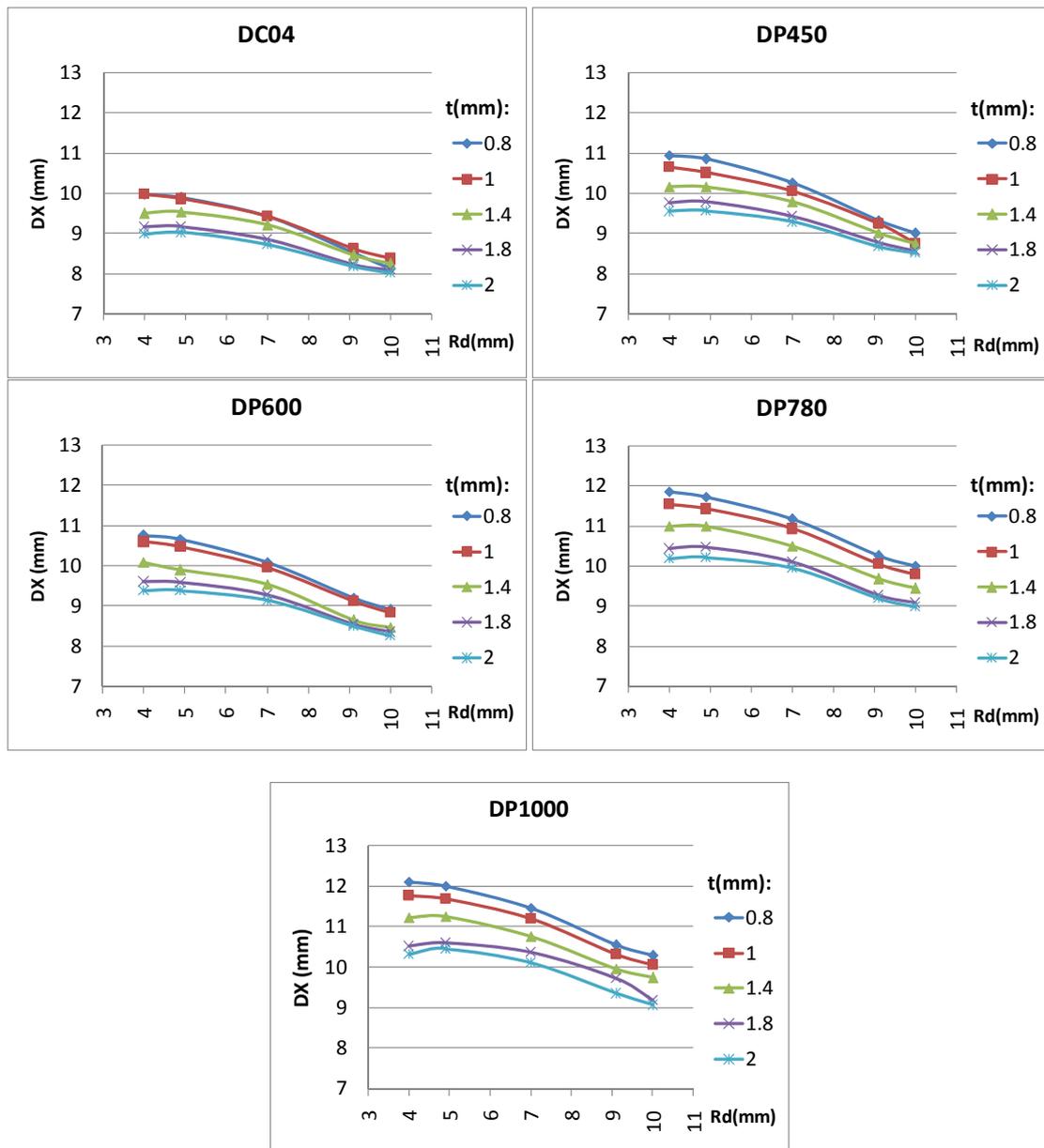


Figura 5.39 Desplazamiento  $DX$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $Rd$ (mm) y la calidad del acero.

Los siguientes puntos resumen los resultados obtenidos:

- A medida que aumenta el espesor,  $DX$  disminuye, resultado análogo al que se pudo ver en el punto 5.2.2.1.
- Del mismo modo se observa cómo a medida que aumenta la resistencia del acero las líneas se van separando, lo que nos indica que este resultado se acentúa en los aceros doble fase.

- En términos generales, con el aumento de la resistencia,  $DX$  aumenta, resultado análogo al que se observó en el punto 5.2.2.1. Esto no ocurre así para los aceros DP450 y DP600.
- Al incrementarse el radio de la matriz ( $Rd$ ),  $DX$  disminuye.

Cabría esperar que  $DX$  aumentara al aumentar el radio de la matriz ( $Rd$ ), de acuerdo con la ecuación 5.1, ya que el incremento de tensión en la chapa (y por tanto, la deformación esperada) disminuye y el material puede deslizarse con mayor facilidad hacia el interior. No obstante hay que tener en cuenta el efecto de la geometría y de la longitud de formato necesaria para cubrir la embutición; de acuerdo con la ecuación 5.11, a mayor  $Rd$  menor longitud de formato, lo que hace que no se introduzca tanto material en la embutición y que el valor de la variable  $DX$  disminuya. En la Figura 5.41 se muestran las variables utilizadas.

$$DX = \left[ \frac{l}{2} - Rp + \frac{\pi}{2} \left( Rp + \frac{t}{2} \right) + S - Rd - Rp + \frac{\pi}{2} \left( Rd + \frac{t}{2} \right) \right] - \left[ \frac{l}{2} + t + Rd \right] \quad 5.11$$

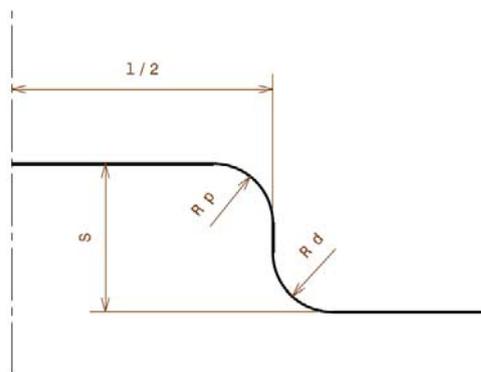


Figura 5.40 Variables utilizadas para el cálculo teórico de  $DX$

En la Figura 5.41 puede verse la tendencia de la variable  $DX$  en función de  $Rd$ , sin tener en cuenta el efecto de estiramiento del pisador, de acuerdo con la ecuación 5.11.

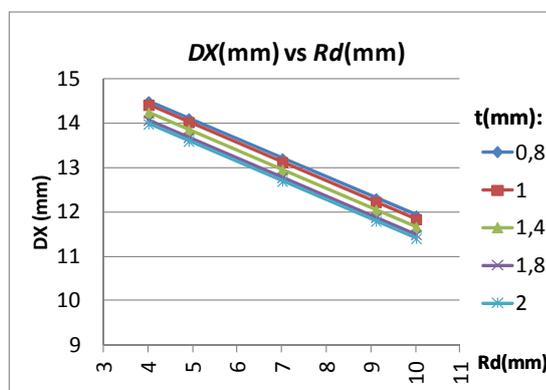


Figura 5.41 Valores teóricos de la variable  $DX$ (mm) en función de  $t$ (mm) y  $Rd$ (mm)

5.3.2.2 Dirección perpendicular a la de laminación ( $DY$ )

Como se ha comentado los aceros doble fase presentan una elevada isotropía (cercana a la unidad) de tal manera que los valores obtenidos para  $DY$  se espera sean muy similares a los obtenidos anteriormente para el parámetro  $DX$  (Figura 5.42).

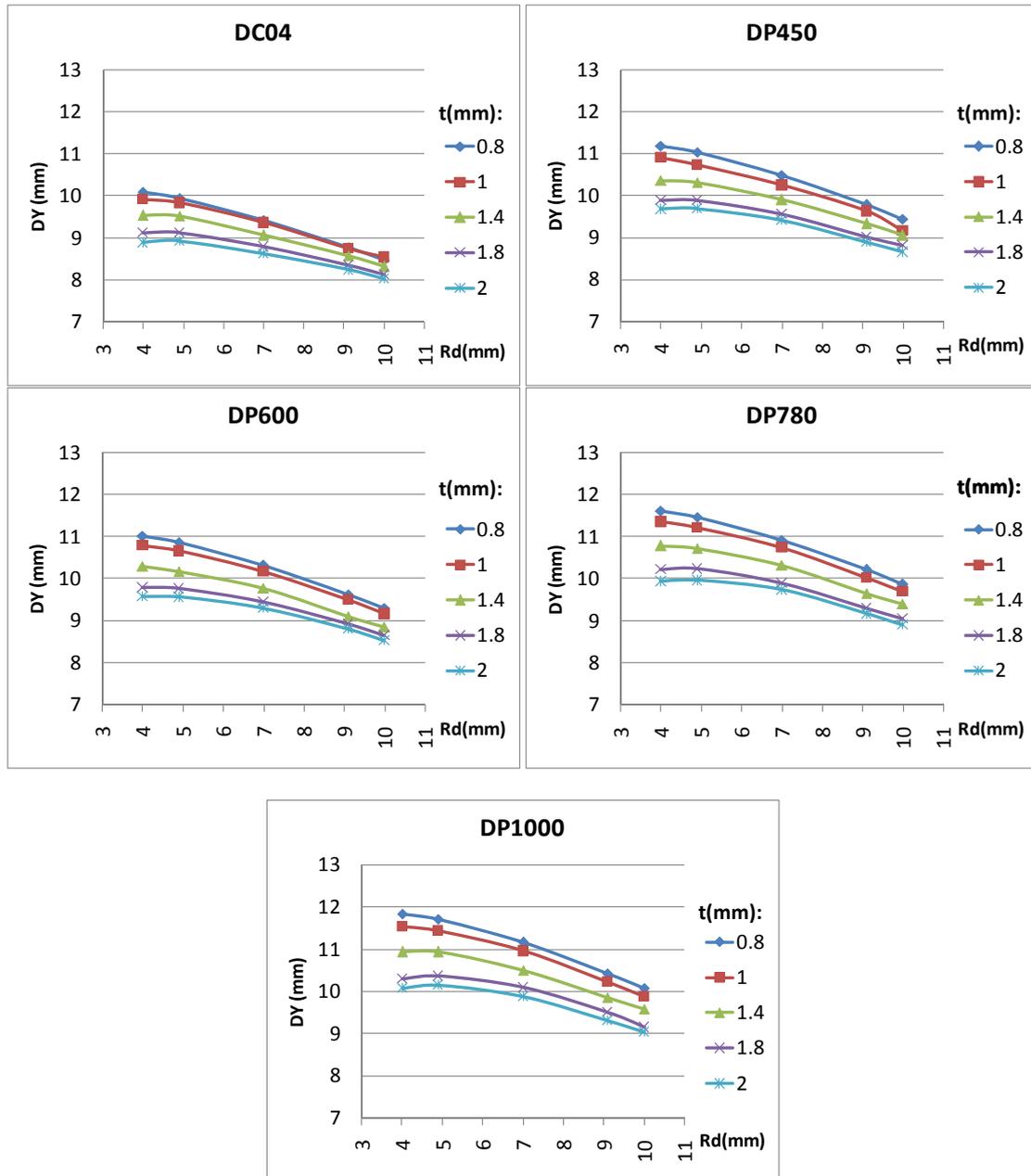


Figura 5.42 Desplazamiento  $DY$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $Rd$ (mm) y la calidad del acero.

Como puede verse los resultados obtenidos para el parámetro  $DY$  presentan la misma tendencia que los descritos para el parámetro  $DX$ , lo que corrobora la hipótesis de isotropía planteada:

- A medida que aumenta el espesor  $t$ ,  $DY$  disminuye.
- En general, con el aumento de la resistencia del material,  $DY$  aumenta.
- Al incrementarse el radio de la matriz  $Rd$ ,  $DY$  disminuye.

### 5.3.2.3 Desplazamientos en dirección diagonal ( $DD$ )

En las siguientes gráficas se recoge el comportamiento del parámetro  $DD$  al variar el valor del radio de matriz  $Rd$  (Figura 5.43).

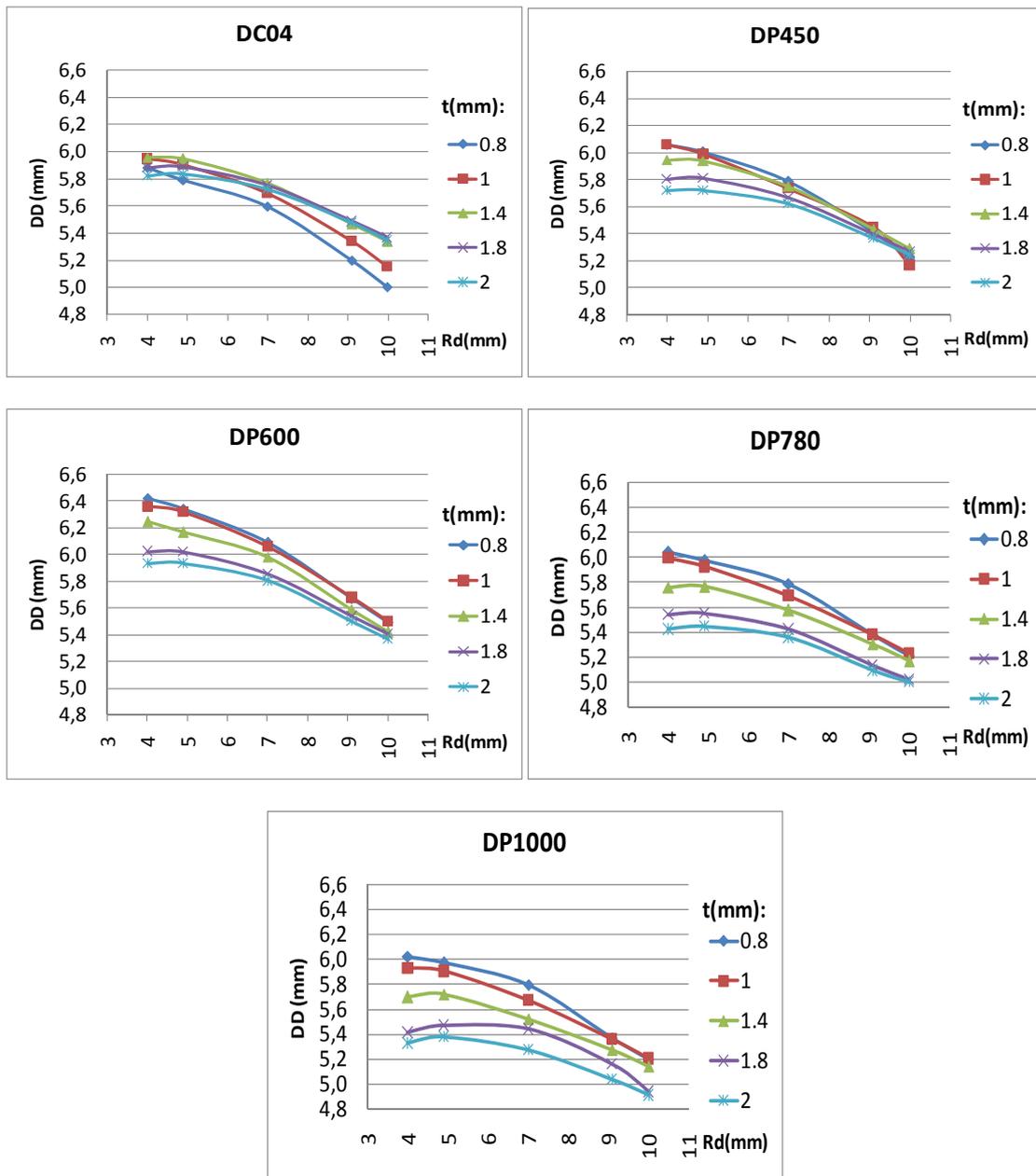


Figura 5.43 Desplazamiento  $DD$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $Rd$ (mm) y la calidad del acero.

Los resultados obtenidos se pueden resumir como sigue:

- A medida que aumenta el espesor, disminuye el valor de  $DD$ .

Se puede observar cómo en los aceros doble fase la tendencia es inversa a la que se presenta en los aceros de embutición como el DC04 analizado, donde un aumento de espesor significa un aumento en el valor del parámetro  $DD$ .

- La resistencia del acero estudiado tiene una gran influencia en el valor obtenido para el parámetro  $DD$ .

Los materiales con menor resistencia son capaces de introducirse más fácilmente en la zona de embutición y por tanto, los valores obtenidos para la variable  $DD$  son mayores, alcanzándose el valor máximo para el acero DP600. A partir de este, los aceros con mayores valores en sus características mecánicas presentan una mayor resistencia a introducirse dentro de la zona de embutición, alcanzándose el valor mínimo del parámetro  $DD$  para el acero DP1000. Los aceros DP780 y DP1000 presentan en este sentido comportamientos muy similares.

- Al aumentar  $Rd$ ,  $DD$  disminuye. Este resultado es debido al efecto geométrico presentado en la Figura 5.41.

### 5.3.3 Análisis del espesor

#### 5.3.3.1 Variación del espesor en la diagonal

Cómo se ha comentado la variación del espesor en la diagonal es un indicador de la deformación que ha sufrido el material durante la embutición.

En la Figura 5.44 puede verse cómo varía el espesor a lo largo de la diagonal para dos de los casos estudiados.

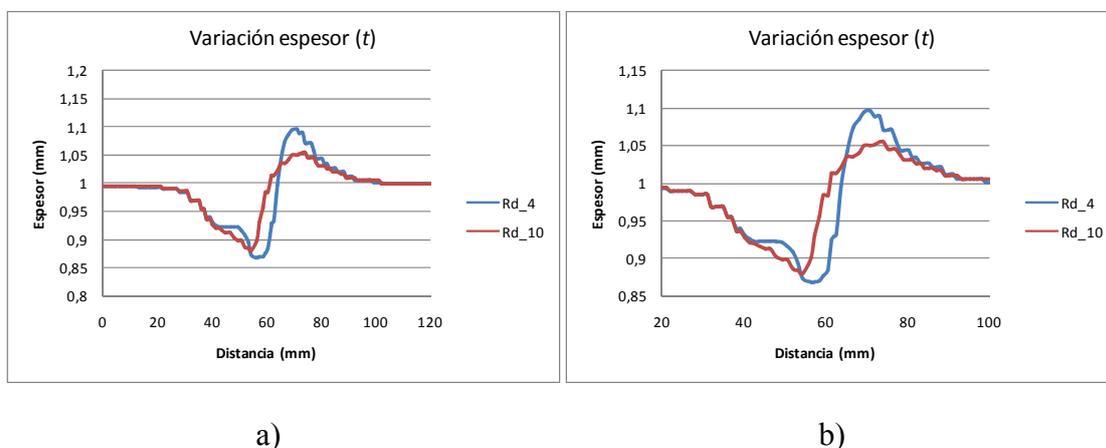


Figura 5.44 Variación del espesor  $t$  para  $Rd$  4mm y  $Rd$  10mm utilizando un DP780 a) Vista general; b) Detalle

La variación del espesor en la diagonal al modificar los parámetros indicados anteriormente ( $t$ ,  $Rd$  y acero estudiado) se puede observar entre la Figura 5.45 y la Figura 5.49.

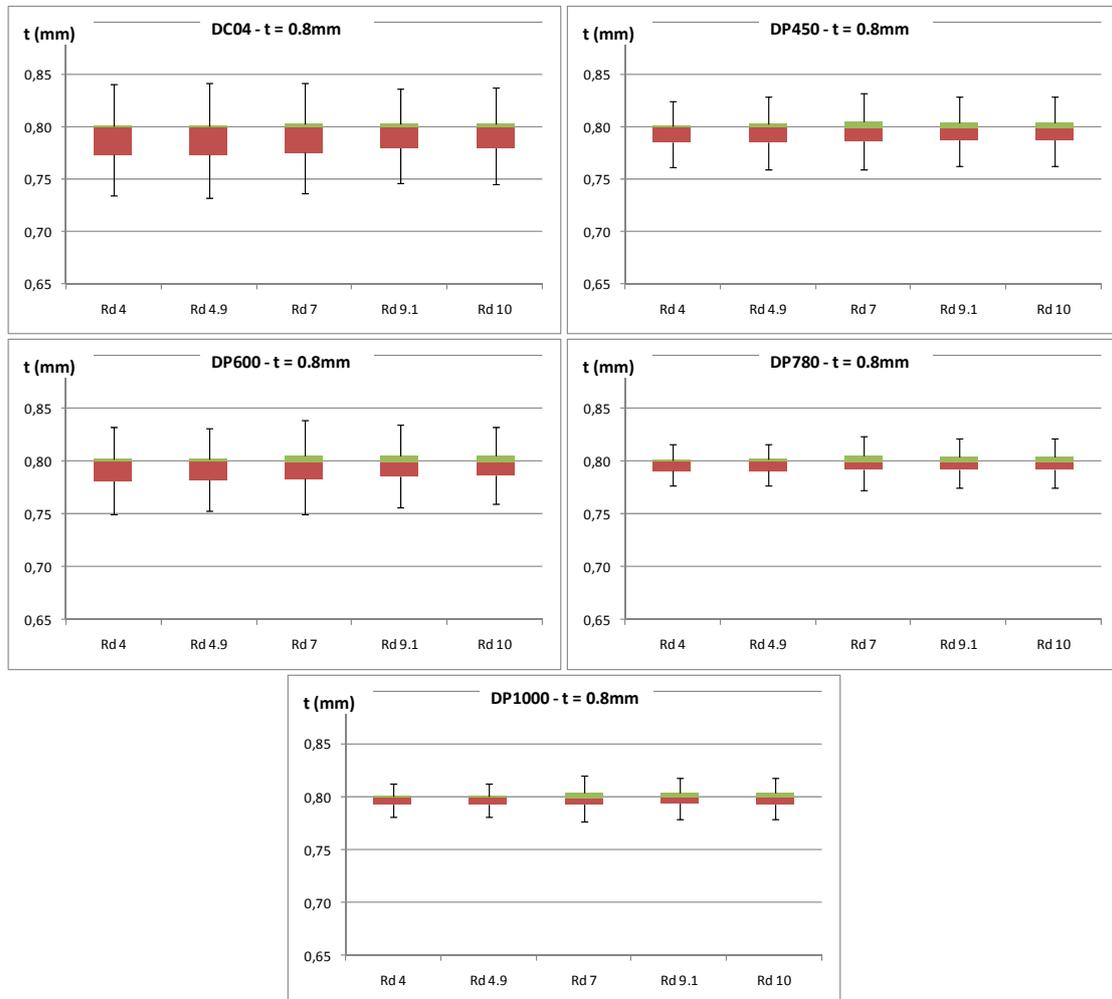
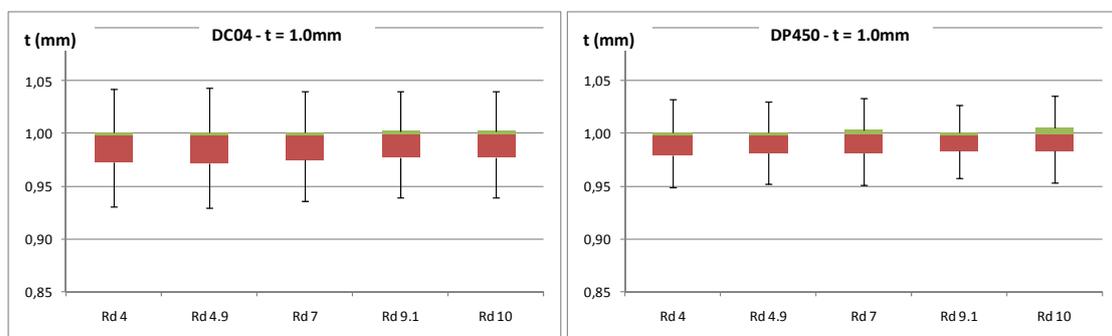


Figura 5.45 Variación del espesor  $t$  en la diagonal ( $t=0.8\text{mm}$ )



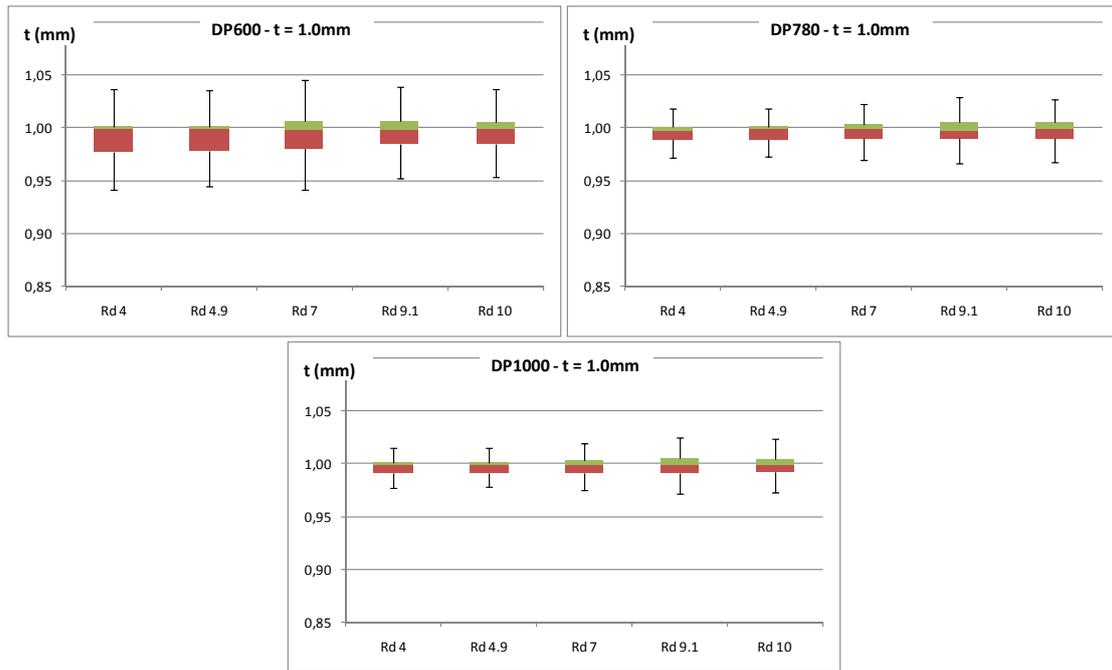
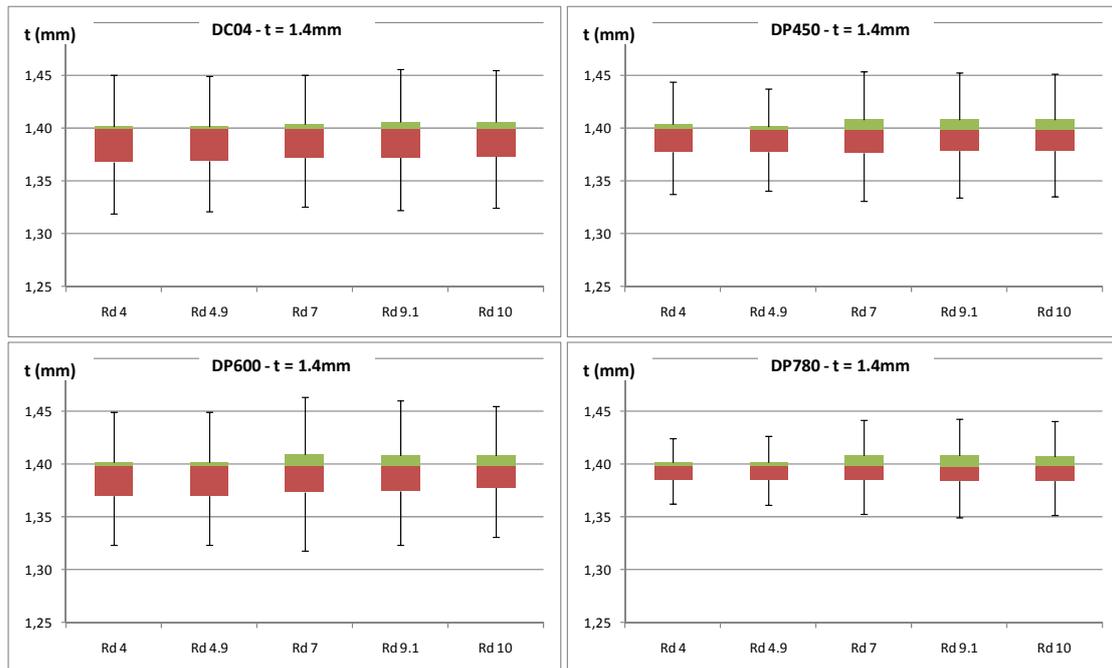


Figura 5.46 Variación del espesor  $t$  en la diagonal ( $t=1.0\text{mm}$ )



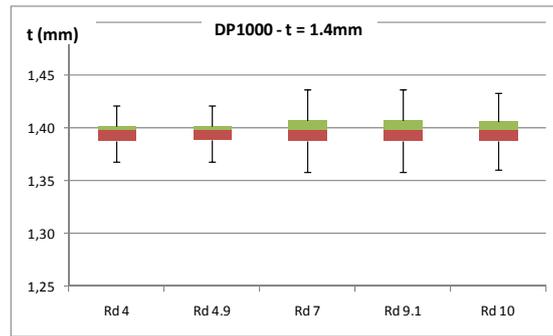


Figura 5.47 Variación del espesor  $t$  en la diagonal ( $t=1.4\text{mm}$ )

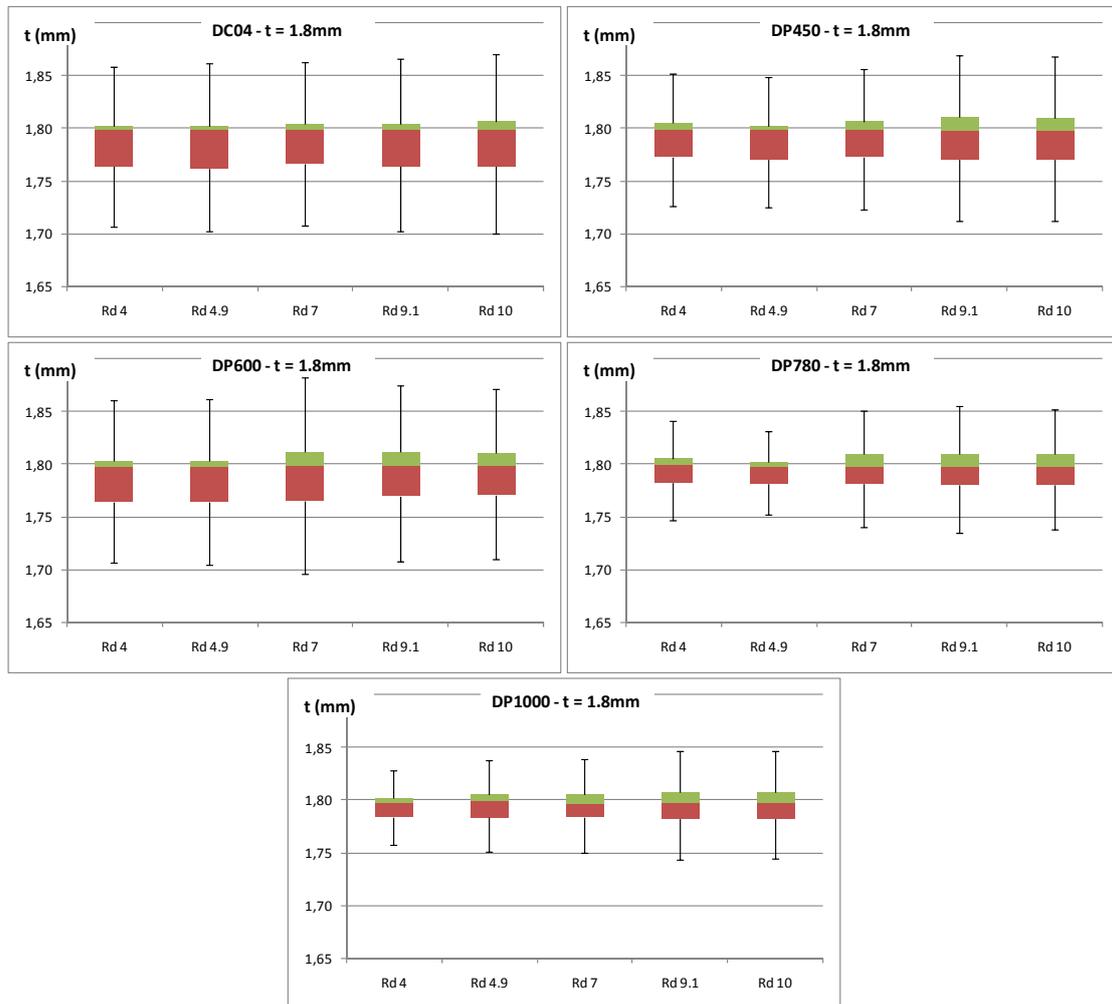


Figura 5.48 Variación del espesor  $t$  en la diagonal ( $t=1.8\text{mm}$ )

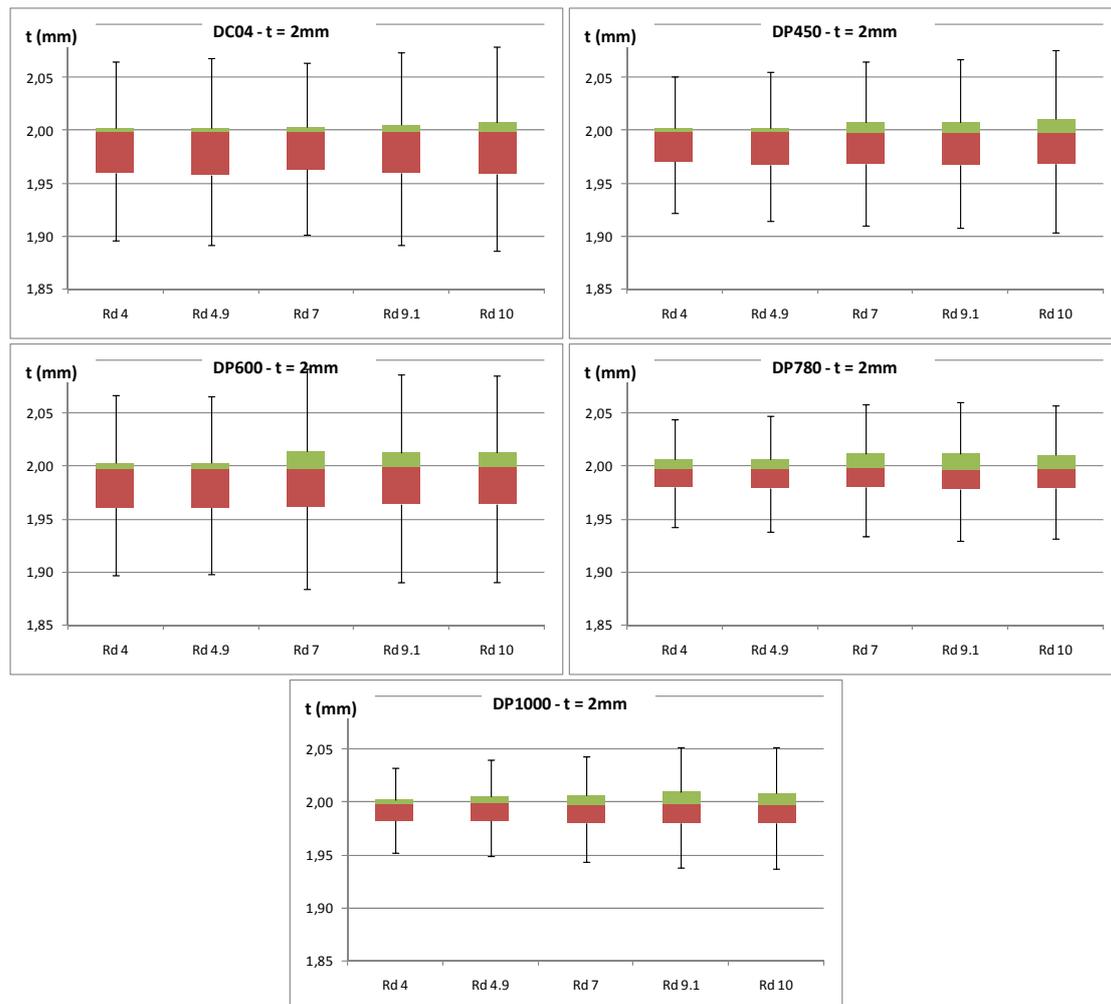


Figura 5.49 Variación del espesor  $t$  en la diagonal ( $t=2.0\text{mm}$ )

Los diagramas anteriores presentan la siguiente información:

- A medida que aumenta el espesor, aumenta su variación en la diagonal.  
 Como se ha comentado, al aumentar el espesor el material encuentra más dificultades para introducirse dentro de la cavidad de embutición, por lo que existe una mayor deformación y, por consiguiente, una mayor variación del espesor en la diagonal.
- Con el aumento de la resistencia del material, la variación del espesor en la diagonal disminuye.  
 Al aumentar la resistencia del material, el esfuerzo de pisado no es capaz de retener en la misma medida la chapa, con lo que la deformación disminuye y, por tanto, la variación de espesor.
- Al aumentar el radio de matriz  $Rd$ , la variación de espesor en la diagonal aumenta.

### 5.3.3.2 Espesor mínimo en la diagonal ( $t_{min}$ )

En las siguientes gráficas (Figura 5.50) se comparan los resultados obtenidos cuando varían parámetros como el material, el espesor y el radio de la matriz.

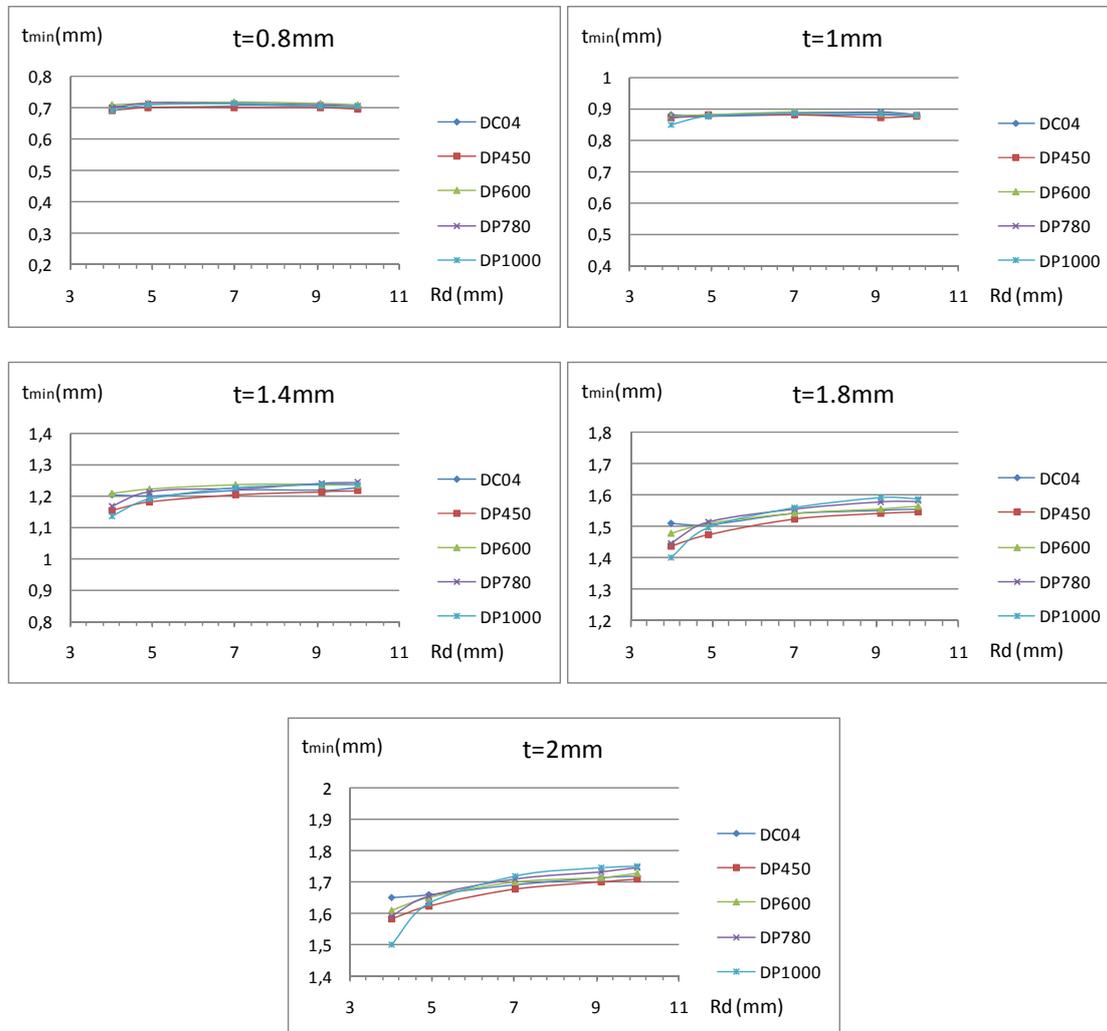


Figura 5.50 Espesor mínimo en la diagonal  $t_{min}$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $Rd$ (mm) y la calidad del acero.

Los valores obtenidos se pueden resumir en los siguientes puntos:

- A medida que aumenta el espesor, se encuentran valores de  $t_{min}$  más alejados del espesor inicial.

El aumento del espesor se traduce en un aumento en la tensión necesaria para que el material se doble y desdoble en el radio de matriz ( $Rd$ ), lo que genera un aumento de la deformación plástica experimentada y, en consecuencia, una mayor reducción de espesor.

- El aumento del radio de la matriz  $Rd$  supone unos valores de  $t_{min}$  superiores, lo que supone un comportamiento favorable.
- El aumento de la resistencia del material genera un aumento del espesor mínimo para espesores mayores a 1mm, mientras que para espesores iguales o menores a 1 mm no se observa diferencia de comportamiento según la calidad del acero; en este caso no se observa una influencia especialmente remarcable, las líneas se mueve paralelas y prácticamente en los mismos valores.

Para los aceros DP780 y DP1000 se observa cómo para valores bajos del parámetro  $Rd$ , el espesor mínimo cruza las curvas de los aceros convirtiéndose en los casos más desfavorables (fuerte reducción de espesor). El material se ve frenado por un  $Rd$  pequeño y una elevada resistencia.

### 5.3.3.3 Porcentaje de reducción de espesor ( $p_t(\%)$ )

Los valores utilizados para las variables independientes están dentro del rango de valores normalmente utilizados por la industria para piezas de tamaño pequeño en aceros doble fase.

- $Rd(\text{mm})$ : (4-10)
- $t(\text{mm})$ : (0.8-2.0)

Con estos valores se han generado los siguientes casos de estudio, de acuerdo con el diseño compuesto central para dos variables (Tabla 5.6):

Caso	Configuración		$Rd(\text{mm})$	$t(\text{mm})$
1	0	0	7	1.4
2	0	$-\alpha$	7	0.8
3	0	$\alpha$	7	2.0
4	1	-1	9.1	1.0
5	1	1	9.1	1.8
6	-1	-1	4.9	1.0
7	-1	1	4.9	1.8
8	$\alpha$	0	10	1.4
9	$-\alpha$	0	4	1.4

Tabla 5.6 Casos analizados en el diseño de experimentos

Los valores de la variable  $p_t(\%)$  obtenidos para los casos descritos anteriormente se resumen en la Tabla 5.7.

Caso	DC04	DP450	DP600	DP780	DP1000
1	18.3	19.8	16.47	17.75	17.37
2	9.31	9.75	8.24	8.78	8.53
3	30.48	32.42	30.00	28.84	27.95
4	11.99	12.77	11.37	11.13	11.69
5	24.64	25.94	14.18	21.94	20.8
6	12.28	12.23	12.12	12.28	12.29
7	29.39	32.49	29.17	28.6	30.46
8	17.5	18.51	16.35	15.84	16.54
9	19.62	24.85	19.47	23.29	26.61

 Tabla 5.7 Valores de la variable  $p_t(\%)$  obtenidos para los casos estudiados

Con estos valores y el software Minitab 16 se obtienen las siguientes ecuaciones que describen el comportamiento de la variable  $p_t(\%)$ , en función de las variables independientes  $Rd$  y  $t$ :

$$p_{t,DC04}(\%) = 18.3 - 1.00477Rd + 7.526t + 0.194375Rd^2 + 0.951875t^2 - 1.12Rd t$$

$$p_{t,DP450}(\%) = 19.8 - 1.69524Rd + 8.18628t + 0.99625Rd^2 + 0.44875t^2 - 1.77Rd t$$

$$p_{t,DP600}(\%) = 16.47 - 1.269Rd + 7.5792t + 0.8937Rd^2 + 1.4987t^2 - 1.06Rd t$$

$$p_{t,DP780}(\%) = 17.75 - 2.2932Rd + 6.9374t + 0.7325Rd^2 + 0.355t^2 - 1.38Rd t$$

$$p_{t,DP1000}(\%) = 17.37 - 3.0626Rd + 6.843t + 1.8281Rd^2 + 0.1606t^2 - 2.27Rd t$$

La Tabla 5.8 muestra los valores de la varianza y el error de ajuste de las ecuaciones anteriores.

Material	$R^2(\%)$	$e$
DC04	99.6	0.49
DP450	99.7	0.76
DP600	99.7	0.66
DP780	99.5	0.84
DP1000	99.1	1.21

 Tabla 5.8 Análisis de la varianza para las ecuaciones de ajuste de la variable dependiente  $p_t(\%)$ .

Estas ecuaciones se representan en las siguientes gráficas (Figura 5.51).

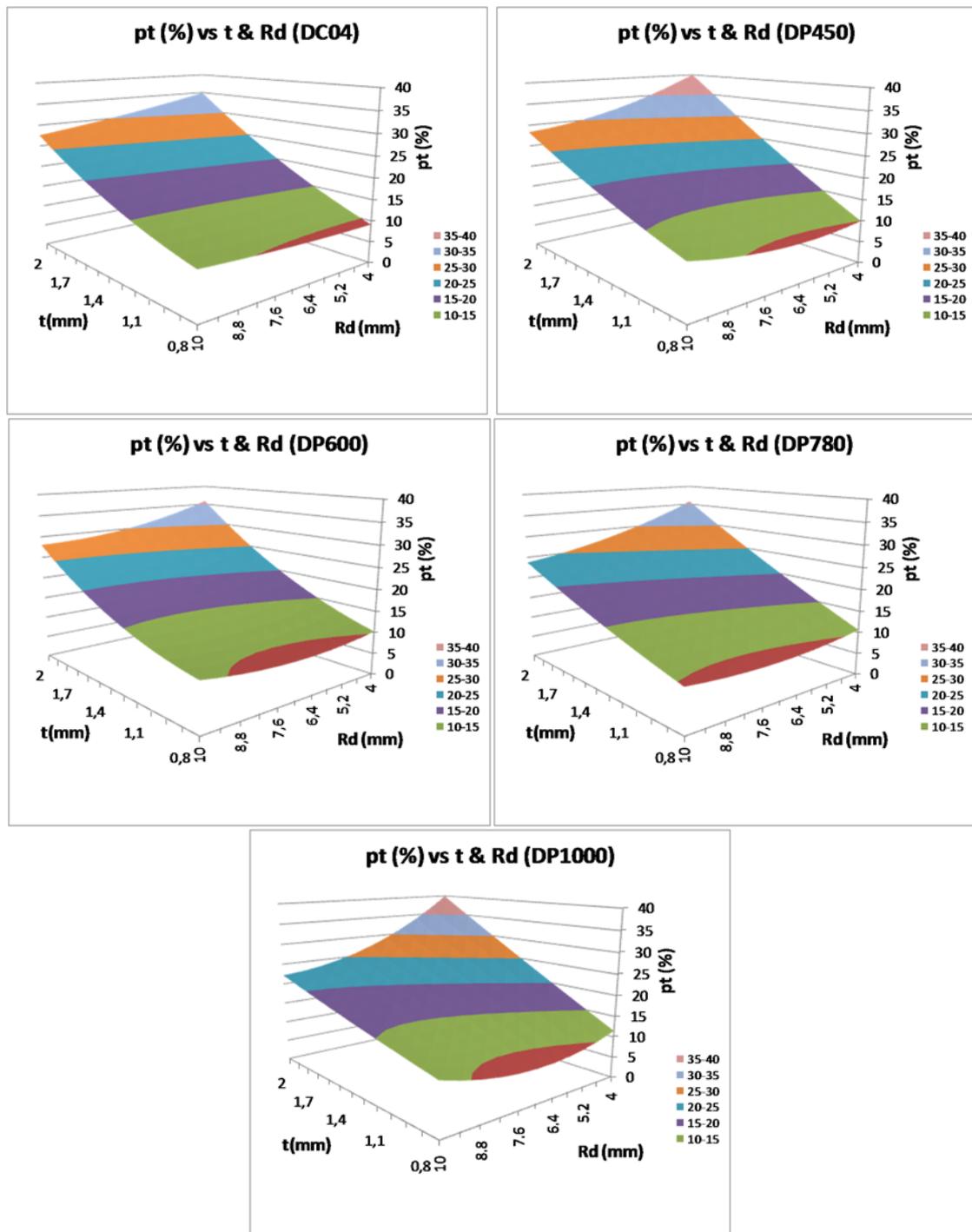


Figura 5.51 Reducción máxima de espesor en función de las variables  $R_d$ ,  $t$  y el acero analizado

Los resultados obtenidos se pueden resumir como sigue:

- A medida que aumenta el espesor, aumenta  $p_t$  (%).

El espesor tiene un gran impacto en los valores obtenidos para  $p_t$  (%), cuanto más grande es el espesor mayor es el porcentaje de reducción de espesor.

- $Rd$  no tiene un gran impacto en el porcentaje de reducción de espesor  $p_t(\%)$  para los aceros con menor resistencia.

Tal y como puede verse en las gráficas para un espesor constante, el efecto de la variable  $Rd$  es poco significativo para los la mayoría de los aceros estudiados, sobre todo para espesores iniciales pequeños. Para los aceros doble fase con mayor resistencia, se observa una mayor repercusión especialmente para mayores espesores iniciales.

- El material no tiene una elevada influencia sobre la variable  $p_t(\%)$

Como se ha comentado, únicamente para valores altos de resistencia, se observa una variación significativa del parámetro  $p_t(\%)$ , siendo este mayor a medida que aumentamos la resistencia.

#### 5.3.4 Análisis del fallo y factor de daño (FD)

Siguiendo el análisis expuesto en el punto 5.2.4y utilizando las ecuaciones 5.3, 5.4 y 3.28se obtienen las siguientes gráficas que representan el factor de daño resultante, considerando tanto el fallo por estricción como el posible fallo por cortadura (Figura 5.52 a Figura 5.56).

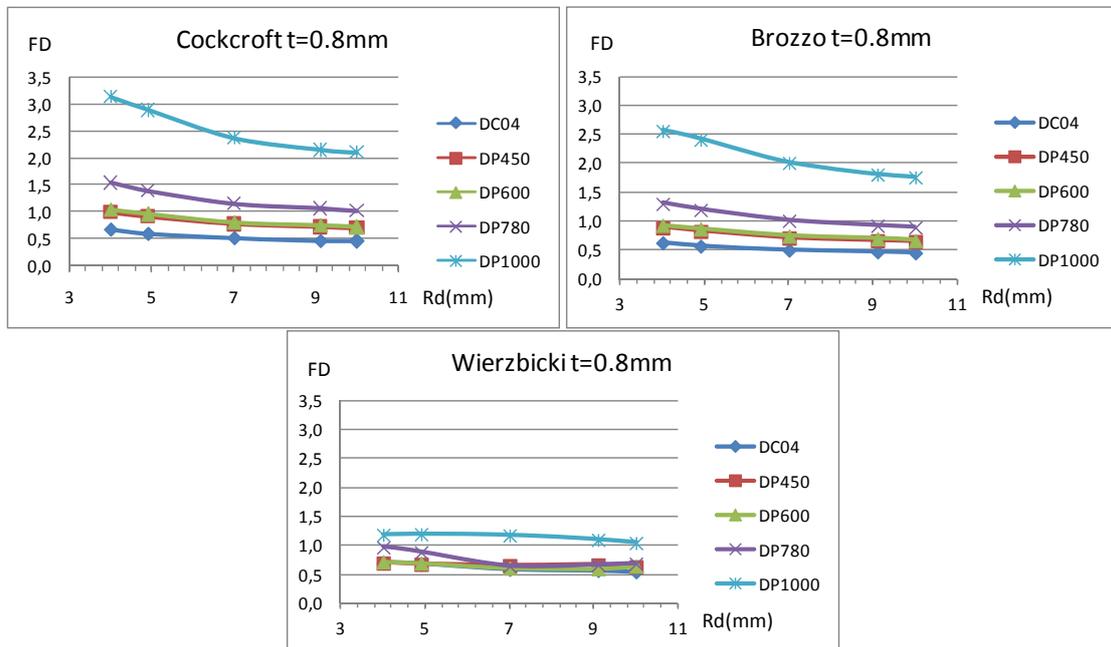


Figura 5.52 Factor de daño (FD)  $t=0.8\text{mm}$

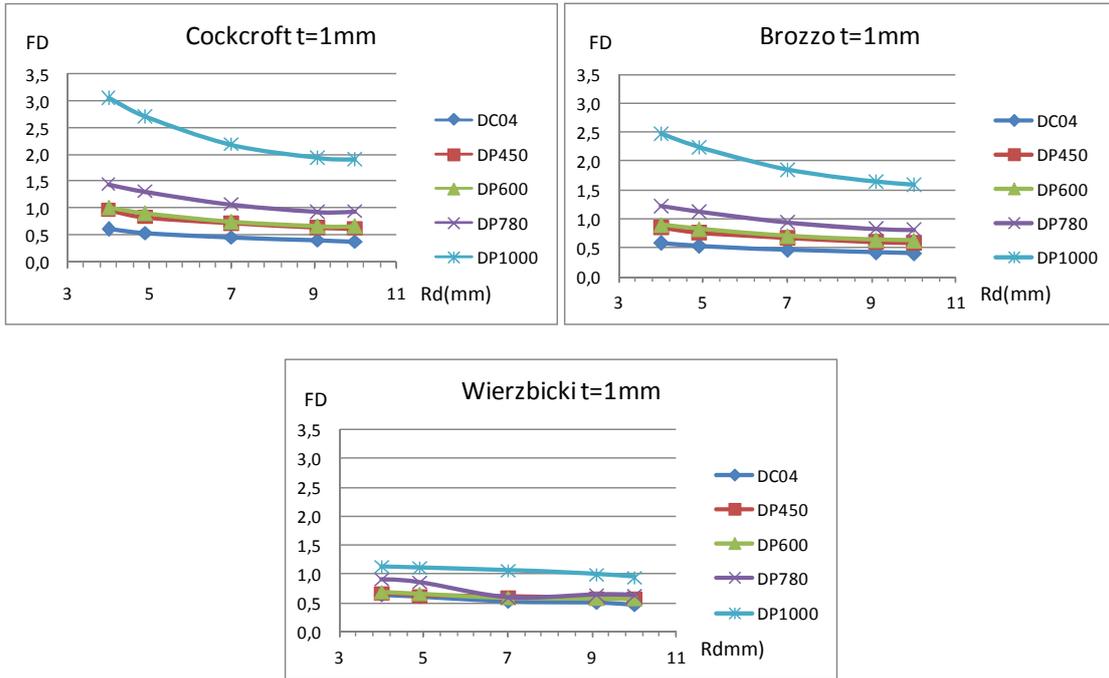


Figura 5.53 Factor de daño (FD)  $t=1\text{mm}$

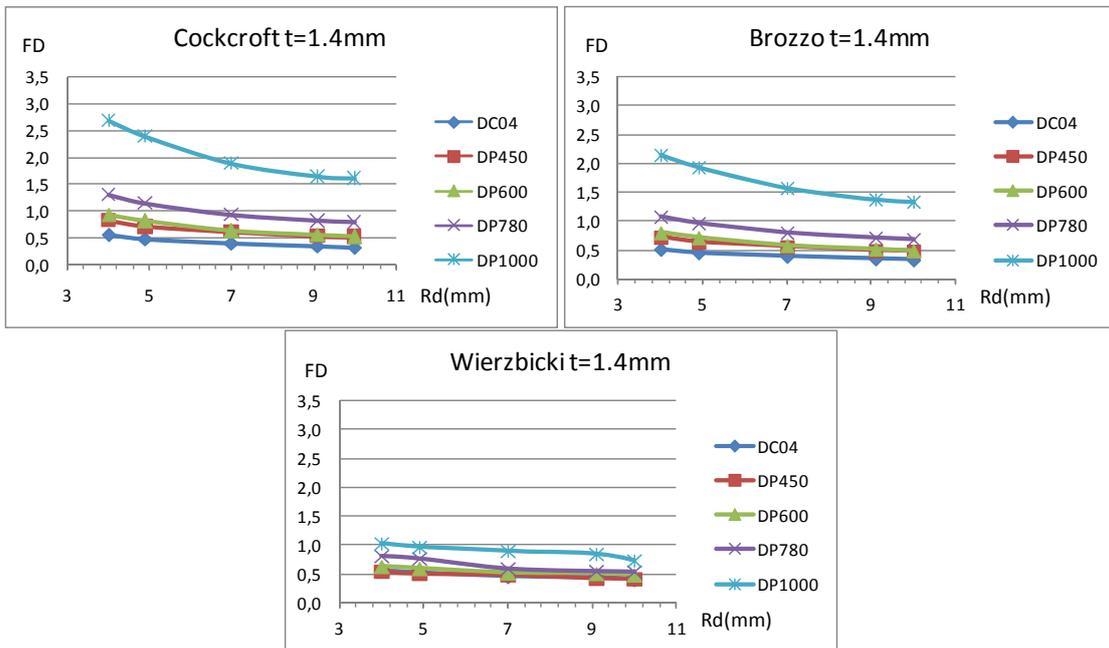


Figura 5.54 Factor de daño (FD)  $t=1.4\text{mm}$

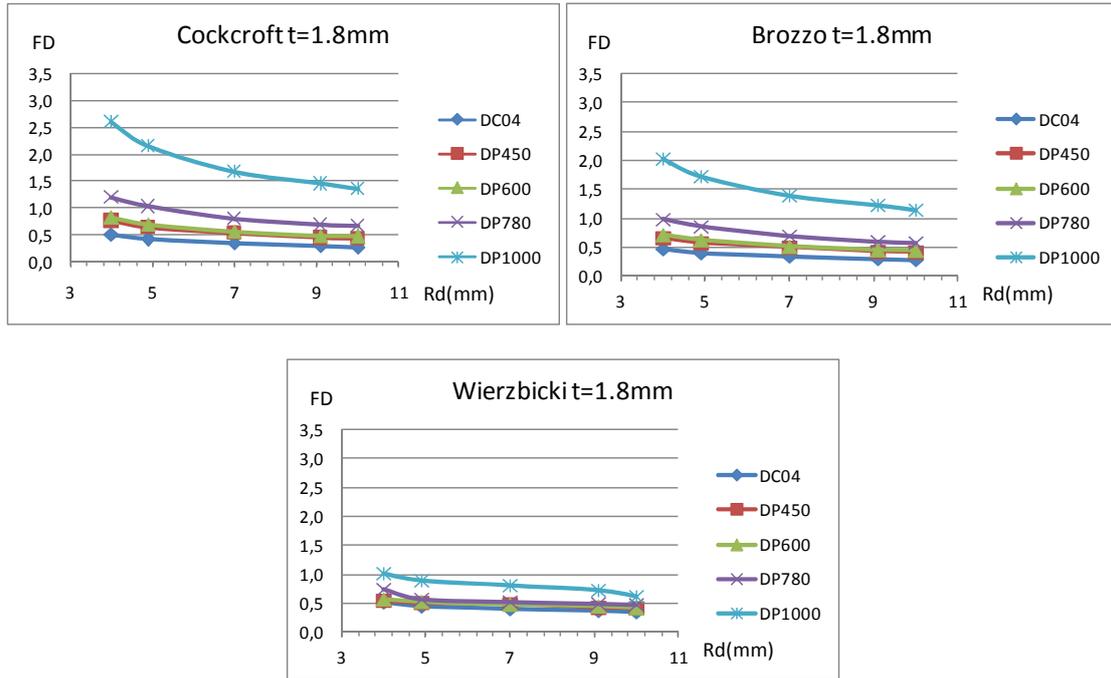


Figura 5.55 Factor de daño ( $FD$ )  $t=1.8\text{mm}$

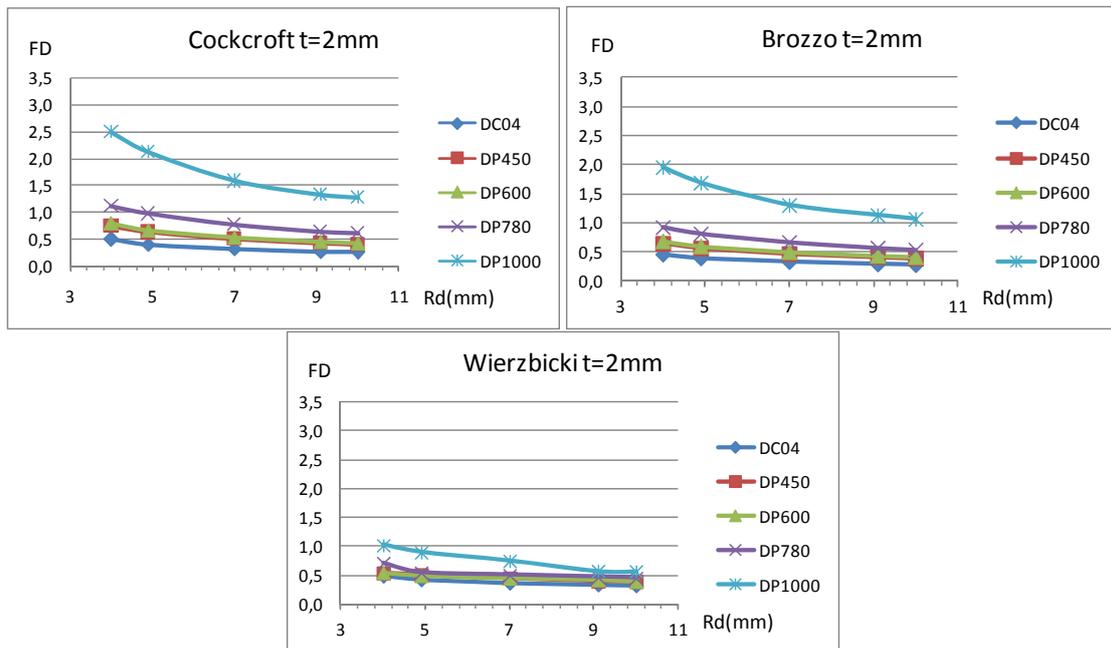


Figura 5.56 Factor de daño ( $FD$ )  $t=2\text{mm}$

A pesar de las diferencias entre los tres criterios, los resultados obtenidos con ellos presentan la misma tendencia:

- A medida que aumenta el espesor  $t$ , disminuye  $FD$

Se ha comprobado que para mayores valores de espesor inicial del material  $t$  se puede estirar más sin sufrir tanto daño. Este resultado se explica en el punto 5.5.4 de la presente tesis a través de la ecuación de Keeler 5.31, recuperada en este apartado.

$$\varepsilon_1(\%) = (23.3 + 14.13t) \frac{n}{0.21} \quad 5.12$$

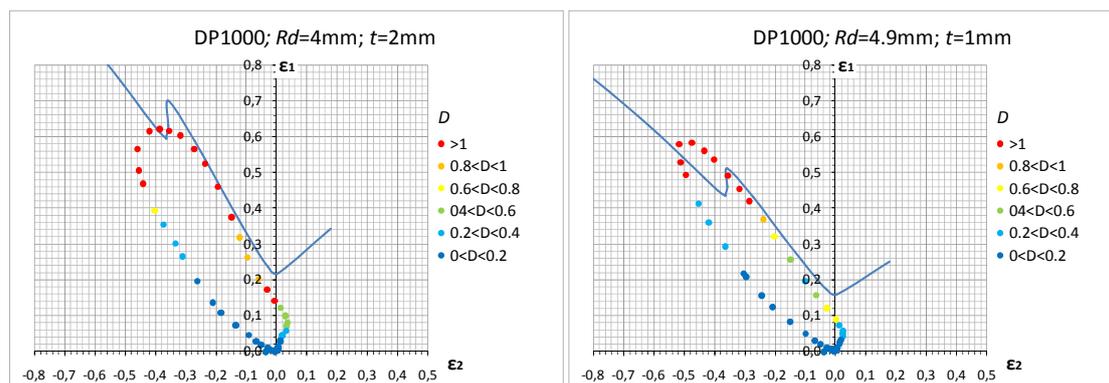
- Al aumentar el radio de la matriz  $Rd$ , disminuye el factor de daño  $FD$ .

El aumento del radio de la matriz facilita que el material deslice durante el proceso de embutición, disminuyendo el estiramiento (deformación plástica) (ecuación 5.1). Este efecto se hace más patente a medida que aumenta la resistencia del material.

- El aumento de la resistencia del material, aumenta el factor de daño  $FD$ .

Al aumentar la resistencia del material también disminuye su ductilidad, lo que influye de una manera muy importante en el factor de daño. Se puede observar cómo esta tendencia está más acentuada en el acero DP1000.

Igual que en el apartado estudiado anteriormente, al analizar el criterio de fallo de Wierzbicki se ha comprobado que para todos los casos en los que se ha alcanzado un valor para  $FD$  igual o superior a la unidad, también se ha igualado o superado el valor unidad para el índice de fallo  $D$ . En las siguientes figuras se muestra el valor del índice de fallo  $D$  para los primeros casos en los que se alcanza un valor  $FD$  superior a la unidad.



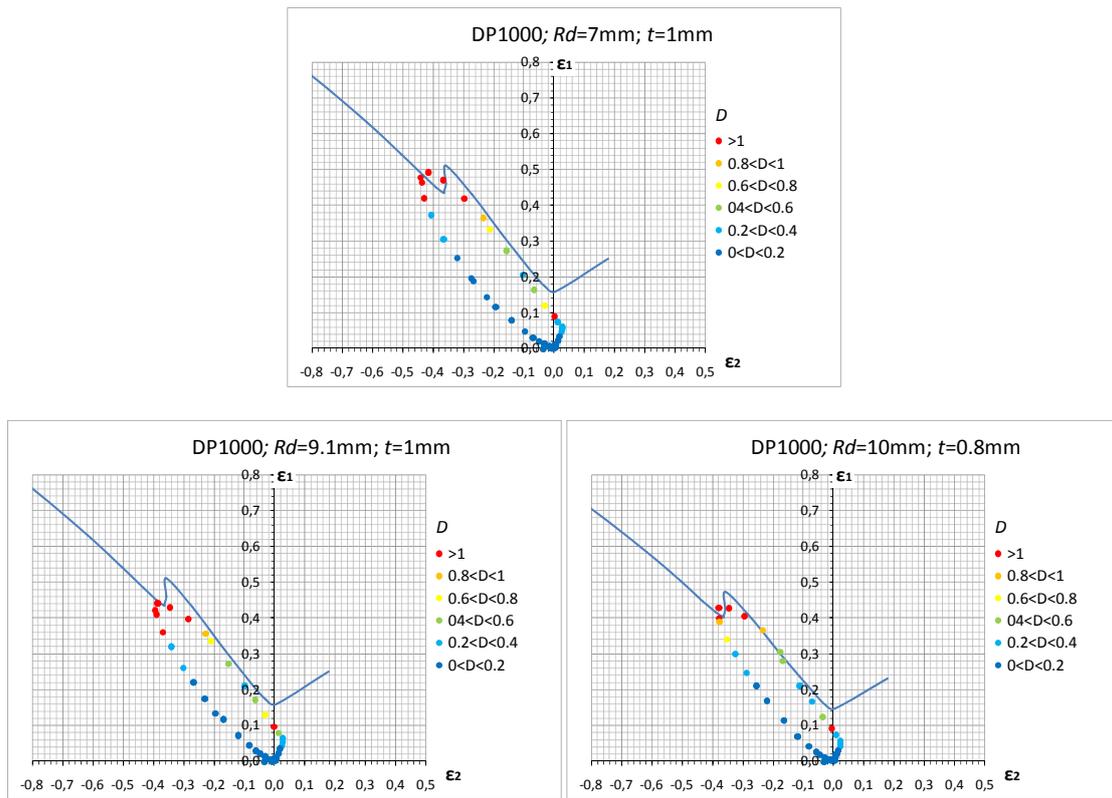
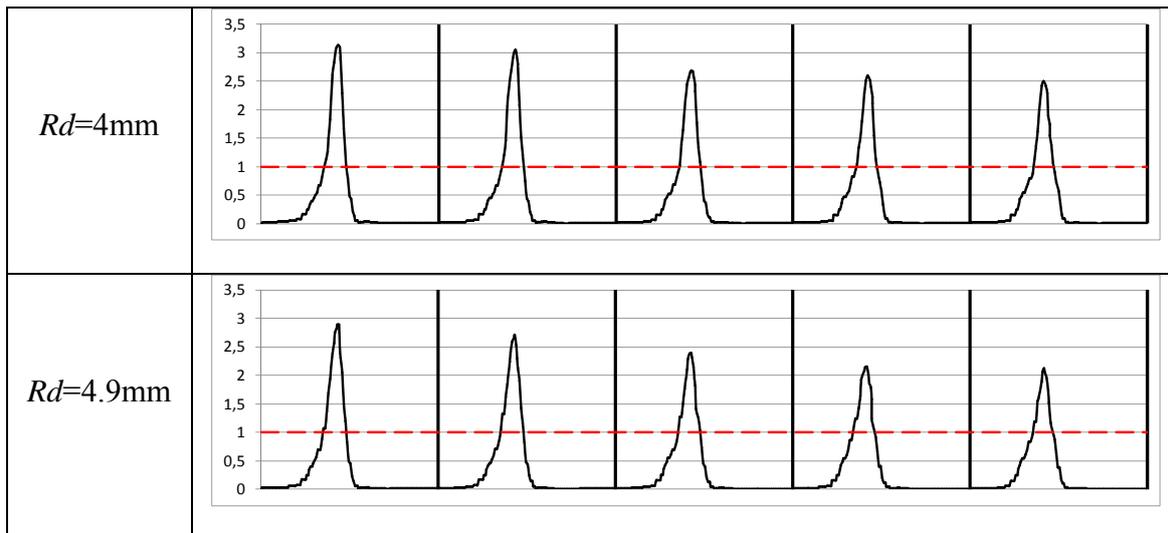


Figura 5.57 Representación del parámetro  $D$  para los primeros casos en los que  $FD$  supera la unidad

Por otro lado, y a modo de ejemplo, se presentan los valores que alcanza la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal, al variar el radio matriz  $Rd$  y el espesor  $t$ , para el acero DP1000.



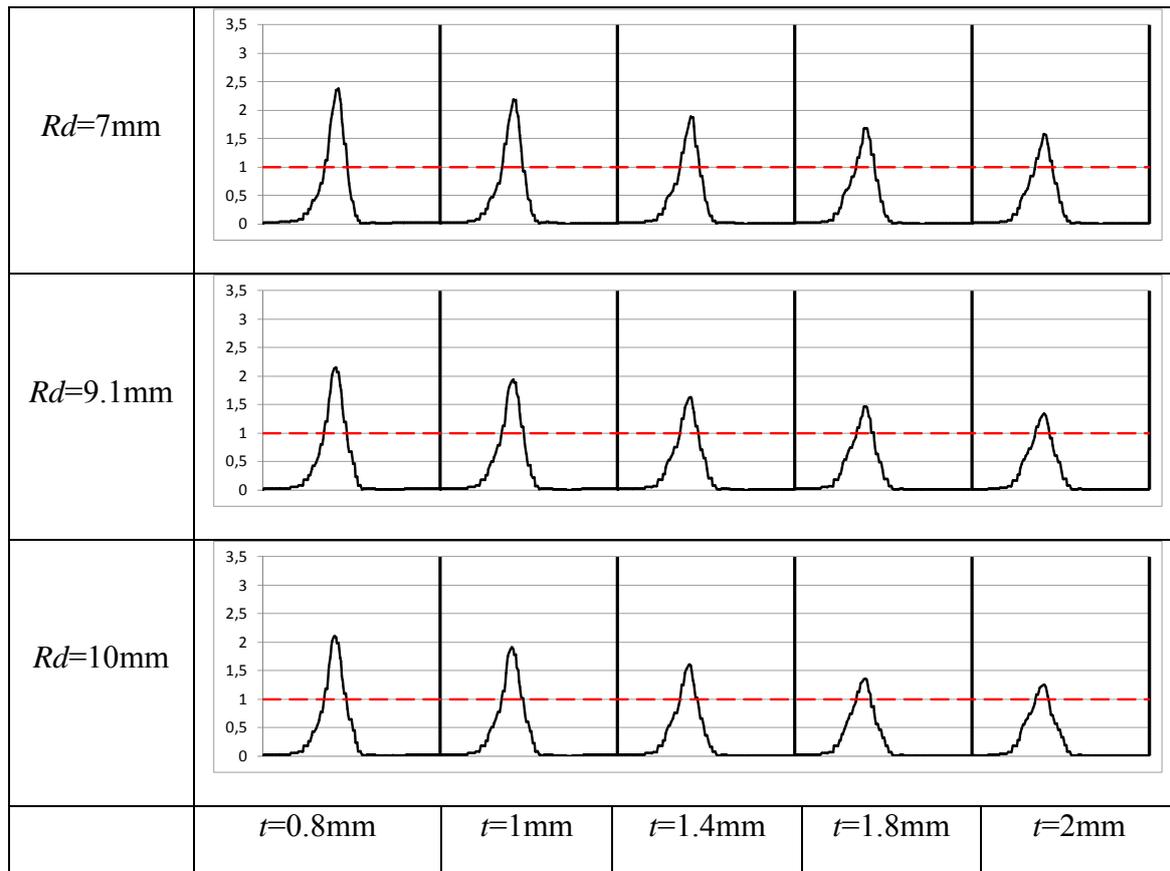


Figura 5.58 Variación de la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal (DP1000)

De los datos obtenidos se puede extraer la curva límite teórica por encima de la cual el factor de daño ( $FD$ ) alcanza valores superiores a la unidad para cada material; para la obtención de las mismas se ha utilizado el criterio de Cockcroft *et al.* por ser el criterio más conservador entre los tres estudiados. Nótese el valor práctico de estas curvas tal y como se ha mencionado anteriormente.

Las curvas límite teóricas para un valor del factor de daño ( $FD$ ) unidad se muestran en las siguientes figuras.

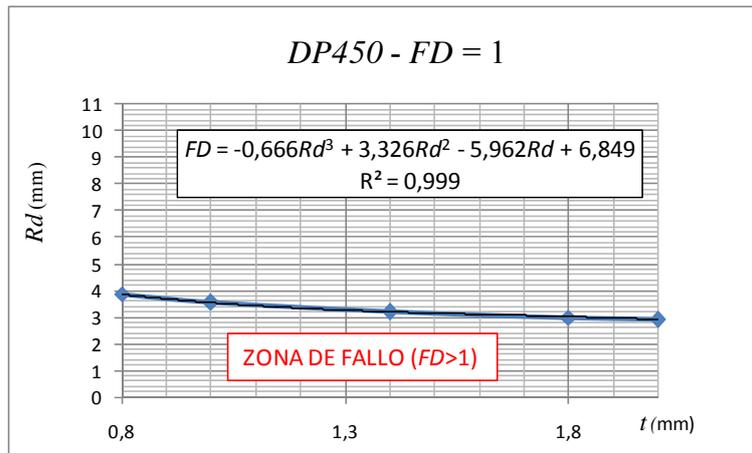


Figura 5.59 Curva límite teórica  $FD=1$ . Material: DP450

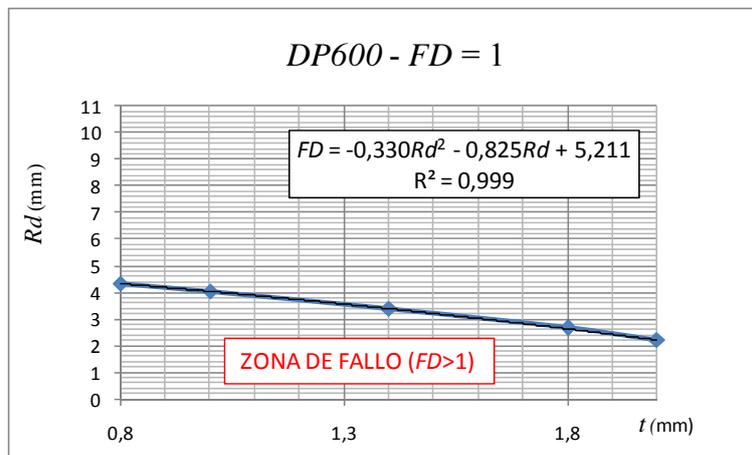


Figura 5.60 Curva límite teórica  $FD=1$ . Material: DP600

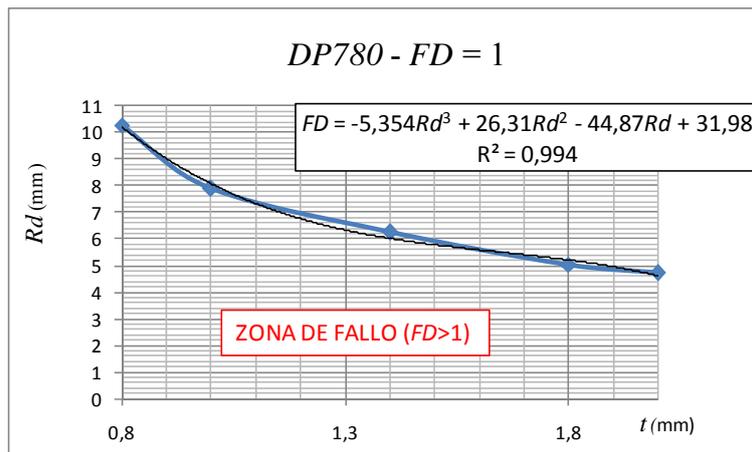


Figura 5.61 Curva límite teórica  $FD=1$ . Material: DP780

Para el acero DP1000, con una altura de embutición  $S$  de 25mm no existe ningún valor del radio matriz  $Rd$  dentro del rango estudiado, que proporcione un valor del parámetro  $FD$  menor que la unidad.

### 5.3.5 Recomendaciones prácticas

Las siguientes recomendaciones se basan en la integridad de la pieza a través de los parámetros porcentaje de reducción de espesor ( $p_t(\%)$ ) y Factor de Daño ( $FD$ ).

Bajo un punto de vista práctico y basándonos en los resultados obtenidos anteriormente, si el requerimiento se centra en mantener la variable  $p_t(\%)$  por debajo de un valor límite, un menor espesor nos ayudará a que el material se introduzca más fácilmente en el hueco punzón-matriz, y obtendremos menores porcentajes de reducción de espesor para un mismo valor del radio matriz  $Rd$ .

Al igual que en el caso anteriormente estudiado y al contrario de lo que pudiera parecer, no siempre disminuir la resistencia del material (por ejemplo pasar de un DP600 a un DP450) nos va a ayudar a disminuir el porcentaje de la reducción de espesor  $p_t(\%)$  teniendo un mismo valor del radio matriz  $Rd$ , por lo que se debe ser bastante cauteloso a la hora de elegir el material y tener muy en cuenta con qué espesor estamos trabajando.

El valor del radio matriz  $Rd$  es importante al aumentar la resistencia del material, por lo que para los aceros de mayor resistencia deben elegirse valores de  $Rd$  altos, con el fin de conseguir valores de  $p_t(\%)$  bajos.

Por otro lado, si el requerimiento consiste en mantener el parámetro  $FD$  por debajo de un valor determinado, lo más recomendable sería incrementar el espesor, ya que este incremento nos permitiría obtener valores menores de la variable  $FD$ , manteniendo el valor del radio matriz  $Rd$  constante.

Del mismo modo podemos conseguir menores valores para la variable  $FD$  eligiendo materiales con menor resistencia pero con mayor ductilidad.

A medida que aumenta la resistencia del acero debemos aumentar el radio matriz  $Rd$ , para que el valor de  $FD$  se mantenga por debajo de la unidad.

## 5.4 Influencia del espesor ( $t$ ) y del radio de esquina del punzón ( $R_{pc}$ )

### 5.4.1 Datos de partida

En este caso las variables estudiadas son el espesor  $t$  y el radio de esquina del punzón  $R_{pc}$ . Los rangos de valores estudiados para estas variables y los valores para el resto de variables se pueden ver en la Tabla 5.5.

Parte del modelo	Variables	Valores
Formato inicial	$t$	(0.8, 1, 1.4, 1.8, 2)mm
	$B_x$	150mm
	$B_y$	150mm
Punzón	$P_x$	70mm
	$P_y$	70mm
	$R_p$	8mm
	$R_{pc}$	(5, 10, 15, 20)mm
Matriz	$D_x$	74mm
	$D_y$	74mm
	$R_d$	5mm
	$R_{dc}$	$R_{pc} + t$
Conjunto	$S$	25mm
	$c$	$= t$
	$BHF$	78.4kN
	$\mu$	0.15

Tabla 5.9 Dimensiones iniciales

Estas variables se han descrito anteriormente de la Figura 4.2 a la Figura 4.5. La Figura 5.62 muestra la diferencia entre las herramientas con un radio de esquina del punzón  $R_{pc}$  igual a 5mm e igual a 20mm.

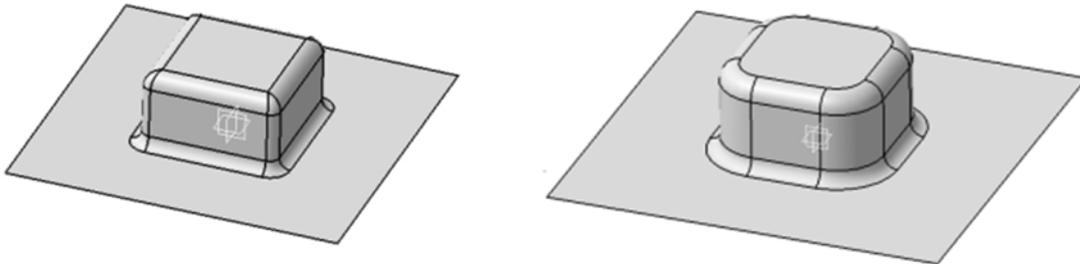
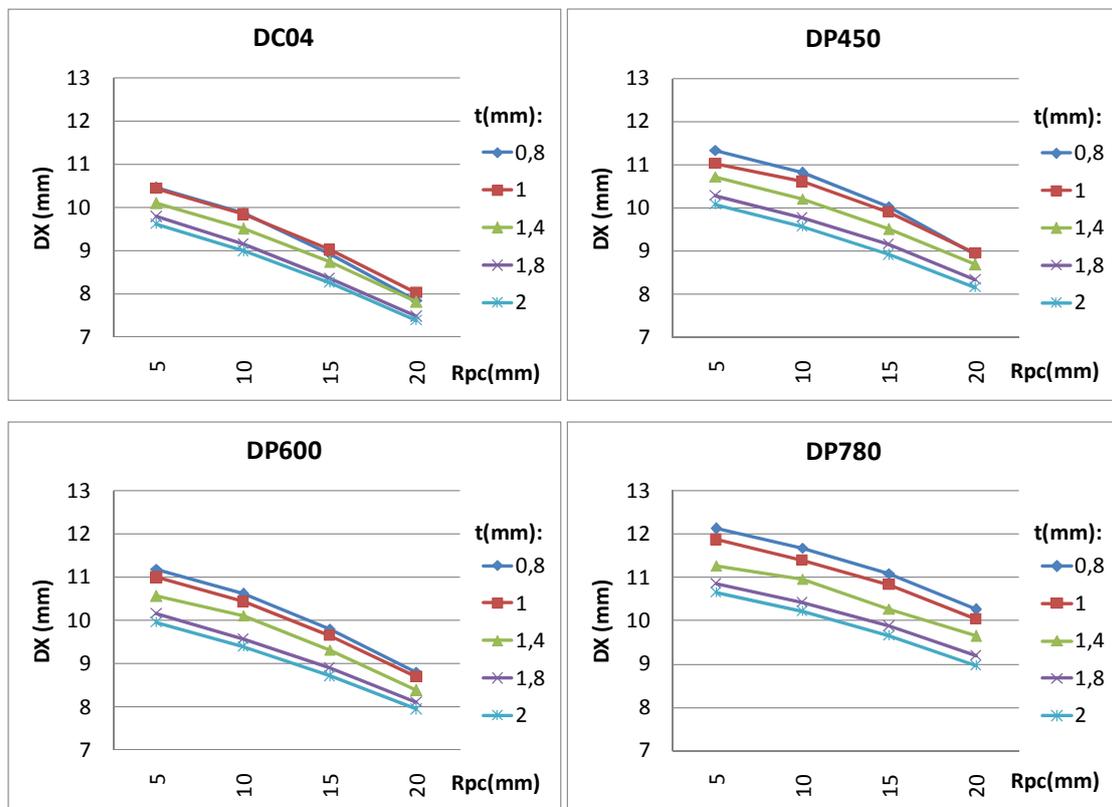


Figura 5.62 Diferencia entre las herramientas  $R_{pc}5\text{mm}$  y  $R_{pc}20\text{mm}$

### 5.4.2 Desplazamientos

#### 5.4.2.1 Dirección de laminación ( $DX$ )

La Figura 5.63 muestra el desplazamiento del formato en la dirección de laminación  $DX$ , al incrementarse el radio de esquina del punzón  $R_{pc}$ .



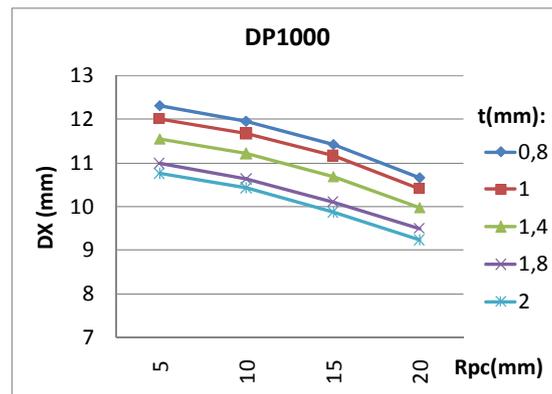


Figura 5.63 Desplazamiento  $DX$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $R_{pc}$ (mm) y la calidad del acero.

Los siguientes puntos resumen los resultados obtenidos:

- A medida que aumenta el espesor,  $DX$  disminuye, resultado similar al que se pudo ver para el análisis análogo considerando  $S$  y  $Rd$  como variables independientes.
- Del mismo modo se observa cómo a medida que aumenta la resistencia del acero las líneas se van separando, lo que nos indica que este resultado se acentúa en los aceros doble fase.
- Con el aumento de la resistencia,  $DX$  aumenta, resultado análogo al que se observó en los análisis realizados anteriormente considerando  $S$  y  $Rd$  como variables independientes.
- Al incrementarse el radio de esquina del punzón ( $R_{pc}$ ),  $DX$  disminuye.

De acuerdo con Figura 5.64y Figura 5.65los valores de las deformaciones principales  $\varepsilon_1$  y  $\varepsilon_2$  en la dirección de  $DX$  aumentan en valor absoluto al aumentar el valor del radio de esquina  $R_{pc}$ ; es decir, se produce una mayor deformación plástica inducida por el incremento del radio del punzón en la línea  $DX$ .

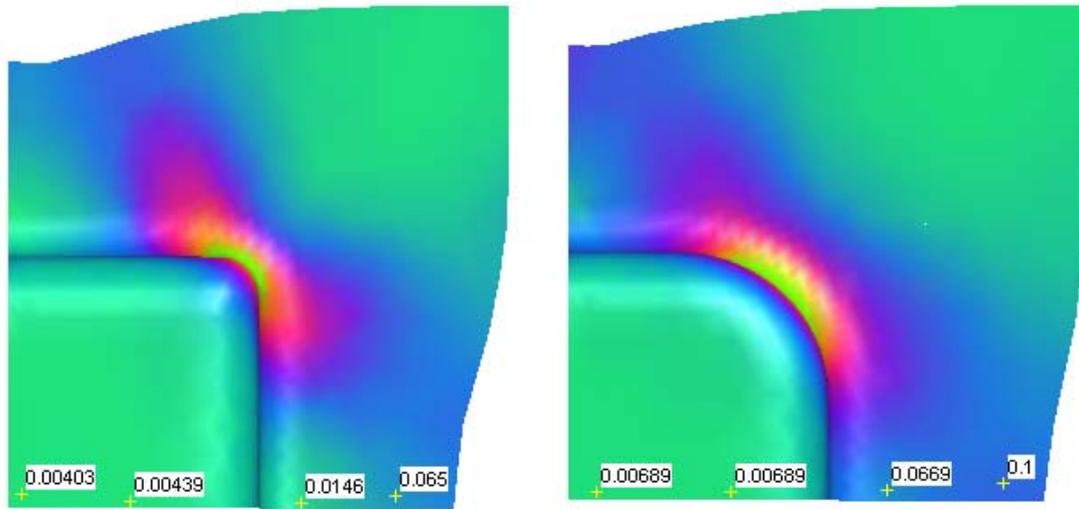


Figura 5.64 Deformación principal ( $\epsilon_1$ ) en dirección  $DX$ : DP780,  $t$  0.8mm,  $R_{pc}$  5 (izquierda) y 20mm (derecha)

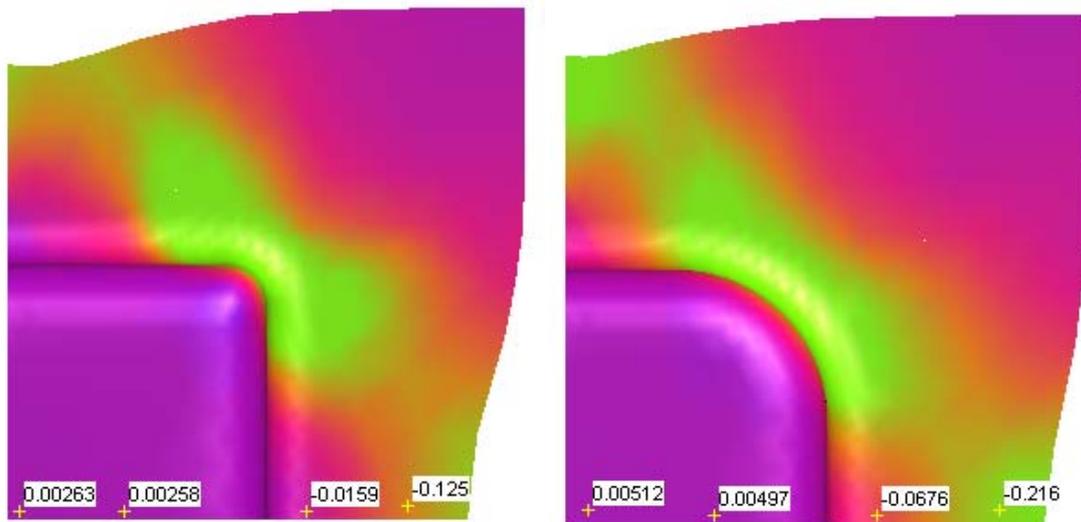


Figura 5.65 Deformación principal ( $\epsilon_2$ ) en dirección  $DX$ , DP780  $t$  0.8mm,  $R_{pc}$  5 (izquierda) y 20mm (derecha)

En la Figura 5.66 puede observarse la evolución de las deformaciones principales  $\epsilon_1$  y  $\epsilon_2$ , a lo largo de la dirección en la que se mide  $DX$ , para uno de los casos estudiados.

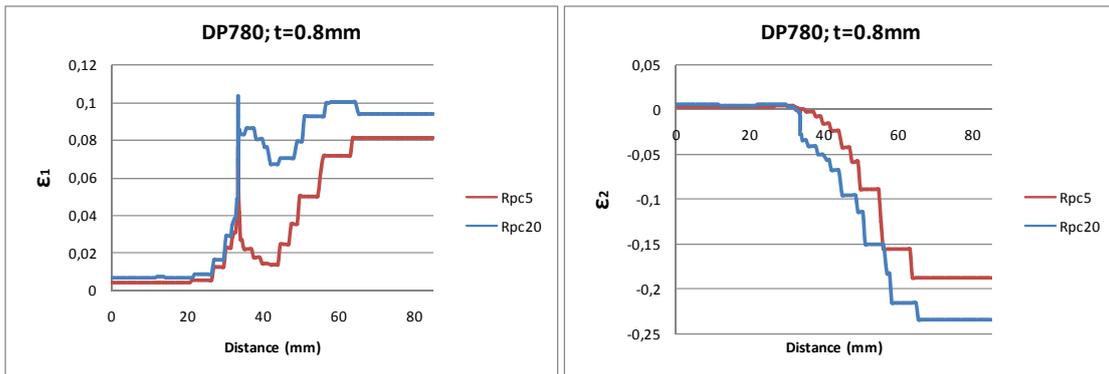
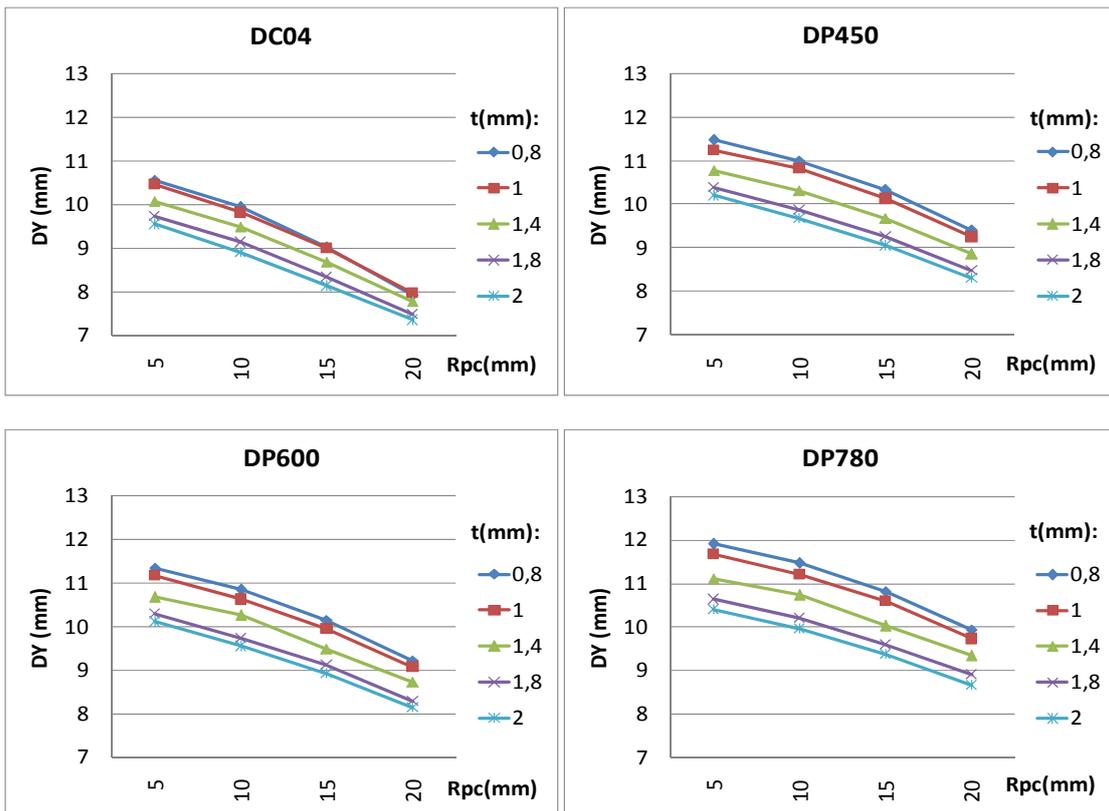


Figura 5.66 Deformaciones principales  $\epsilon_1$  y  $\epsilon_2$  en la dirección de  $DX$  (DP780,  $t$  0.8mm)

#### 5.4.2.2 Dirección perpendicular a la de laminación ( $DY$ )

Debido a la elevada isotropía de los aceros doble fase, los valores esperables para  $DY$  son muy similares a los obtenidos anteriormente para el parámetro  $DX$  (Figura 5.67).



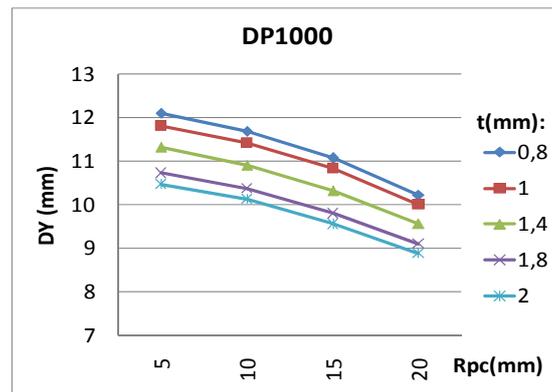


Figura 5.67 Desplazamiento  $DY$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $R_{pc}$ (mm) y la calidad del acero.

Como puede verse los resultados obtenidos para el parámetro  $DY$  presentan la misma tendencia que los descritos para el parámetro  $DX$ :

- A medida que aumenta el espesor  $t$ ,  $DY$  disminuye.
- Con el aumento de la resistencia del material,  $DY$  aumenta.
- Al incrementarse el radio de esquina  $R_{pc}$ ,  $DY$  disminuye.

En el caso de  $DY$  se observa el mismo efecto que para  $DX$ : las deformaciones principales  $\varepsilon_1$  y  $\varepsilon_2$  son mayores en valor absoluto para el mayor valor de  $R_{pc}$  (20mm). La Figura 5.68 y la Figura 5.69 muestran la variación de las deformaciones principales  $\varepsilon_1$  y  $\varepsilon_2$  a lo largo de la dirección  $DY$ .

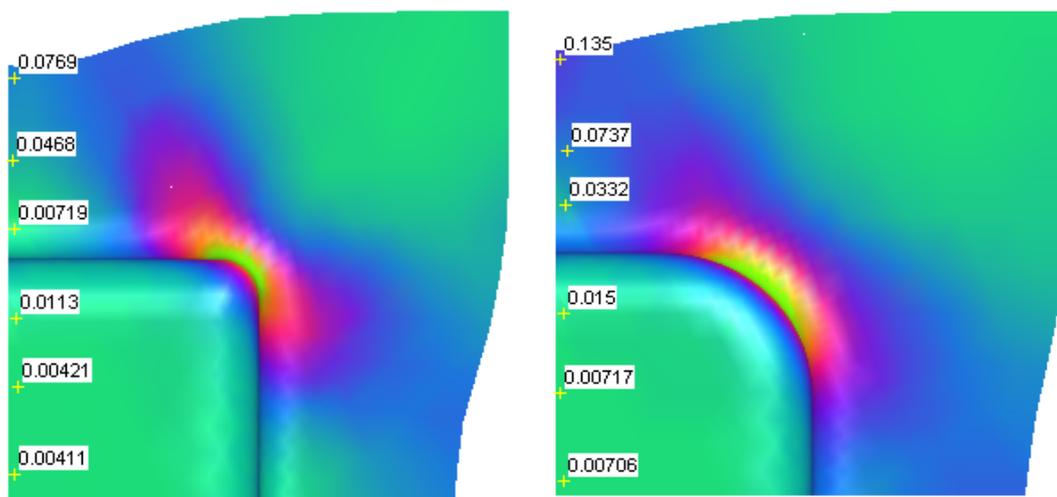


Figura 5.68 Deformación principal ( $\varepsilon_1$ ) en dirección  $DY$ : DP780,  $t$  0.8mm,  $R_{pc}$  5 (izquierda) y 20mm (derecha)

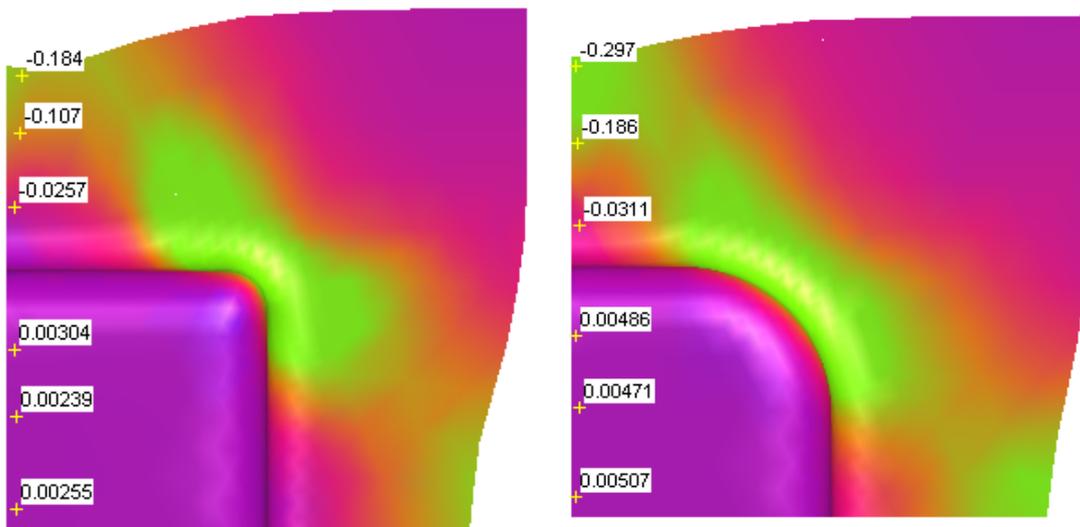


Figura 5.69 Deformación principal ( $\epsilon_2$ ) en dirección  $DY$ : DP780,  $t$  0.8mm,  $Rpc$  5 (izquierda) y 20mm (derecha)

La Figura 5.70 representa la variación de las deformaciones principales para dos valores extremos del radio de esquina  $Rpc$ .

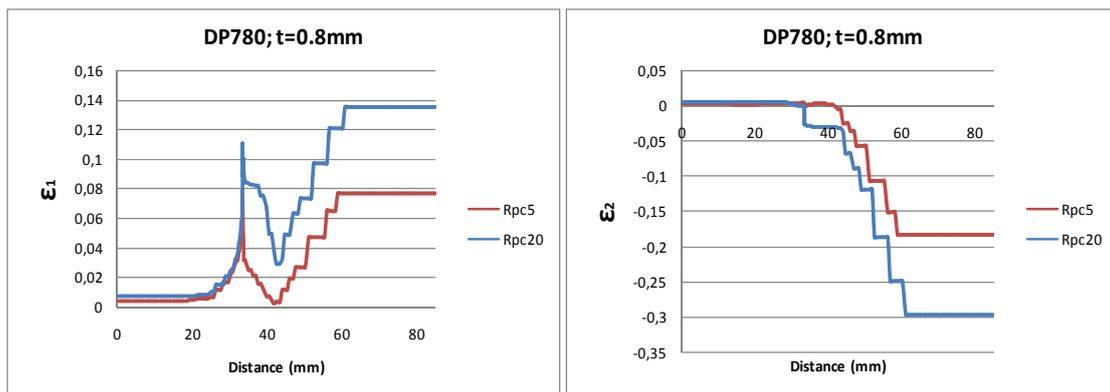
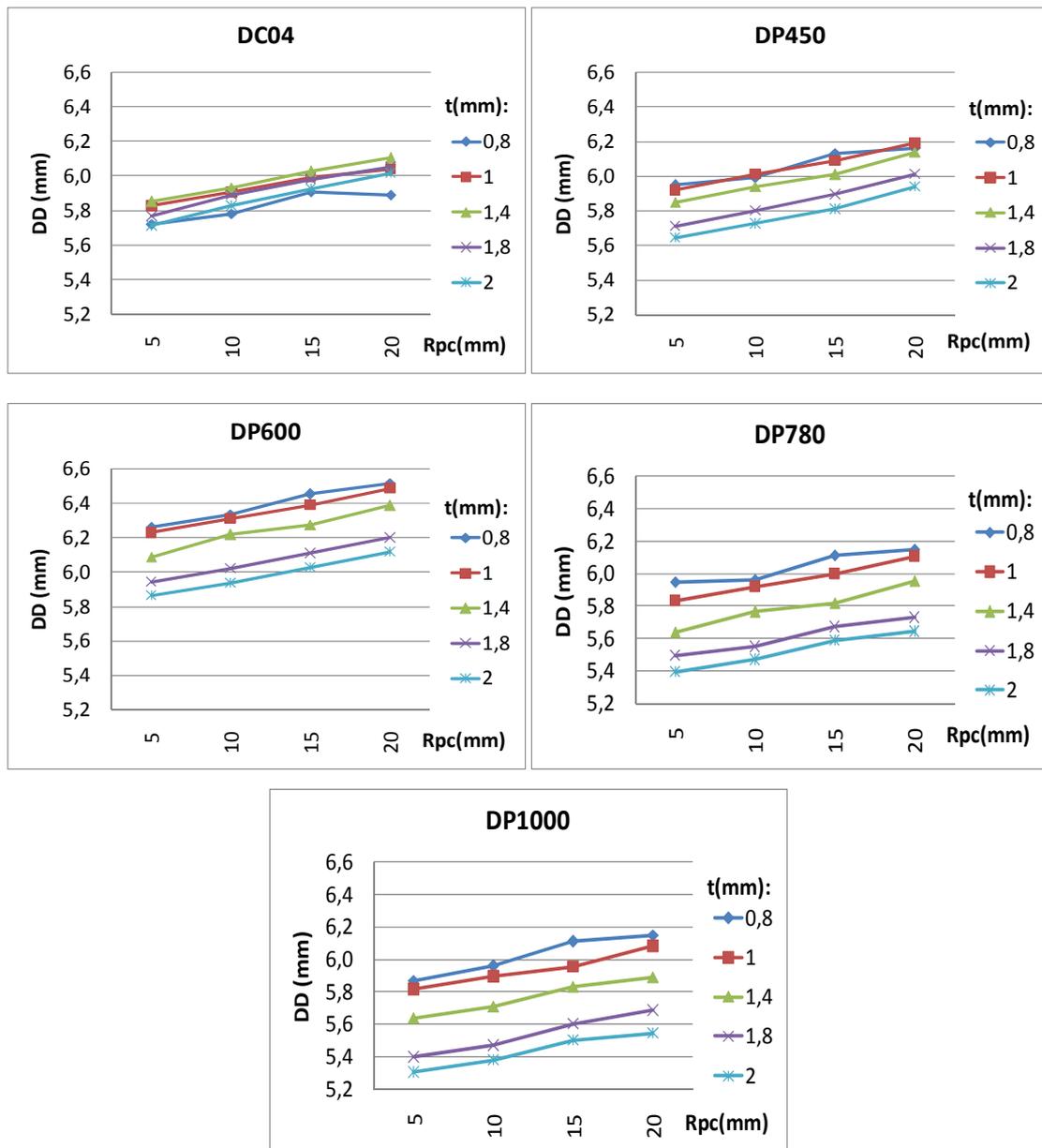


Figura 5.70 Deformaciones principales  $\epsilon_1$  y  $\epsilon_2$  en la dirección  $DY$  (DP780,  $t$  0.8mm)

#### 5.4.2.3 Desplazamientos en dirección diagonal ( $DD$ )

En las siguientes gráficas se recoge el comportamiento del parámetro  $DD$  al variar el valor del radio de esquina ( $Rpc$ ) (Figura 5.71).


 Figura 5.71 Desplazamiento  $DD$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $R_{pc}$ (mm) y la calidad del acero.

Los resultados obtenidos se pueden resumir como sigue:

- A medida que aumenta el espesor, disminuye el valor de  $DD$ .  
Se puede observar cómo en los aceros doble fase la tendencia es diferente a la que se presenta en los aceros de embutición como el DC04 analizado, donde un aumento de espesor no tiene una tendencia clara en la influencia sobre el valor del parámetro  $DD$ .
- La resistencia del acero estudiado tiene una gran influencia en el valor obtenido para el parámetro  $DD$ .

Los materiales con menor resistencia son capaces de introducirse más fácilmente en la zona de embutición y por tanto, los valores obtenidos para la variable  $DD$  son mayores, alcanzándose el valor máximo para el acero DP600. A partir de este, los aceros con mayores valores en sus características mecánicas presentan una mayor resistencia a introducirse dentro de la zona de embutición, alcanzándose el valor mínimo del parámetro  $DD$  para el acero DP1000.

- Al aumentar  $R_{pc}$ ,  $DD$  aumenta.

Un radio de esquina pequeño provoca un aumento del efecto de frenado sobre la chapa y un incremento del espesor en la zona de cortadura pura de la esquina.

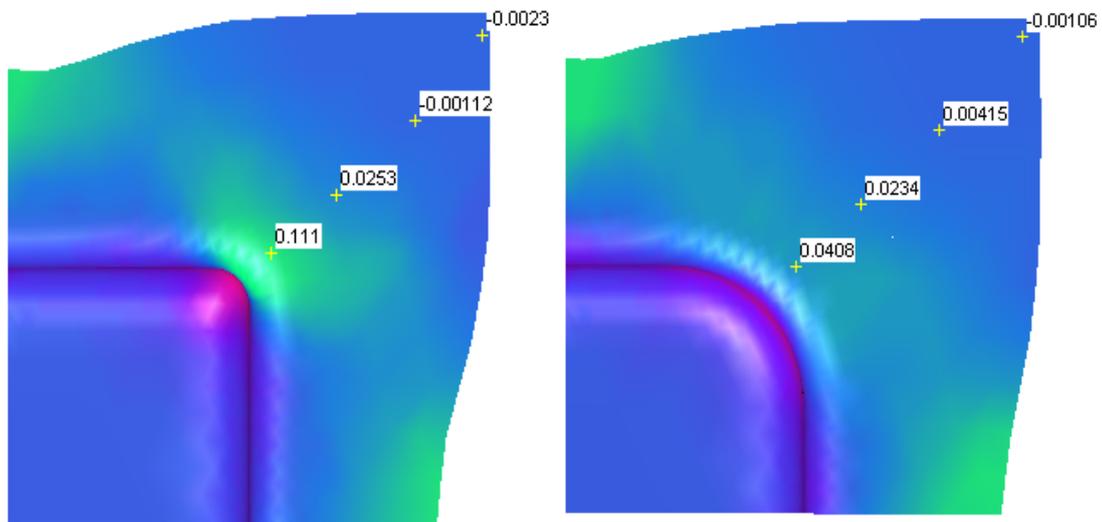


Figura 5.72 Espesor a lo largo de la dirección  $DD$ : DP780,  $t$  0.8mm,  $R_{pc}$  5 (izquierda) and 20mm (derecha)

La Figura 5.73 muestra la diferencia en la variación de espesor en la dirección diagonal  $DD$ , para dos casos extremos de  $R_{pc}$

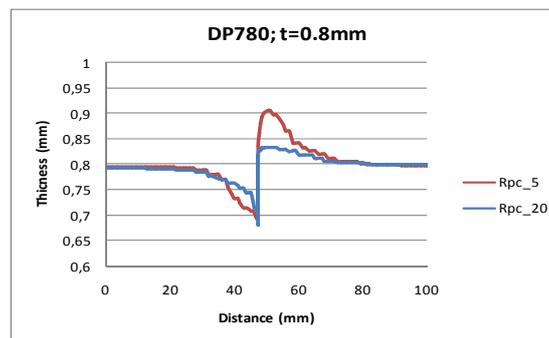


Figura 5.73 Variación del espesor DP780,  $t$  0.8 mm a lo largo de la dirección  $DD$

### 5.4.3 Análisis del espesor

#### 5.4.3.1 Variación del espesor en la diagonal

La variación del espesor en la diagonal al modificar los parámetros indicados anteriormente ( $t$ ,  $R_{pc}$  y acero estudiado) se puede observar entre la Figura 5.74 y la Figura 5.78.

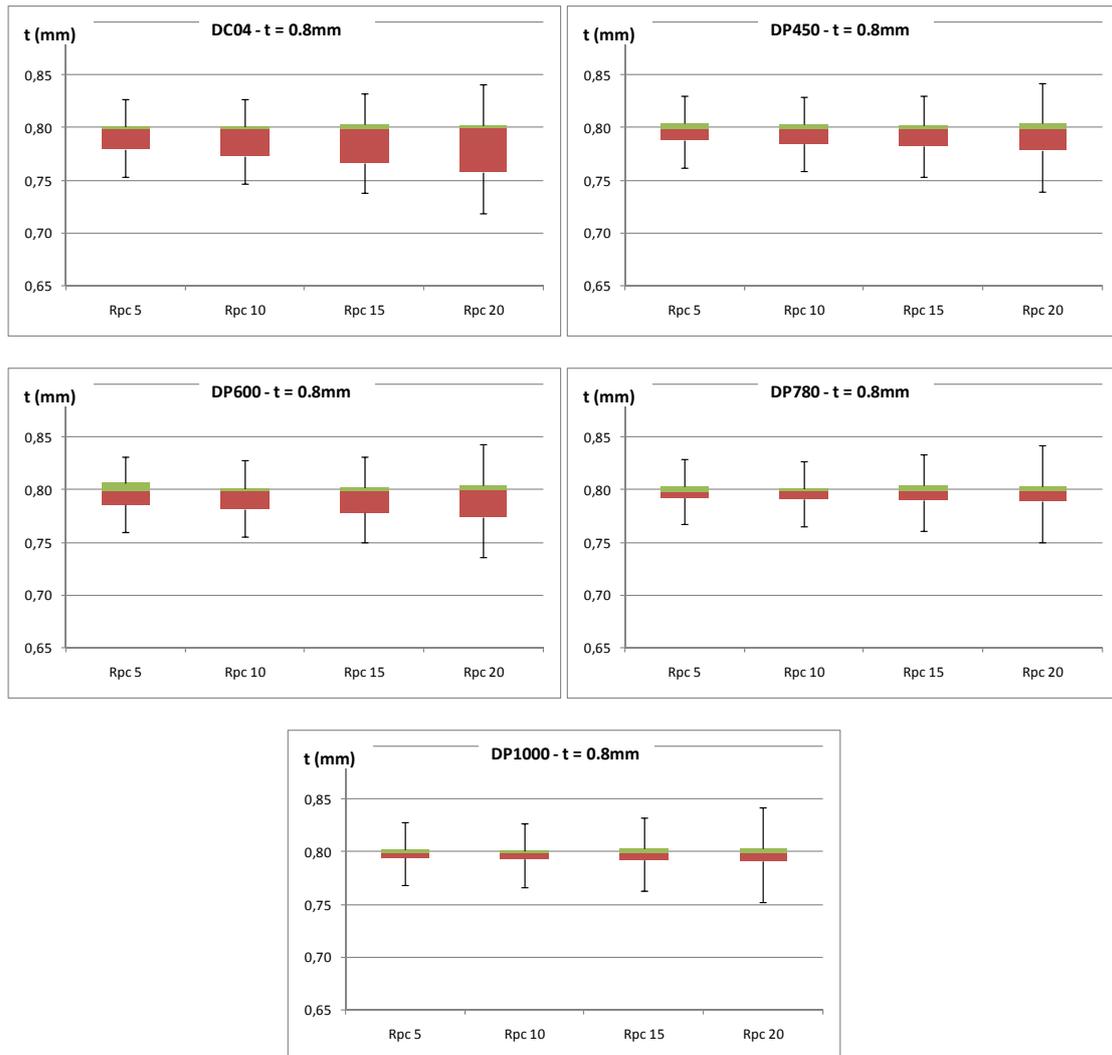


Figura 5.74 Variación del espesor  $t$  en la diagonal ( $t=0.8\text{mm}$ )

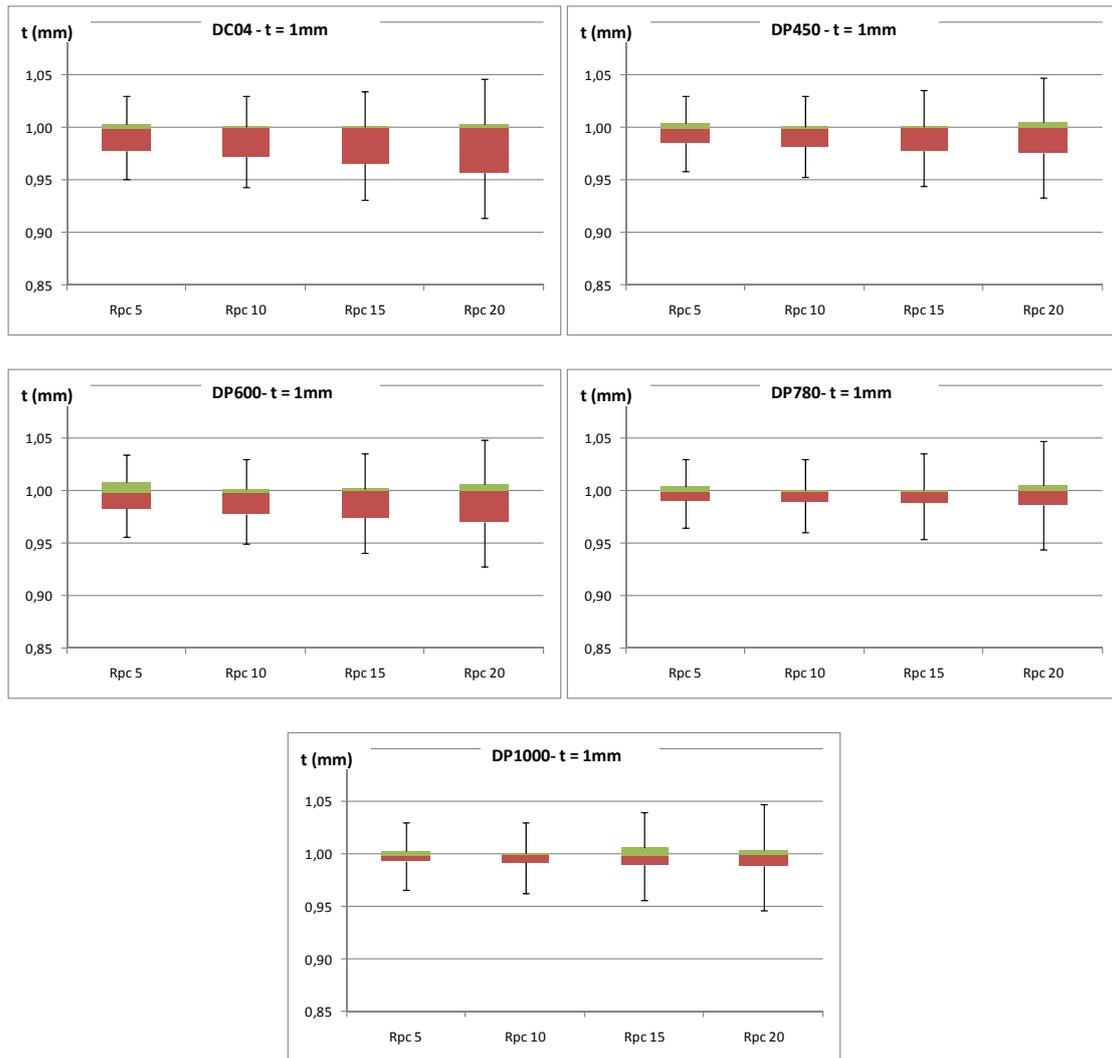
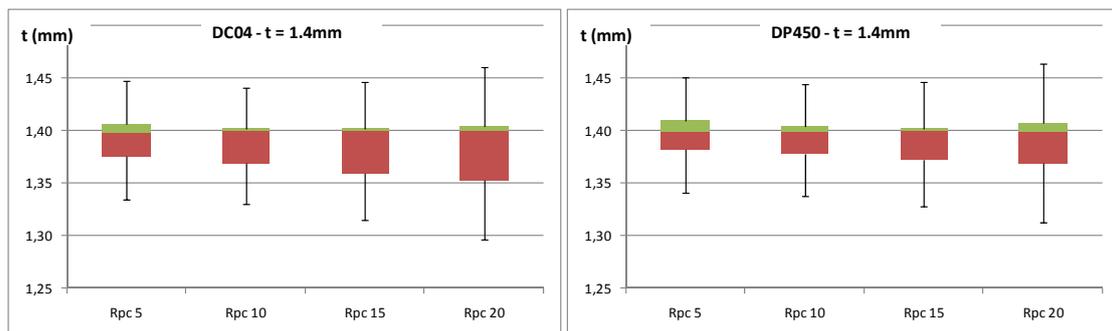


Figura 5.75 Variación del espesor  $t$  en la diagonal ( $t=1.0\text{mm}$ )



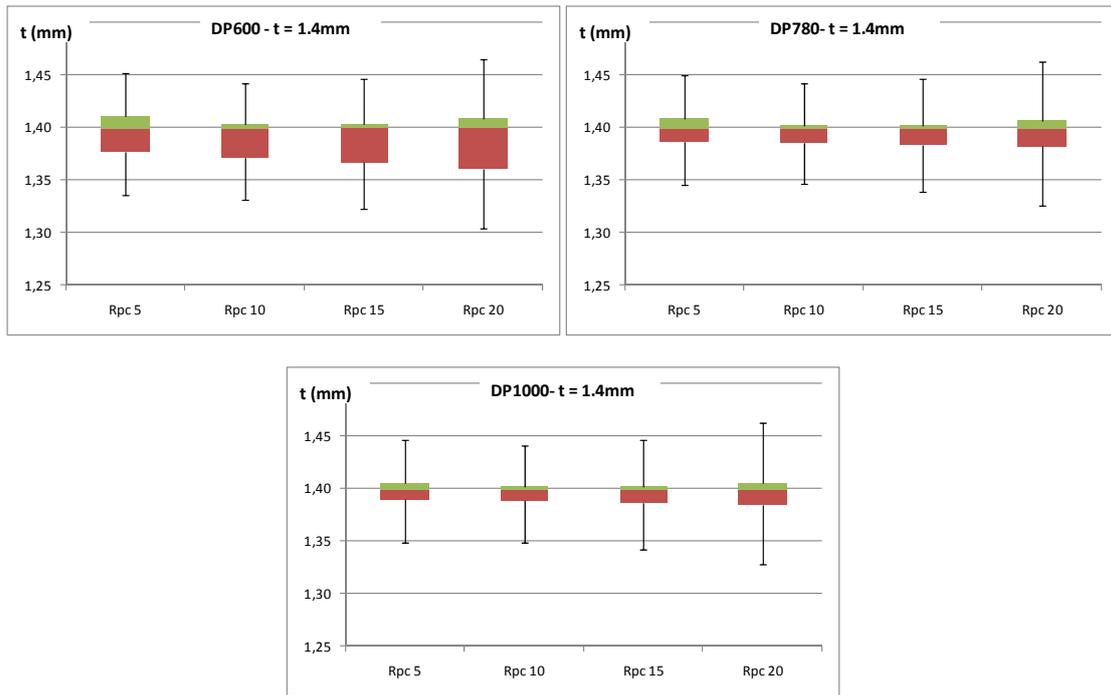


Figura 5.76 Variación del espesor  $t$  en la diagonal ( $t=1.4\text{mm}$ )

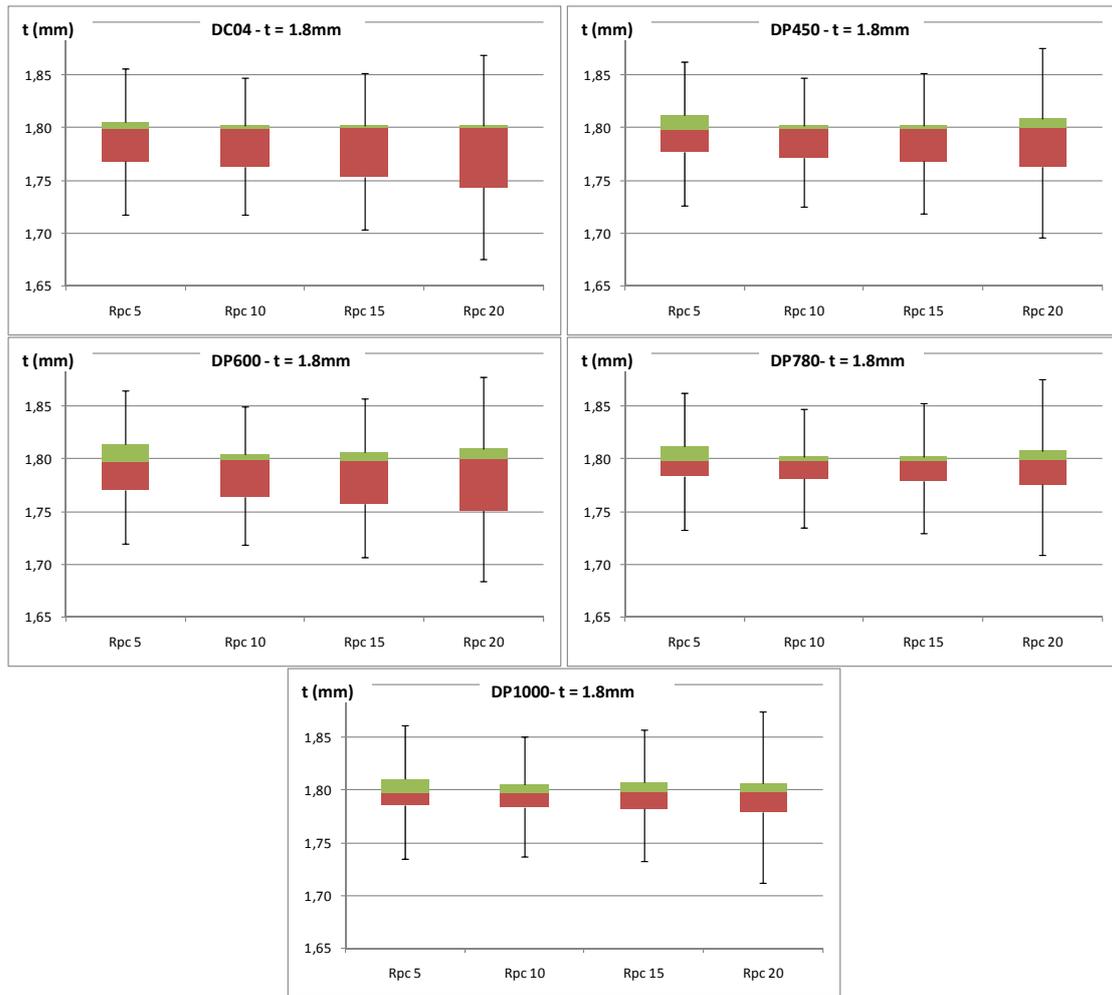
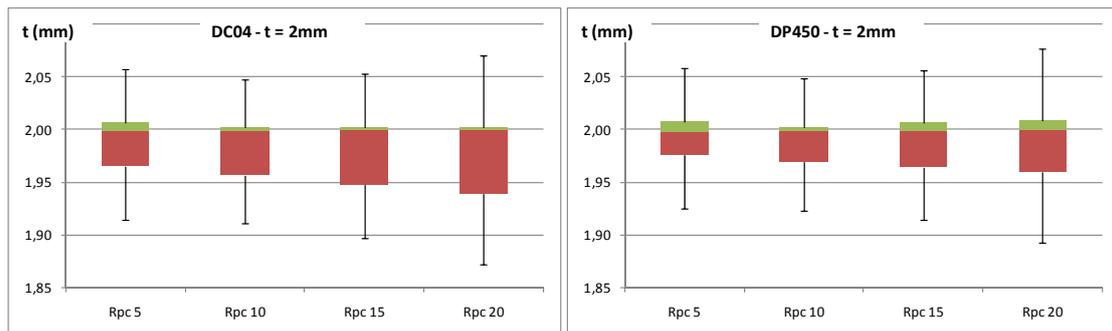
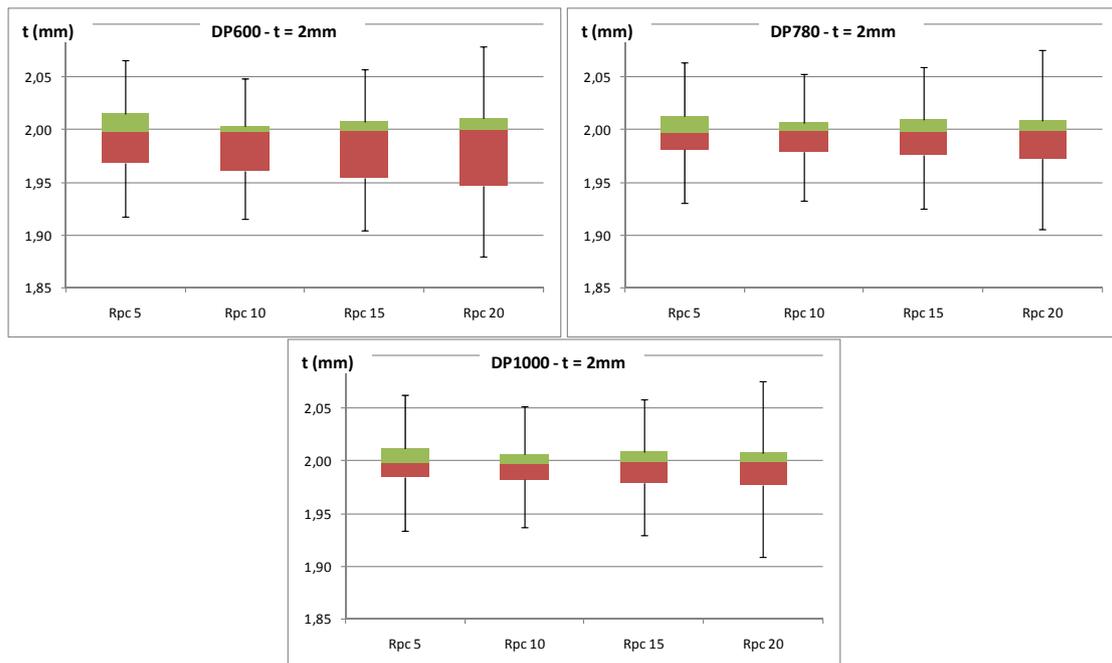


Figura 5.77 Variación del espesor  $t$  en la diagonal ( $t=1.8\text{mm}$ )




 Figura 5.78 Variación del espesor  $t$  en la diagonal ( $t=2.0$ mm)

Los diagramas anteriores presentan la siguiente información:

- A medida que aumenta el espesor, aumenta su variación en la diagonal.  
Como se ha comentado, al aumentar el espesor el material encuentra más dificultades para introducirse dentro de la cavidad de embutición, por lo que existe una mayor deformación y, por consiguiente, una mayor variación del espesor en la diagonal.
- Con el aumento de la resistencia del material, la variación del espesor en la diagonal disminuye.  
Al aumentar la resistencia del material, el esfuerzo de pisado no es capaz de retener en la misma medida la chapa, con lo que la deformación disminuye y, por tanto, la variación de espesor.
- Al aumentar el radio de esquina  $R_{pc}$ , la variación de espesor en la diagonal aumenta.

#### 5.4.3.2 Espesor mínimo en la diagonal ( $t_{min}$ )

En las siguientes graficas (Figura 5.79) se comparan los resultados obtenidos cuando varían parámetros como el material, el espesor y el radio de esquina del punzón.

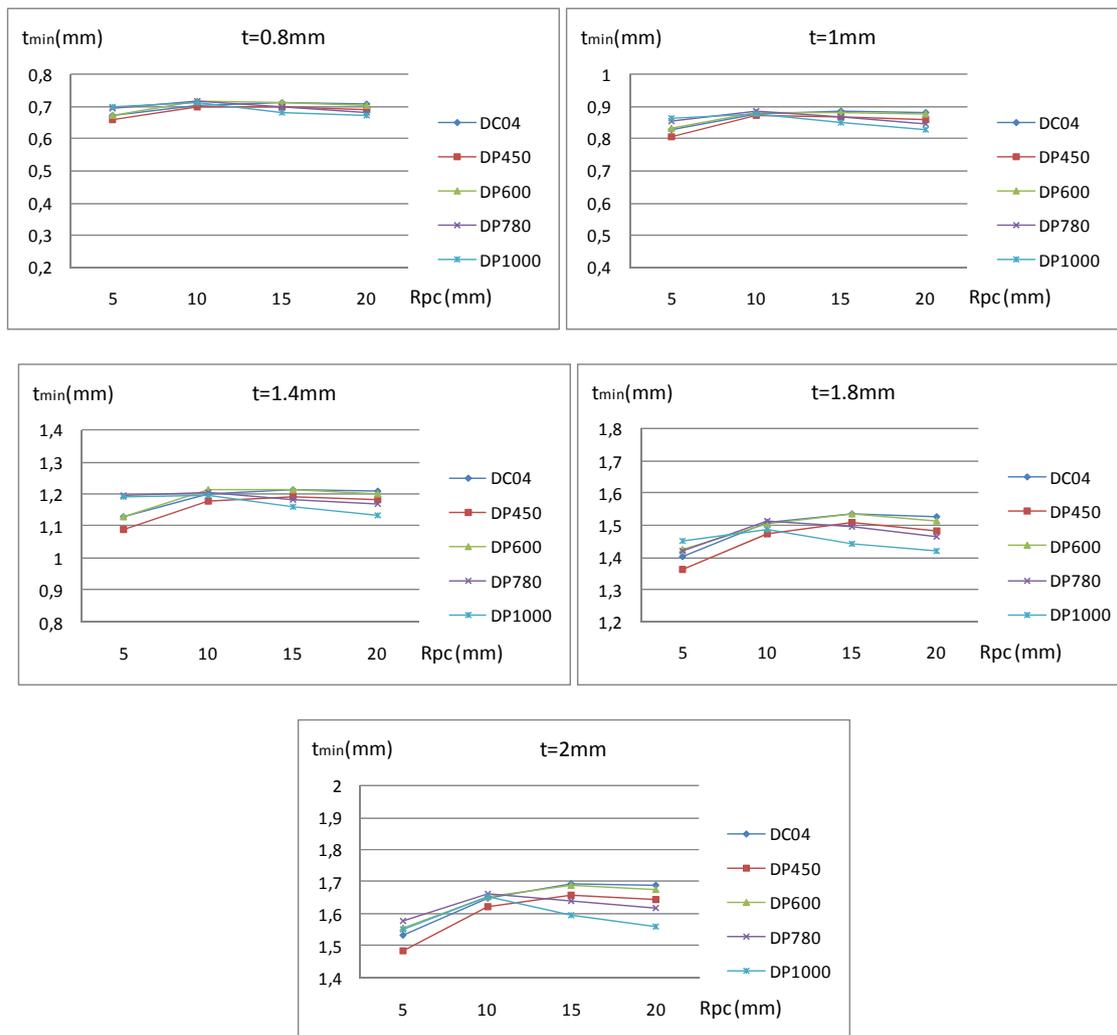


Figura 5.79 Espesor mínimo en la diagonal  $t_{min}$  (mm) al variar  $t$  (mm),  $R_{pc}$  (mm) y la calidad del acero.

Los valores obtenidos se pueden resumir en los siguientes puntos:

- A medida que aumenta el espesor, se encuentran valores de  $t_{min}$  más alejados del espesor inicial.

El aumento del espesor se traduce en un aumento en la tensión necesaria para que el material se doble y desdoble en el radio de matriz ( $R_d$ ), lo que genera un aumento de la plastificación y una mayor reducción de espesor.

- Para materiales con una resistencia más baja dentro de los aceros doble fase (DP450 y DP600), al aumentar la resistencia, el espesor mínimo se encuentra más cerca del espesor inicial.

En cambio para materiales con una mayor resistencia (DP780 y DP1000) esta tendencia se invierte al aumentar el valor de la variable  $R_{pc}$ , de tal modo que

valores menores de resistencia de material combinados con valores menores de  $R_{pc}$  o valores mayores de resistencia combinados con valores mayores de  $R_{pc}$ , generan los casos más desfavorables, al alejarse más el espesor mínimo del espesor inicial.

- La influencia del parámetro  $R_{pc}$  tiene que estudiarse conjuntamente con la resistencia del material, tal y cómo se ha explicado en el punto anterior.

#### 5.4.3.3 Porcentaje de reducción de espesor ( $p_t(\%)$ )

Los valores utilizados para las variables independientes están dentro del rango de valores normalmente utilizados por la industria para piezas de tamaño pequeño en aceros doble-fase.

- $R_{pc}(\text{mm})$ : (5-20)
- $t(\text{mm})$ : (0.8-2.0)

Con estos valores se han generado los siguientes casos de estudio, de acuerdo con el diseño compuesto central para dos variables (Tabla 5.10):

Caso	Configuración	$R_{pc}(\text{mm})$	$t(\text{mm})$
1	0 0	12.5	1.4
2	0 $-\alpha$	12.5	0.8
3	0 $\alpha$	12.5	2.0
4	1 -1	17.5	1.0
5	1 1	17.5	1.8
6	-1 -1	7.5	1.0
7	-1 1	7.5	1.8
8	$\alpha$ 0	20	1.4
9	$-\alpha$ 0	5	1.4

Tabla 5.10 Casos analizados en el diseño de experimentos

Los valores de la variable  $p_t(\%)$  obtenidos para los casos descritos anteriormente se resumen en la Tabla 5.11.

Caso	DC04	DP450	DP600	DP780	DP1000
1	13.69	15.00	13.30	14.16	15.66
2	11.49	12.73	11.12	11.51	12.89
3	16.10	17.88	16.36	17.51	18.67
4	12.25	13.81	12.41	14.14	15.75
5	14.97	17.36	15.65	18.35	20.11

<b>6</b>	<b>14.22</b>	<b>14.77</b>	<b>13.57</b>	<b>12.74</b>	<b>12.97</b>
<b>7</b>	<b>18.06</b>	<b>19.37</b>	<b>17.42</b>	<b>16.63</b>	<b>17.29</b>
<b>8</b>	<b>13.96</b>	<b>15.99</b>	<b>14.51</b>	<b>17.14</b>	<b>19.10</b>
<b>9</b>	<b>19.63</b>	<b>22.23</b>	<b>19.75</b>	<b>14.73</b>	<b>14.92</b>

 Tabla 5.11 Valores de la variable  $p_t(\%)$  obtenidos para los casos estudiados

Con estos valores y el software Minitab 16 se obtienen las siguientes ecuaciones que describen el comportamiento de la variable  $p_t(\%)$ , en función de las variables independientes  $Rpc$  y  $t$ :

$$p_{t,DC04}(\%) = 13.69 - 1.63482Rpc + 1.63494t + 1.44750Rpc^2 - 0.0525t^2 - 0.28Rpc t$$

$$p_{t,DP450}(\%) = 15.0 - 1.4118Rpc + 1.9916t + 1.8038Rpc^2 - 0.0988t^2 - 0.3875Rpc t$$

$$p_{t,DP600}(\%) = 13.30 - 1.2926Rpc + 1.8126t + 1.7469Rpc^2 + 0.0519t^2 - 0.1525Rpc t$$

$$p_{t,DP780}(\%) = 14.16 + 0.8160Rpc + 2.0732t + 0.9481Rpc^2 + 0.2356t^2 + 0.080Rpc t$$

$$p_{t,DP1000}(\%) = 15.66 + 1.43893Rpc + 2.10677t + 0.70875Rpc^2 + 0.09375t^2 + 0.01Rpc t$$

La Tabla 5.12 muestra los valores de la varianza y el error de ajuste de las ecuaciones anteriores.

Material	$R^2(\%)$	$e$
DC04	97.38	0.6945
DP450	89.95	1.5601
DP600	94.04	1.0688
DP780	99.66	0.2210
DP1000	99.85	0.1639

 Tabla 5.12 Análisis de la varianza para las ecuaciones de ajuste de la variable dependiente  $p_t(\%)$ .

Estas ecuaciones se representan en las siguientes gráficas (Figura 5.80).

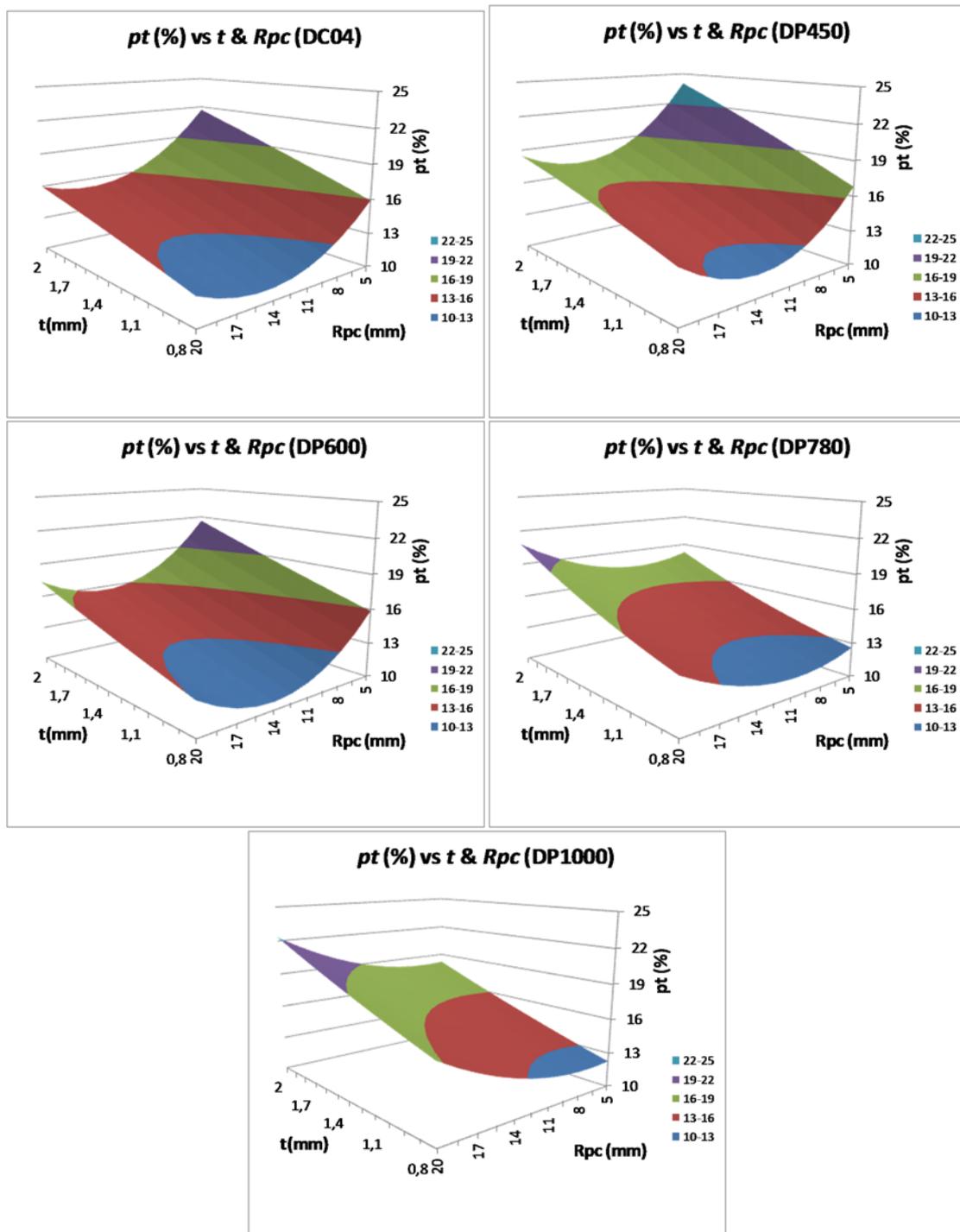


Figura 5.80 Reducción máxima de espesor en función de las variables  $R_{p0.2}$ ,  $t$  y el acero analizado

Los resultados obtenidos se pueden resumir como sigue:

- A medida que aumenta el espesor, aumenta  $p_t(\%)$ .

El espesor tiene un gran impacto en los valores obtenidos para  $p_t(\%)$ : cuanto más grande es el espesor mayor es el porcentaje de reducción de espesor.

- La influencia del radio de esquina  $R_{pc}$  varía en función de la resistencia del acero estudiado. Para los aceros de menor resistencia se observa cómo  $p_t(\%)$  incrementa su valor para los valores más bajos y más altos de  $R_{pc}$  estudiados, encontrándose un mínimo en las curvas, lo que definiría el valor más favorable de  $R_{pc}$ , desde el punto de vista de la reducción de espesor.

A medida que aumenta la resistencia del acero, se puede observar que la tendencia de  $p_t(\%)$  aumenta únicamente para valores altos siendo esta monótona creciente para  $R_{pc}$ .

#### 5.4.4 Análisis del fallo y factor de daño (FD)

Siguiendo el análisis expuesto en el punto 5.2.4 se obtienen las siguientes gráficas que representan el factor de daño resultante, considerando tanto el fallo por estricción como el posible fallo por cortadura (Figura 5.81 a Figura 5.85).

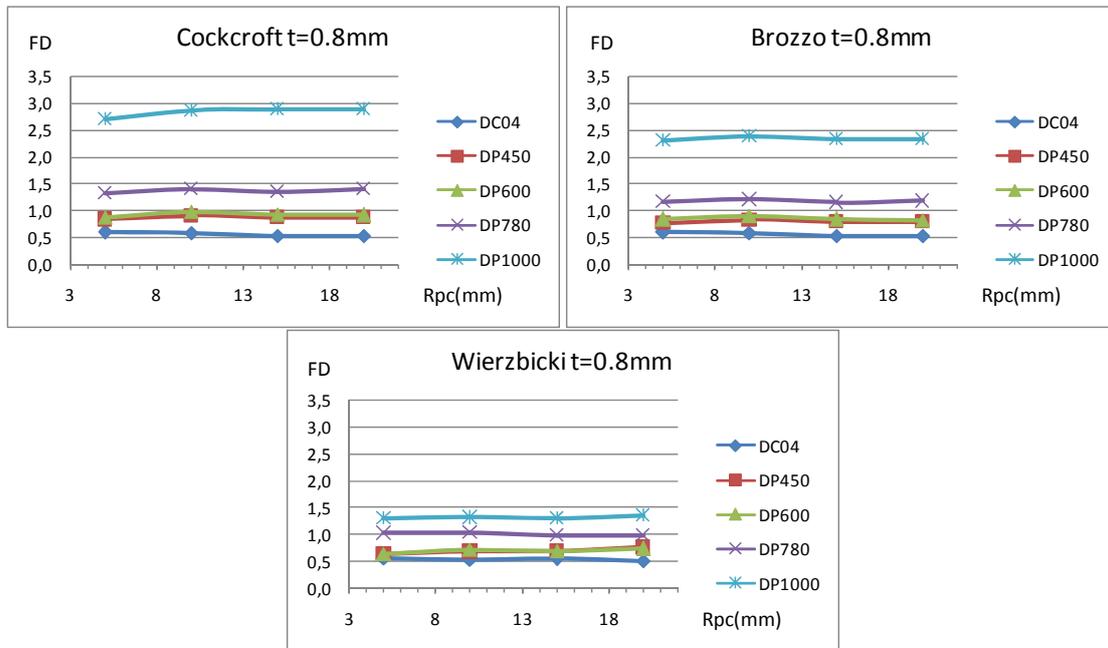
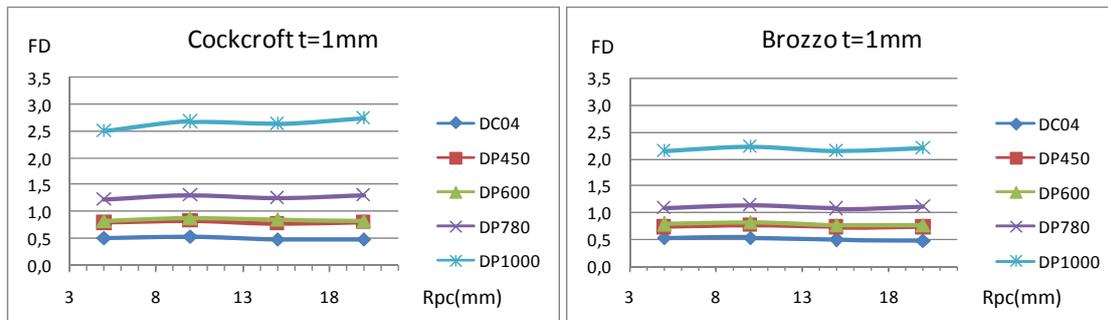


Figura 5.81 Factor de daño (FD)  $t=0.8\text{mm}$



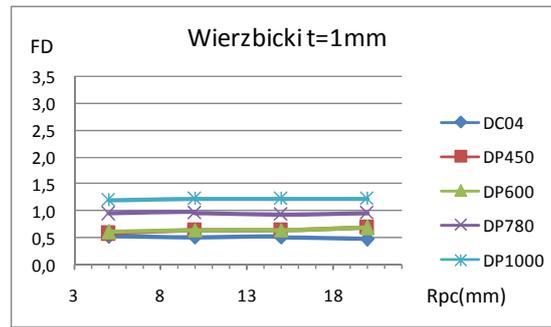


Figura 5.82 Factor de daño (FD)  $t=1\text{mm}$

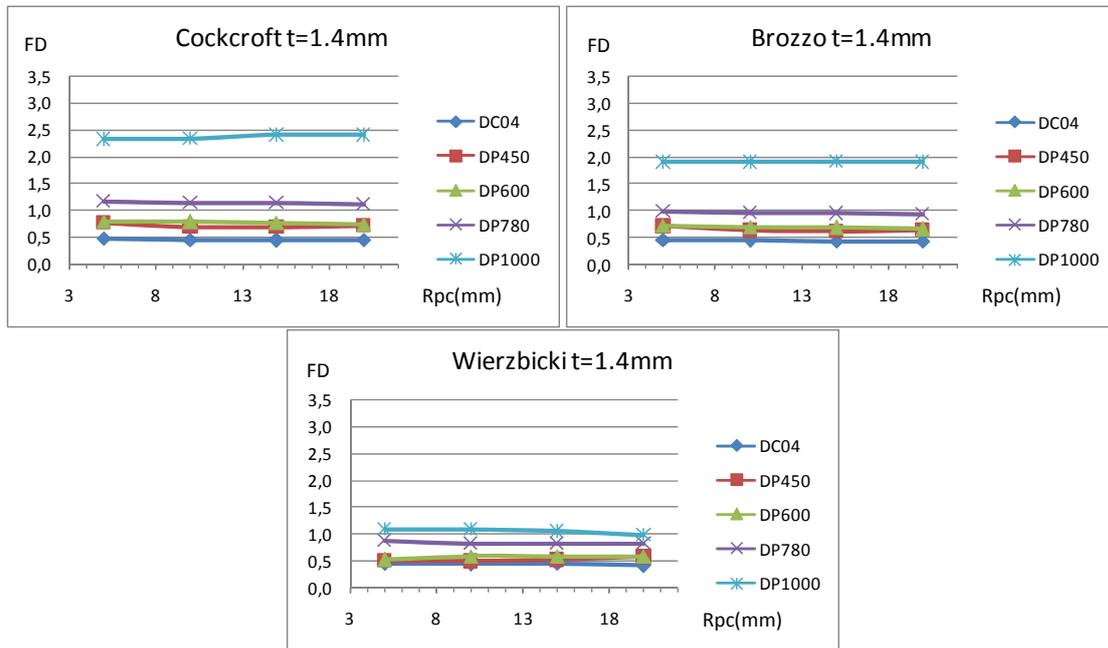
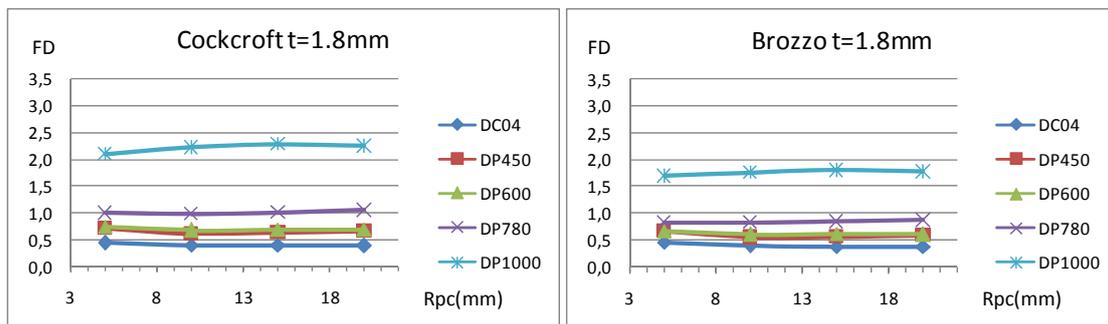


Figura 5.83 Factor de daño (FD)  $t=1.4\text{mm}$



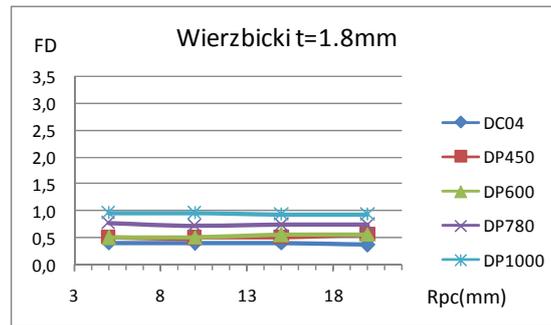


Figura 5.84 Factor de daño ( $FD$ )  $t=1.8\text{mm}$

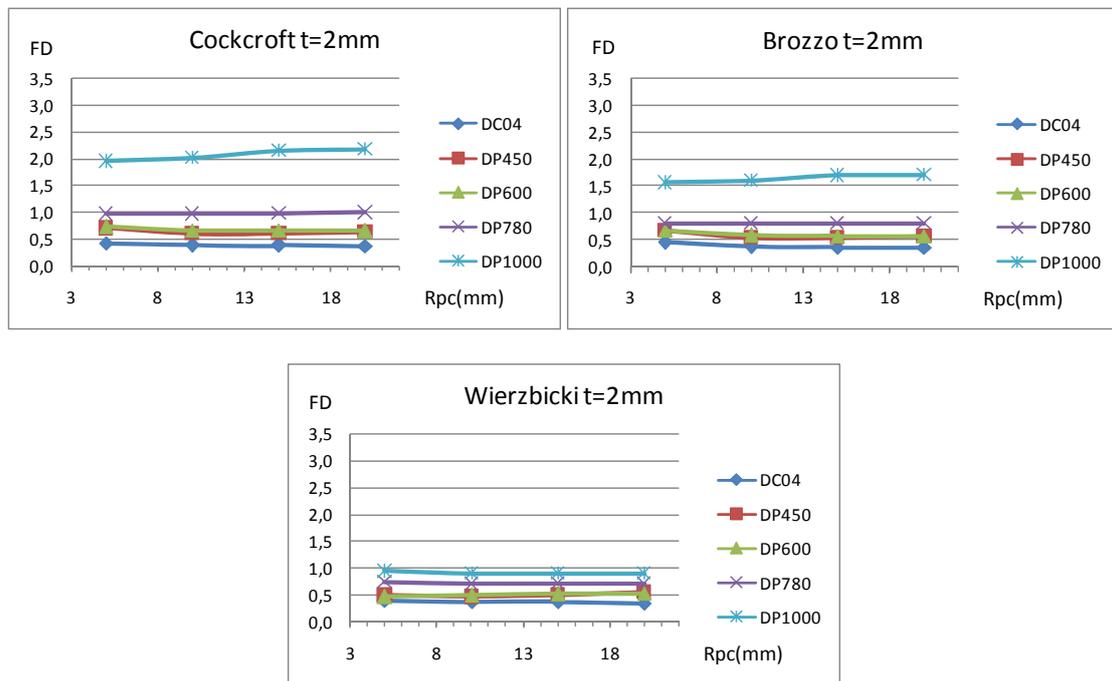


Figura 5.85 Factor de daño ( $FD$ )  $t=2\text{mm}$

A pesar de las diferencias entre los tres criterios, los resultados obtenidos con ellos presentan la misma tendencia:

- A medida que aumenta el espesor  $t$ , disminuye  $FD$
- La variación del parámetro  $R_{pc}$  tiene poca influencia en el factor de daño  $FD$ . Como puede observarse las curvas son prácticamente horizontales.
- El aumento de la resistencia del material aumenta el factor de daño  $FD$ .

Al aumentar la resistencia del material también disminuye su ductilidad, lo que influye de una manera muy importante en el factor de daño. Se puede observar como esta tendencia está más acentuada en el acero DP1000.

Al analizar el criterio de fallo de Wierzbicki se ha comprobado que para todos los casos en los que se ha alcanzado un valor para  $FD$  igual o superior a la unidad, también se ha igualado o superado el valor unidad para el índice de fallo  $D$ . En las siguientes figuras se muestra el valor del índice de fallo  $D$  para los primeros casos en los que se alcanza un valor  $FD$  superior a la unidad.

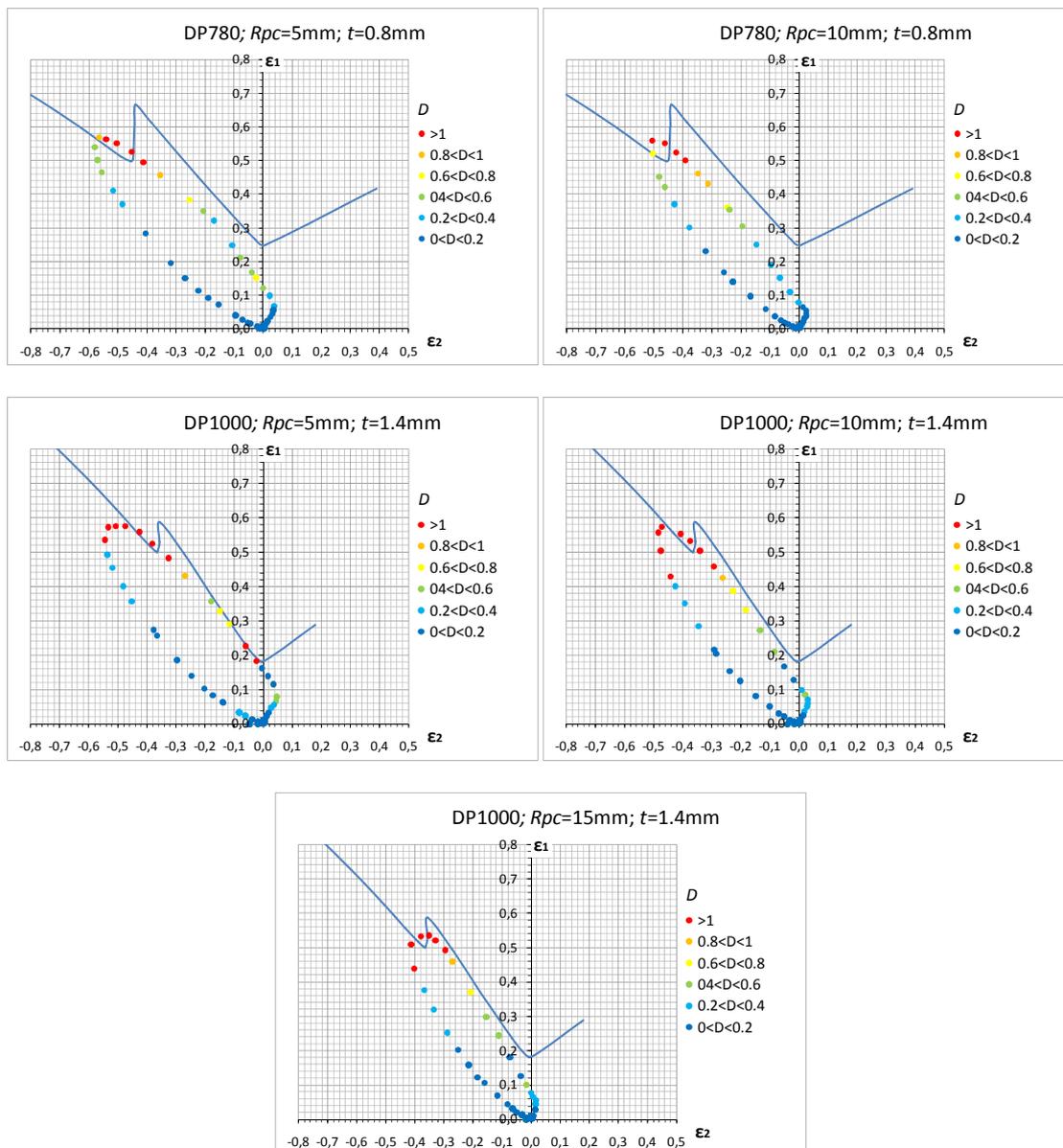


Figura 5.86 Representación del parámetro  $D$  para los primeros casos en los que  $FD$  supera la unidad

Por otro lado, y a modo de ejemplo, se presentan los valores que alcanza la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal, al variar el radio de esquina del punzón  $R_{pc}$  y el espesor  $t$ , para los aceros DP780 y DP1000.

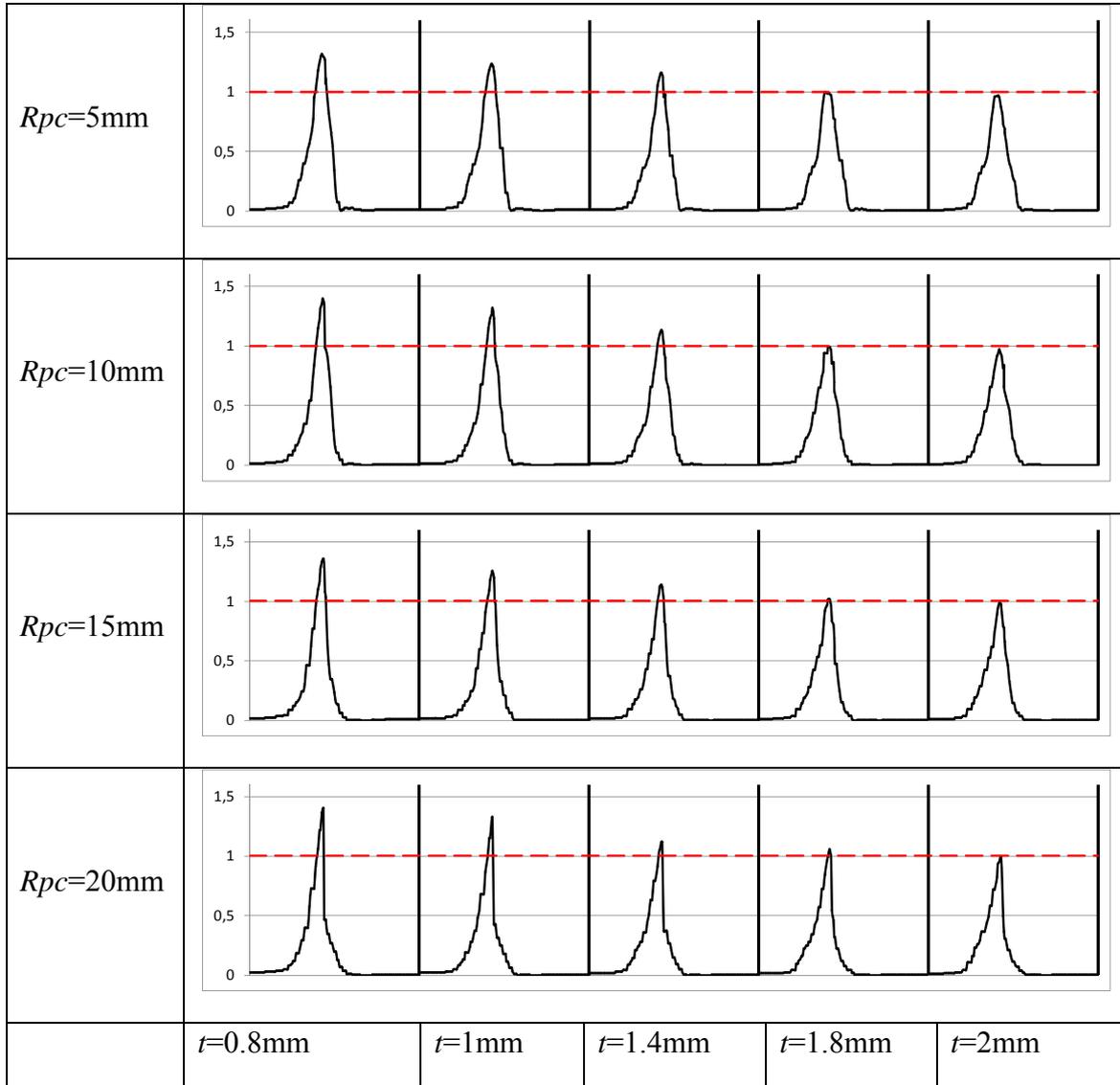
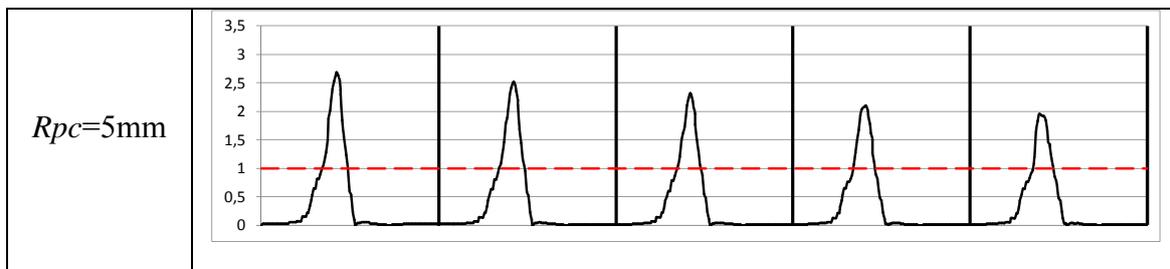


Figura 5.87 Variación de la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal (DP780)



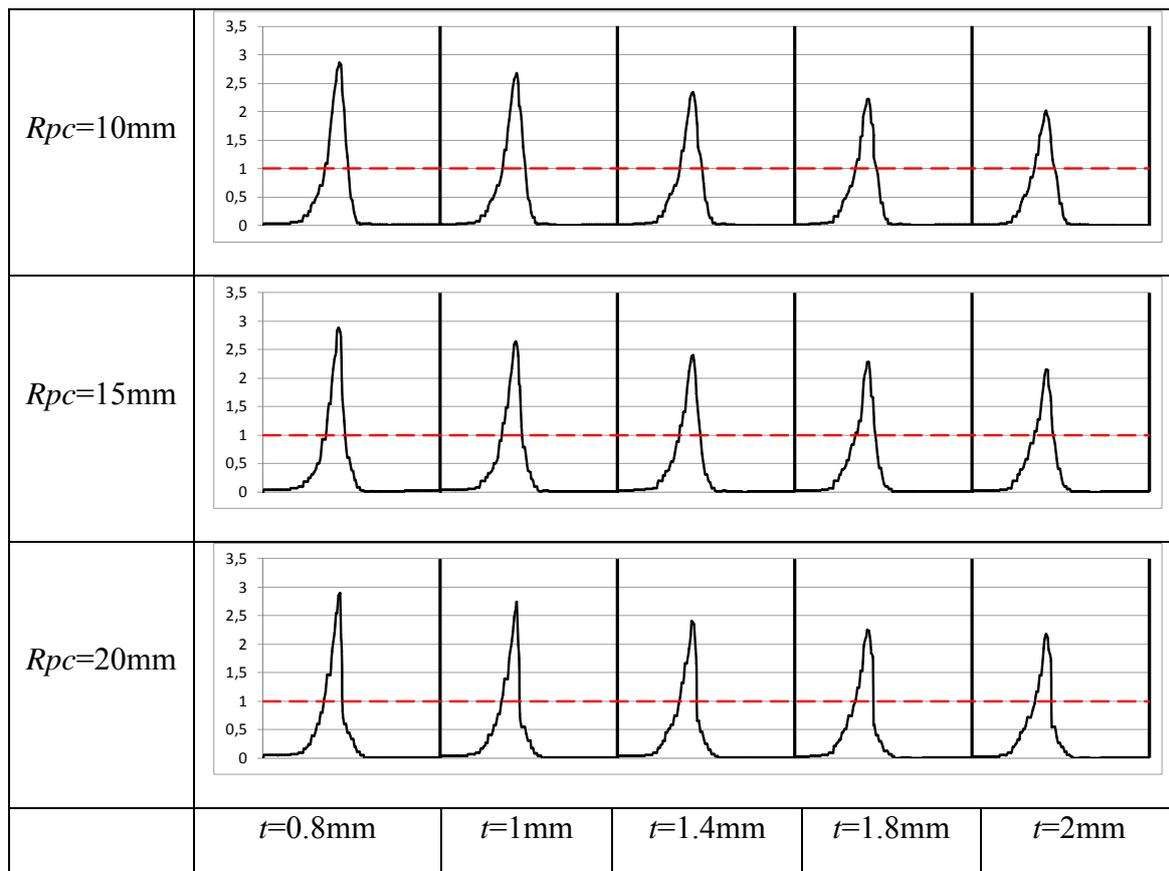


Figura 5.88 Variación de la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal (DP1000)

En este caso, para un material dado,  $R_{pc}$  no tiene apenas influencia y el valor  $FD$  solamente estará influenciado por el espesor. De esta manera las Figura 5.81 a Figura 5.85 nos indican el valor de la variable  $FD$  que obtendríamos para una combinación de material,  $R_{pc}$  y espesor  $t$ .

A modo de indicación se puede resumir que con los parámetros analizados:

- Los aceros DP450 y DP600 siempre tendrán un valor del factor de daño  $FD$  por debajo de la unidad.
- El acero DP780 tendrá un valor de  $FD$  alrededor de la unidad.
- El acero DP1000 siempre tendrá un valor de  $FD$  superior a la unidad independientemente del valor que adopte la variable  $R_{pc}$  dentro del rango estudiado.

#### 5.4.5 Recomendaciones prácticas

Las siguientes recomendaciones se basan en la integridad de la pieza a través de los parámetros porcentaje de reducción de espesor ( $p_t(\%)$ ) y Factor de Daño ( $FD$ ).

Bajo un punto de vista práctico y basándonos en los resultados obtenidos anteriormente, si el requerimiento se centra en mantener la variable  $p_t(\%)$  por debajo de un valor límite, un menor espesor nos ayudará a que el material se introduzca más fácilmente en el hueco punzón-matriz, y obtendremos menores porcentajes de reducción de espesor para cualquier valor del radio de esquina del punzón  $R_{pc}$ .

Al igual que en los casos anteriores no siempre disminuir la resistencia del material (por ejemplo pasar de un DP600 a un DP450) nos va a ayudar a disminuir el porcentaje de la reducción de espesor  $p_t(\%)$  teniendo un mismo valor del radio de esquina del punzón  $R_{pc}$ , por lo que se debe ser bastante cauteloso a la hora de elegir el material y tener muy en cuenta con qué espesor estamos trabajando.

El valor del radio de esquina del punzón  $R_{pc}$  tiene una importancia relativa, aumentando esta al aumentar la resistencia del material. Para tener valores adecuados de reducción de espesor no son buenos ni valores muy bajos ni muy altos de la variable  $R_{pc}$  al utilizar los aceros de menor resistencia, por lo que debemos intentar movernos en valores medios de esta variable ( $R_{pc}$  entre 10 y 15mm). Para los aceros con mayor resistencia debemos intentar reducir en la medida de lo posible el valor de  $R_{pc}$ .

Por otro lado, si el requerimiento consiste en mantener el parámetro  $FD$  por debajo de un valor determinado, lo más recomendable sería incrementar el espesor, ya que este incremento nos permitiría obtener valores menores de la variable  $FD$ , manteniendo el valor del radio matriz  $R_{pc}$  constante.

Del mismo modo podemos conseguir menores valores para la variable  $FD$  eligiendo materiales con menor resistencia pero con mayor ductilidad.

Como se ha comentado anteriormente los aceros DP780 y DP1000 (para los parámetros estudiados) siempre van a presentar un valor de la variable  $FD$  cercano a la unidad o superior a esta, por lo que deberemos intentar huir de estos materiales bajo estas condiciones de operación.

## 5.5 Influencia del espesor ( $t$ ) y de la relación largo/ancho del punzón ( $LD$ )

### 5.5.1 Datos de partida

En este apartado las variables estudiadas son el espesor  $t$  y la relación largo/ancho del punzón,  $LD$  (Gutiérrez y Camacho, 2014). Los rangos de valores estudiados para estas variables y los valores para el resto de variables se pueden ver en la Tabla 5.13.

Parte del modelo	Variables	Valores
Formato inicial	$t$	(0.8, 1, 1.4, 1.8, 2)mm
	$B_x$	150mm
	$B_y$	150mm
Punzón	$P_x$	En función de $LD$
	$P_y$	70mm
	$R_p$	8mm
	$R_{pc}$	10mm
	$LD$	(1, 1.25, 1.5, 1.75, 2)
Matriz	$D_x$	En función de $LD$
	$D_y$	74mm
	$R_d$	5mm
	$R_{dc}$	$R_{pc} + t$
Conjunto	$S$	40mm
	$c$	$= t$
	$BHF$	78.4kN

Parte del modelo	Variables	Valores
	$\mu$	0.15

Tabla 5.13 Dimensiones iniciales

Estas variables se han descrito anteriormente de la Figura 4.2 a la Figura 4.5. Más concretamente,  $LD$  se define como:

$$LD = \frac{P_x}{P_y} \tag{5.13}$$

La Figura 5.89 muestra la diferencia entre las herramientas con una relación  $LD$  igual a 1 e igual a 2.

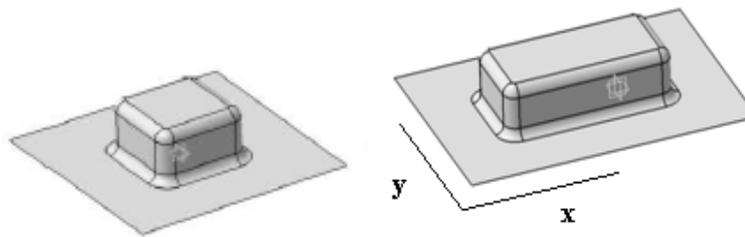
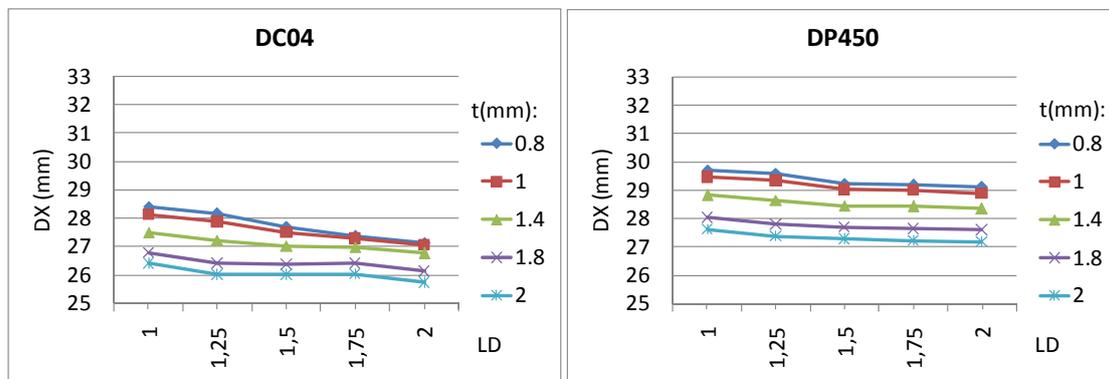


Figura 5.89 Diferencia entre las herramientas  $LD1$  y  $LD2$

### 5.5.2 Desplazamientos

#### 5.5.2.1 Dirección de laminación ( $DX$ )

La variación del desplazamiento del formato en la dirección de laminación  $DX$  al incrementarse la relación  $LD$  se puede observar en las siguientes gráficas (Figura 5.90).



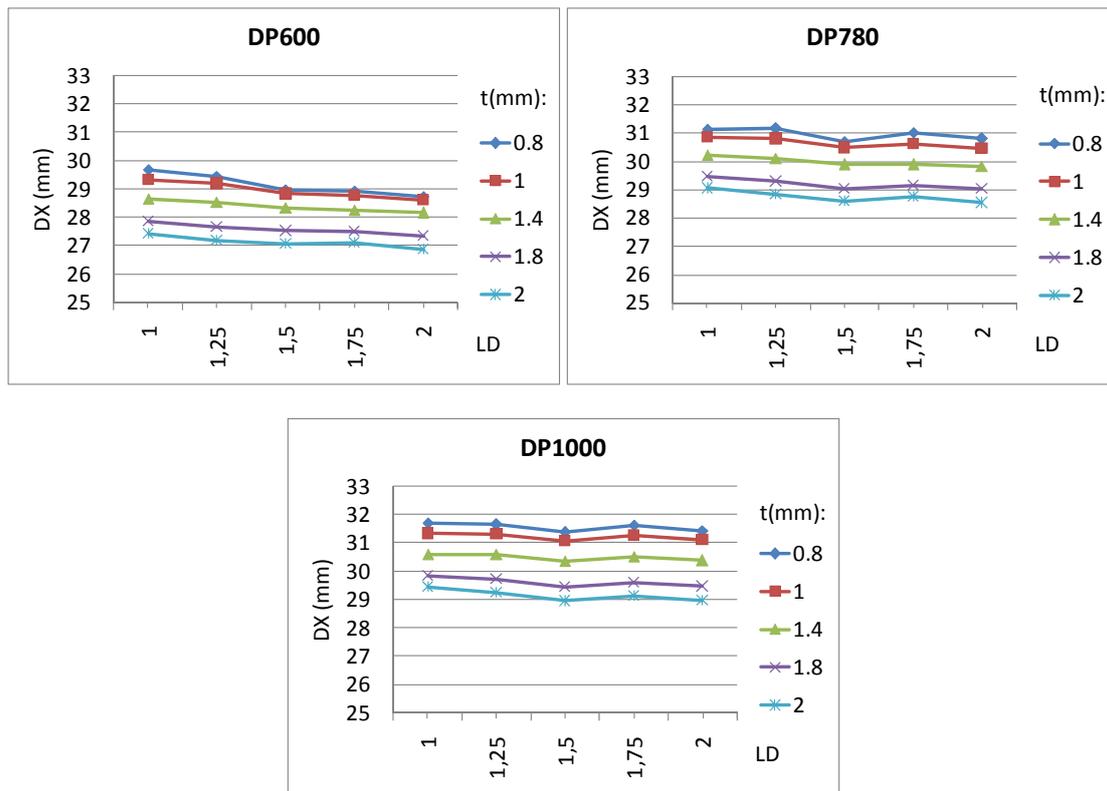


Figura 5.90 Desplazamiento  $DX$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $LD$  y la calidad del acero.

Los siguientes puntos resumen los resultados obtenidos:

- A medida que aumenta el espesor,  $DX$  disminuye, resultado análogo al que se pudo ver en el apartado homólogo sobre la variable altura de embutición.
- En términos generales, con el aumento de la resistencia,  $DX$  aumenta, resultado análogo al que se observó en el apartado homólogo sobre la variable altura de embutición.
- La relación  $LD$  no presenta una influencia marcada sobre  $DX$  para los aceros con mayores valores de resistencia mecánica (DP780 y DP1000), tal y como muestran las líneas paralelas, mientras que sí existe cierta influencia del parámetro  $LD$  en los aceros doble fase menos resistentes (DP450 y DP600); de hecho, el comportamiento para estos aceros se asemeja al observado para el acero convencional DC04, donde a mayor valor de  $LD$ , menor valor de  $DX$ .

#### 5.5.2.2 Dirección perpendicular a la de laminación ( $DY$ )

En este caso, la diferencia de geometría genera un comportamiento diferente entre  $DX$  y  $DY$ , al contrario de lo que se ha visto hasta el momento en el presente estudio (Figura 5.91). Ello tiene sentido dadas las características geométricas impuestas en este caso.

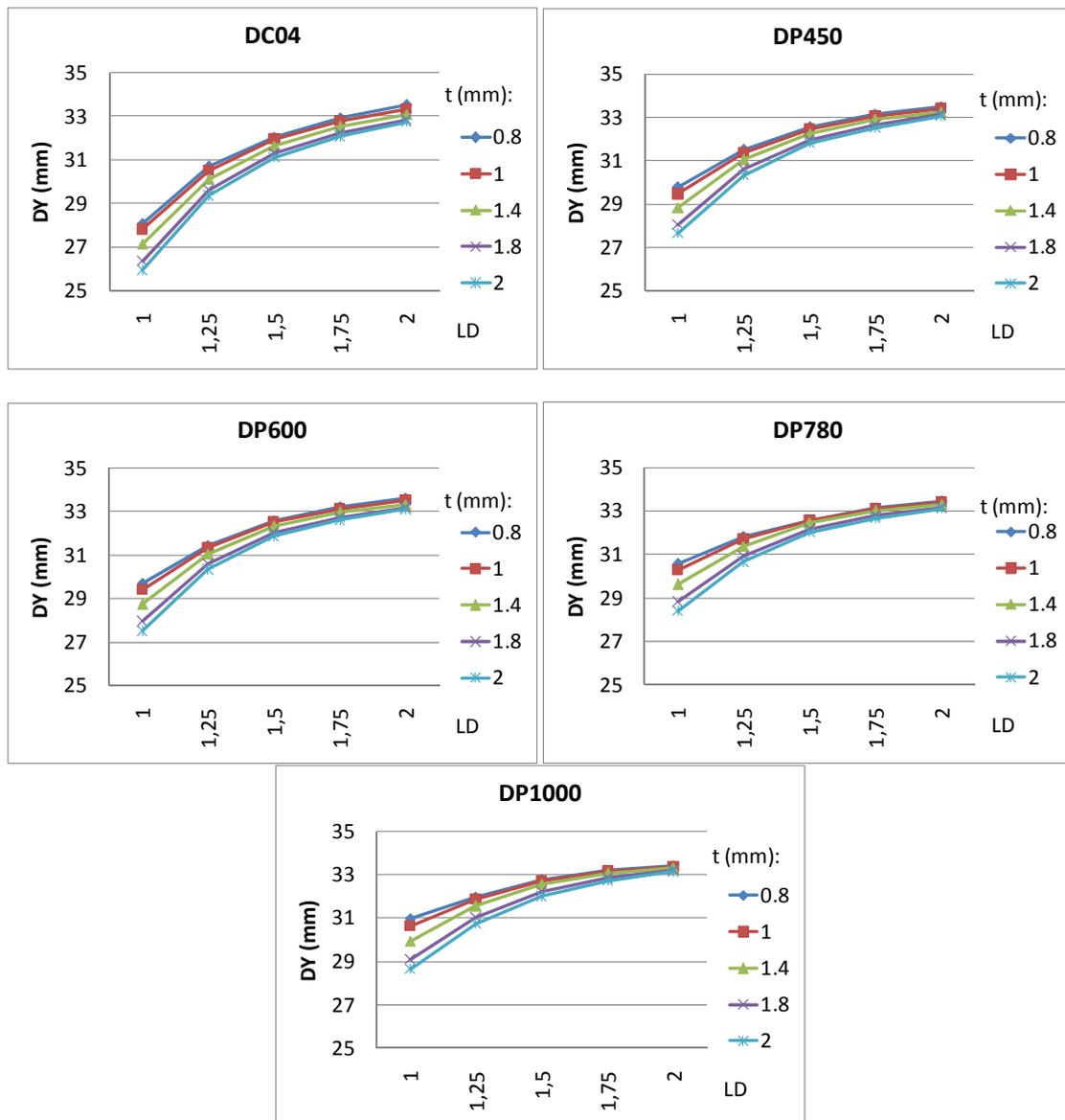


Figura 5.91 Desplazamiento  $DY$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $LD$  y la calidad del acero.

Como puede verse los resultados obtenidos para el parámetro  $DY$  no presentan la misma tendencia en todos los aspectos que los descritos para el parámetro  $DX$ :

- A medida que aumenta el espesor  $t$ ,  $DY$  disminuye.
- Con el aumento de la resistencia del material,  $DY$  aumenta para los valores inferiores de  $LD$ . Para valores medio-altos de  $LD$  no se observan grandes diferencias entre los distintos aceros.
- Al incrementarse  $LD$ ,  $DY$  aumenta de manera significativa.

El material en las esquinas intenta introducirse dentro de la matriz, estirado por el movimiento del punzón; si la longitud del punzón  $Px$  es pequeña, el material de las dos esquinas se comprime en la zona central, provocando un aumento del espesor. Este aumento de espesor frena el movimiento del material hacia el interior de la matriz, mientras que esto no ocurre para valores de  $Px$  grandes (Figura 5.92 y Figura 5.93).

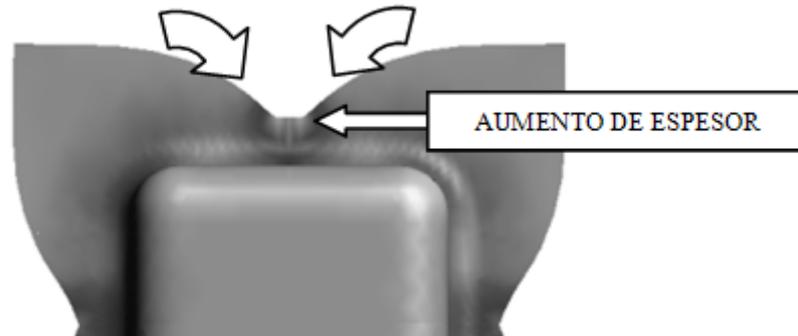


Figura 5.92 Comportamiento de  $DY$  para DP600,  $t$  2mm y  $LD$  1

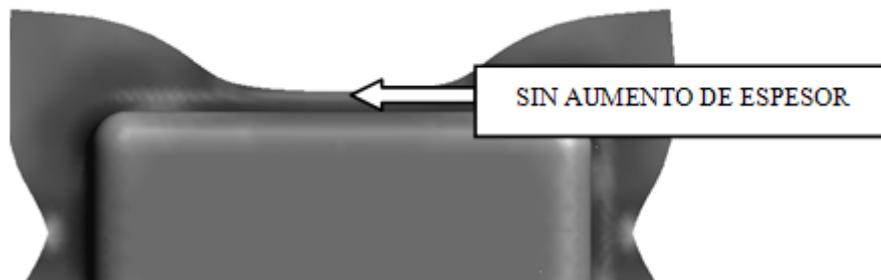


Figura 5.93 Comportamiento de  $DY$  para DP600,  $t$  2mm y  $LD$  2

### 5.5.2.3 Desplazamientos en dirección diagonal ( $DD$ )

En las siguientes gráficas se recoge el comportamiento del parámetro  $DD$  al variar el valor de la relación geométrica  $LD$  (Figura 5.94).

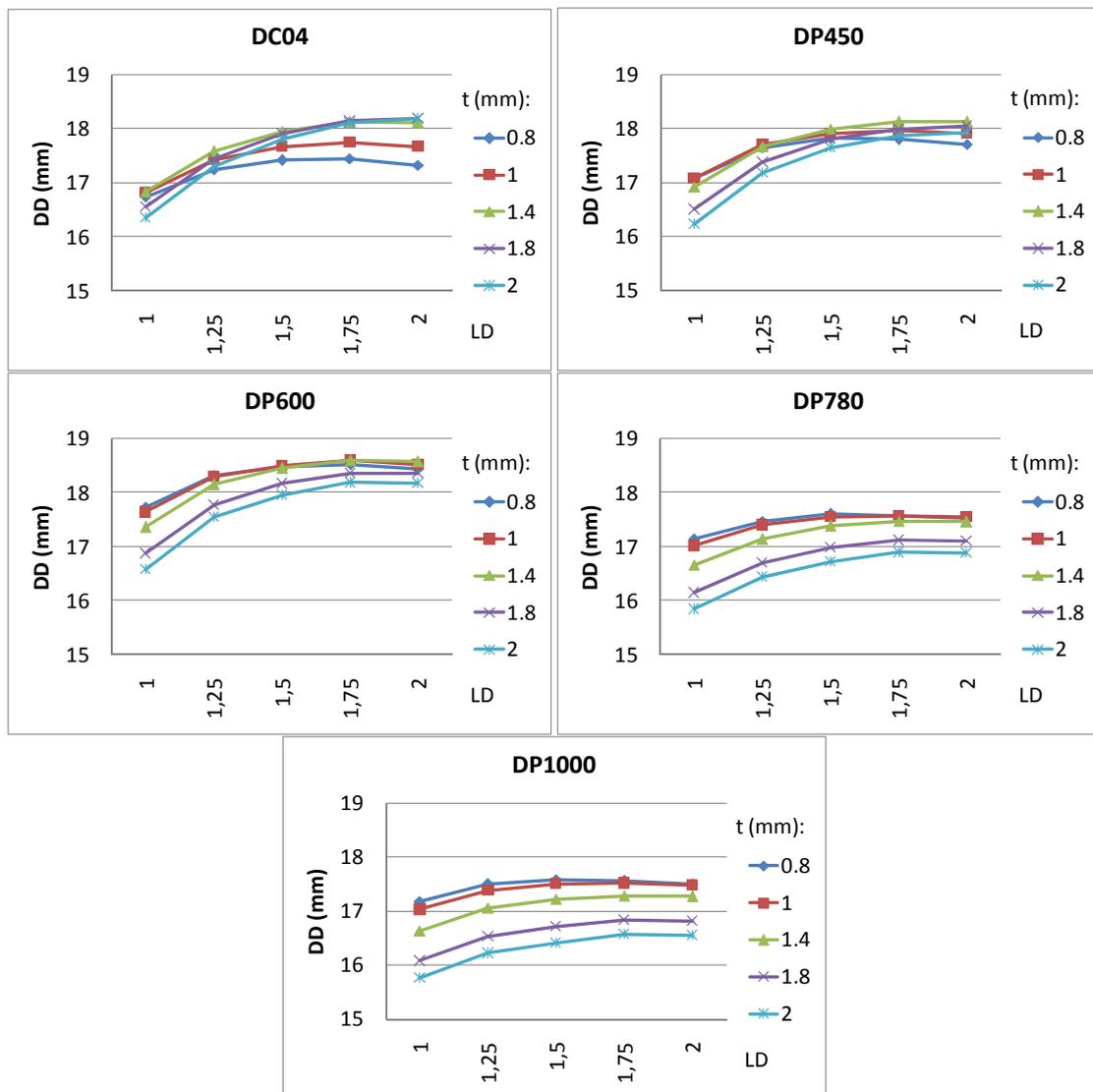


Figura 5.94 Desplazamiento  $DD$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $LD$  y la calidad del acero.

Los resultados obtenidos se pueden resumir como sigue:

- En términos generales, a medida que aumenta el espesor, disminuye el valor de  $DD$ .

Se puede observar cómo en los aceros doble fase la tendencia es inversa a la que se presenta en los aceros de embutición convencionales como el DC04 analizado, donde un aumento de espesor significa un aumento en el valor del parámetro  $DD$ .

- La resistencia del acero estudiado tiene una moderada influencia en el valor obtenido para el parámetro  $DD$ .

Los materiales con menor resistencia son capaces de deformarse plásticamente e introducirse más fácilmente en la zona de embutición y por tanto, los valores obtenidos para la variable  $DD$  son mayores, alcanzándose el valor máximo para el acero DP600. A partir de este, los aceros con mayores valores en sus características mecánicas presentan una mayor resistencia a introducirse dentro de la zona de embutición debido a que el radio de la matriz actúa como freno, alcanzándose los valores mínimos del parámetro  $DD$  para los aceros DP780 y DP1000.

- Al aumentar  $LD$ ,  $DD$  aumenta.  $DD$  está influenciado por los desplazamientos  $DX$  y  $DY$ ; este resultado es debido al efecto geométrico presentado en la Figura 5.92 y Figura 5.93.

### 5.5.3 Análisis del espesor

#### 5.5.3.1 Variación del espesor en la diagonal

La variación del espesor en la diagonal al modificar los parámetros indicados anteriormente ( $t$ ,  $LD$  y acero estudiado) se puede observar entre la Figura 5.95 y la Figura 5.98.

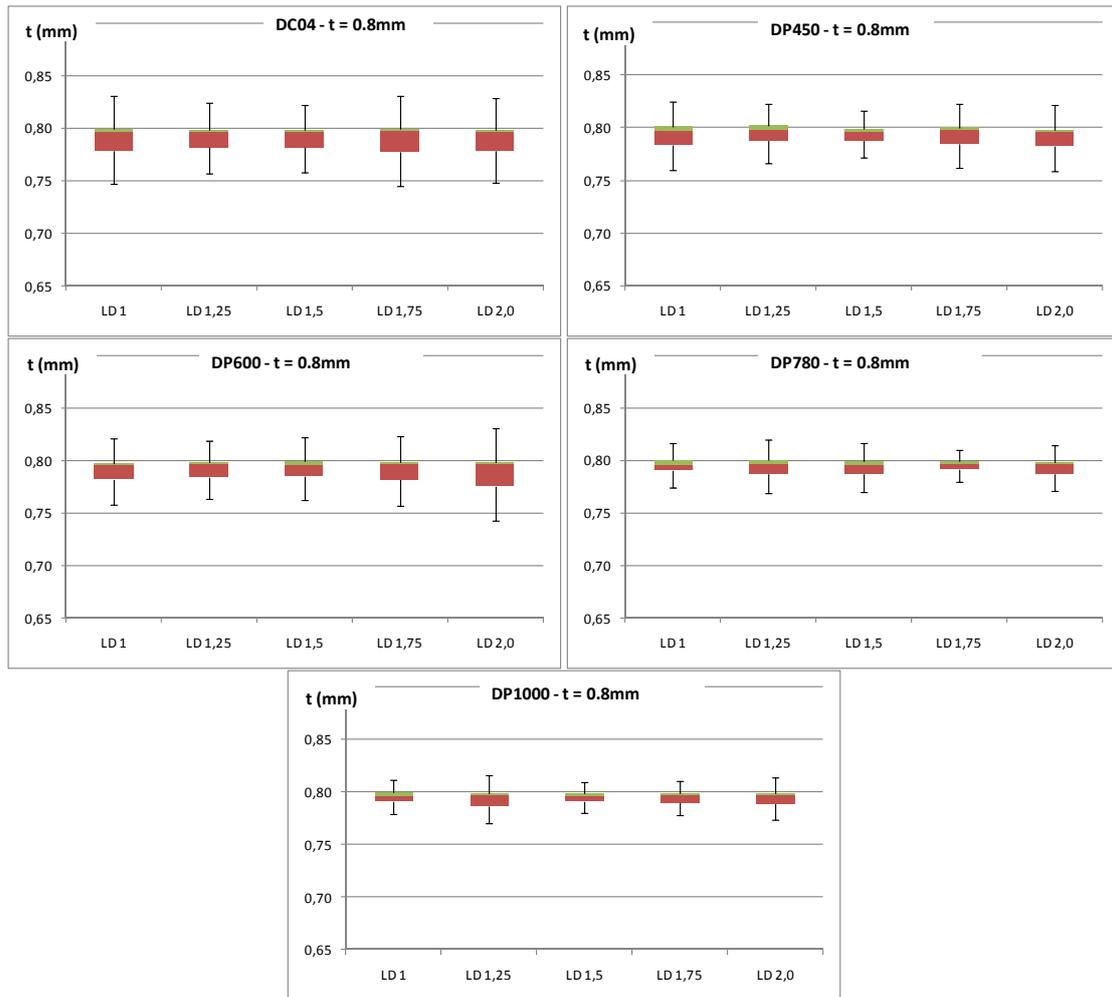


Figura 5.95 Variación del espesor  $t$  en la diagonal ( $t=0.8\text{mm}$ )

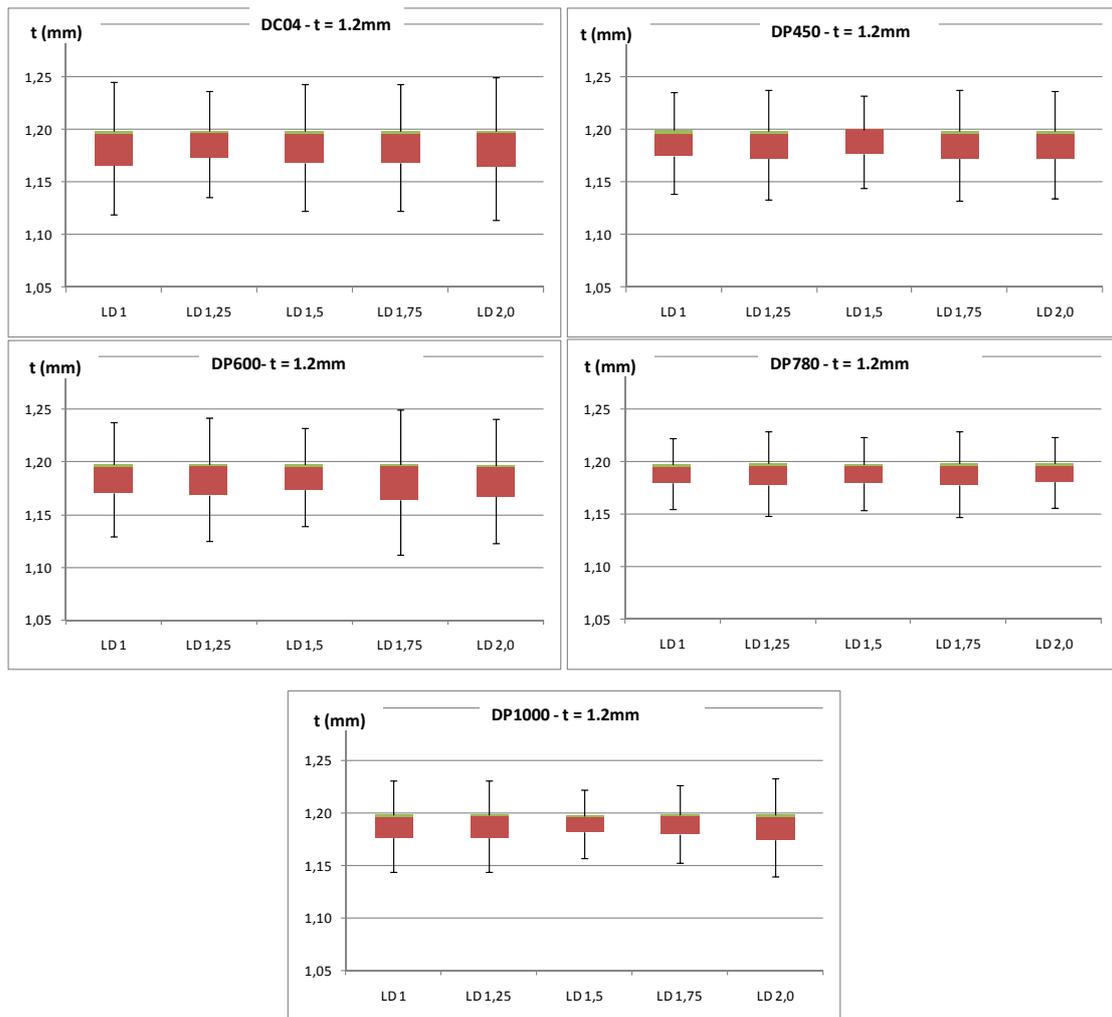


Figura 5.96 Variación del espesor  $t$  en la diagonal ( $t=1.2\text{mm}$ )

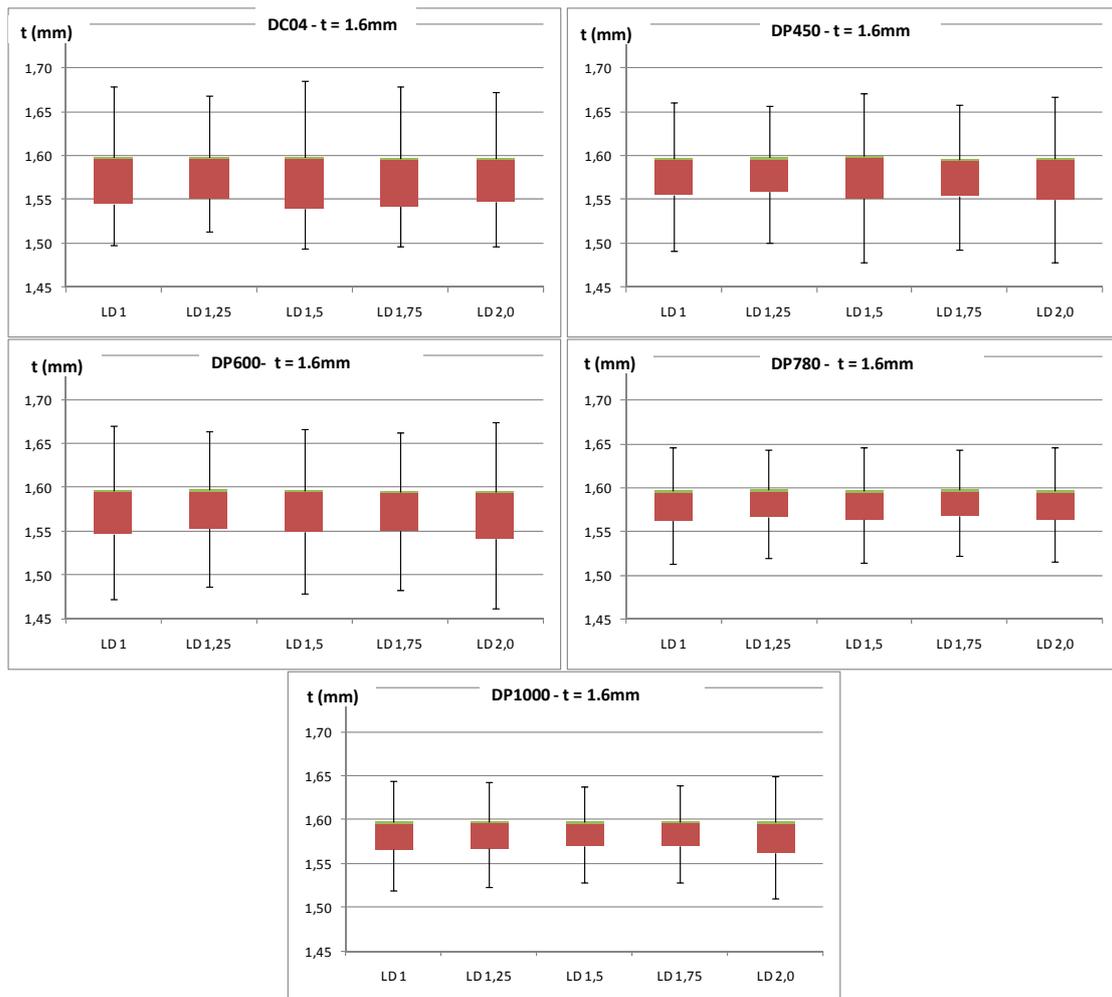


Figura 5.97 Variación del espesor  $t$  en la diagonal ( $t=1.6\text{mm}$ )

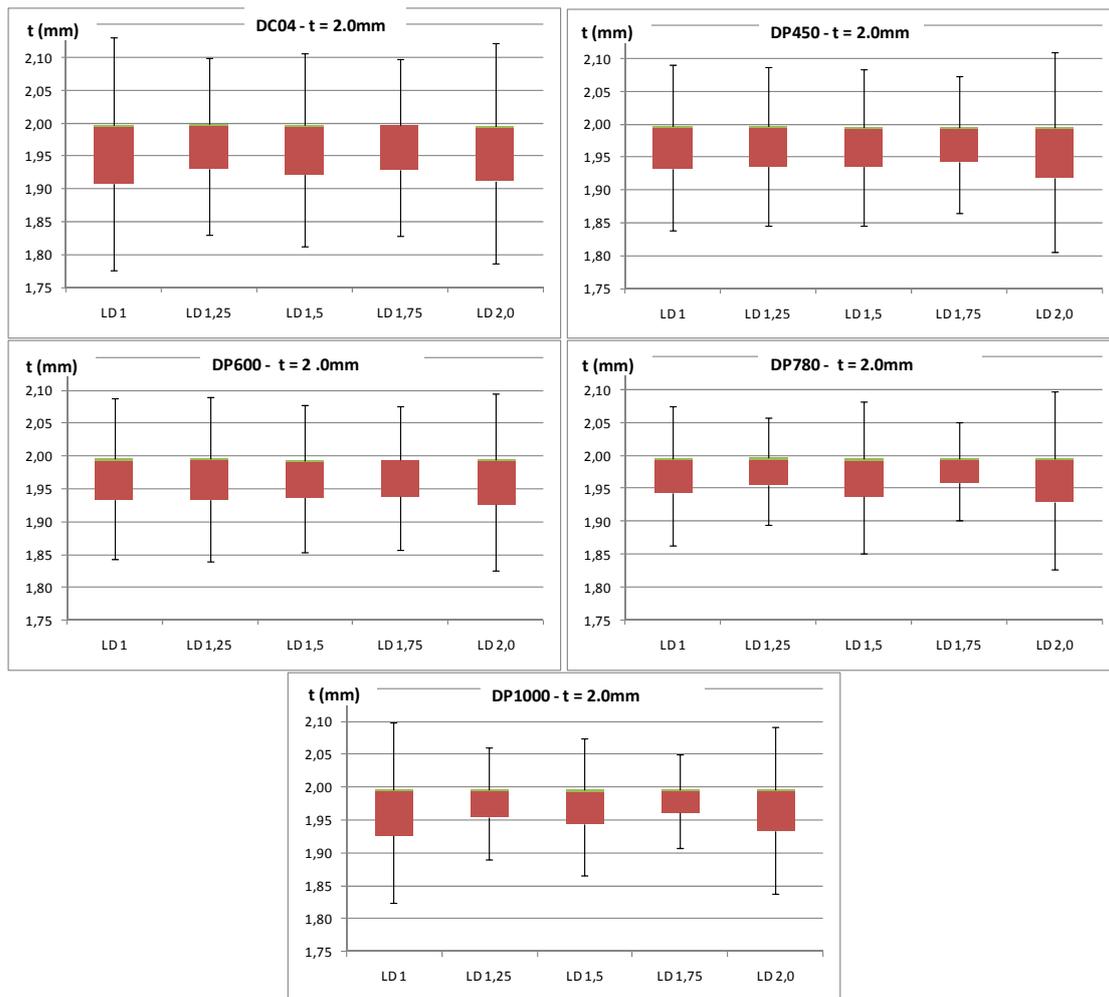


Figura 5.98 Variación del espesor  $t$  en la diagonal ( $t=2.0\text{mm}$ )

Los diagramas anteriores presentan la siguiente información:

- A medida que aumenta el espesor, aumento su variación en la diagonal.  
Como se ha comentado, al aumentar el espesor el material encuentra más dificultades para introducirse dentro de la cavidad de embutición, por lo que existe una mayor deformación y, por consiguiente, una mayor variación del espesor en la diagonal.
- Con el aumento de la resistencia del material, la variación del espesor en la diagonal disminuye.

Al aumentar la resistencia del material, el esfuerzo de pisado no es capaz de retener en la misma medida la chapa, con lo que la deformación disminuye y, por tanto, la variación de espesor.

- La variación del espesor  $t$  presenta un mínimo para los valores intermedios de  $LD$  y un máximo para los valores extremos. No obstante no se aprecia una gran influencia con carácter general.

### 5.5.3.2 Espesor mínimo en la diagonal ( $t_{min}$ )

En las siguientes graficas (Figura 5.99) se comparan los resultados obtenidos cuando varían parámetros como el material, el espesor y la relación geométrica  $LD$ .

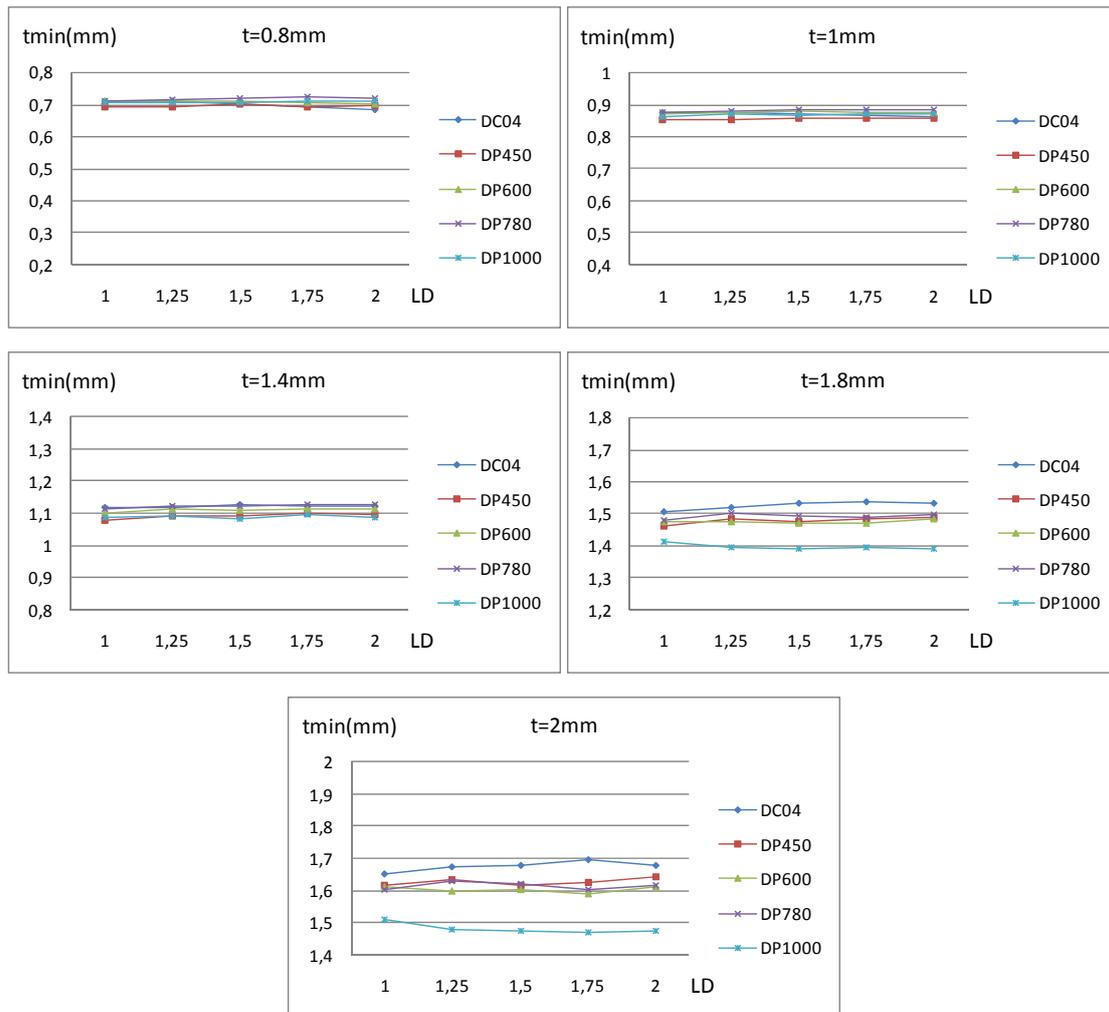


Figura 5.99 Espesor mínimo en la diagonal  $t_{min}$ (mm) al variar  $t$ (mm),  $LD$  y la calidad del acero.

Los valores obtenidos se pueden resumir en los siguientes puntos:

- A medida que aumenta el espesor, el espesor mínimo  $t_{min}$  se aleja más del espesor inicial.

El aumento del espesor se traduce en un aumento en la tensión necesaria para que el material se doble y desdoble en el radio de matriz ( $Rd$ ), lo que genera un aumento de la deformación plástica y una mayor reducción de espesor.

- El aumento de la resistencia del material genera que espesor mínimo  $t_{min}$  esté más alejado del espesor inicial.
- El aumento de espesor provoca una mayor influencia del acero sobre el espesor mínimo alcanzado. Esto es, para espesores bajos no se aprecian grandes diferencias de comportamiento entre aceros, mientras que para espesores altos esas diferencias se plasman de manera significativa.
- El parámetro LD no tiene una influencia reseñable en la disminución de espesor. Las líneas se mueven paralelas.

### 5.5.3.3 Porcentaje de reducción de espesor ( $p_t(\%)$ )

Los valores utilizados para las variables independientes están dentro del rango de valores normalmente utilizados por la industria para piezas de tamaño pequeño en aceros doble-fase.

- LD: (1.0-2.0)
- $t(\text{mm})$ : (0.8-2.0)

Con estos valores se han generado los siguientes casos de estudio, de acuerdo con el diseño compuesto central para dos variables (Tabla 5.14):

Caso	Configuración		LD	$t(\text{mm})$
1	0	0	1.5	1.4
2	0	$-\alpha$	1.5	0.8
3	0	$\alpha$	1.5	2.0
4	1	-1	1.85	1.0
5	1	1	1.85	1.8
6	-1	-1	1.15	1.0
7	-1	1	1.15	1.8
8	$\alpha$	0	2.0	1.4
9	$-\alpha$	0	1.0	1.4

Tabla 5.14 Casos analizados en el diseño de experimentos

Los valores de la variable  $p_t(\%)$  obtenidos para los casos descritos anteriormente se resumen en la Tabla 5.15

Caso	DC04	DP450	DP600	DP780	DP1000
1	13.20	16.99	15.63	14.13	14.97
2	12.59	12.21	11.13	10.29	11.72
3	16.01	19.07	19.90	18.96	26.17

4	13.57	14.31	11.34	11.51	13.68
5	14.80	18.06	17.47	17.76	22.09
6	16.02	18.73	18.01	17.74	23.13
7	12.70	15.76	15.00	13.49	15.31
8	14.61	17.46	16.57	15.05	16.09
9	12.27	14.45	12.30	12.26	12.48

 Tabla 5.15 Valores de la variable  $p_t(\%)$  obtenidos para los casos estudiados

Con estos valores y el software Minitab 16 se obtienen las siguientes ecuaciones que describen el comportamiento de la variable  $p_t(\%)$ , en función de las variables independientes  $LD$  y  $t$ :

$$p_{t,DC04}(\%) = 13.3065 - 1.1197LD - 1.0185t + 2.0612LD^2 + 3.7557t^2 - 4.2900LD t$$

$$p_{t,DP450}(\%) = 0.9231 + 4.3849LD + 14.0643t - 1.4237LD^2 - 2.6043t^2 - 0.9014LD t$$

$$p_{t,DP600}(\%) = 4.4174 + 1.2078LD + 8.9703t - 1.3216LD^2 - 1.1871t^2 + 1.0204LD t$$

$$p_{t,DP800}(\%) = 15.7234 - 5.7741LD - 2.2200t + 0.9641LD^2 + 2.6820t^2 + 1.3095LD t$$

$$p_{t,DP1000}(\%) = 23.9470 - 5.8550LD - 18.2983t + 3.6171LD^2 + 12.9002t^2 - 3.8095LD t$$

$$p_{t,DP1200}(\%) = 54.0211 - 24.1769LD - 31.8050t + 3.5154LD^2 + 11.1003t^2 + 7.993LD t$$

La Tabla 5.16 muestra los valores de la varianza y el error de ajuste de las ecuaciones anteriores.

Material	$R^2(\%)$	$e$
DC04	94.48	0.5780
DP450	97.96	0.5491
DP600	97.49	0.8005
DP780	99.41	0.3876
DP1000	99.47	0.6367

 Tabla 5.16 Análisis de la varianza para las ecuaciones de ajuste de la variable dependiente  $p_t(\%)$ .

Estas ecuaciones se representan en las siguientes gráficas (Figura 5.100).

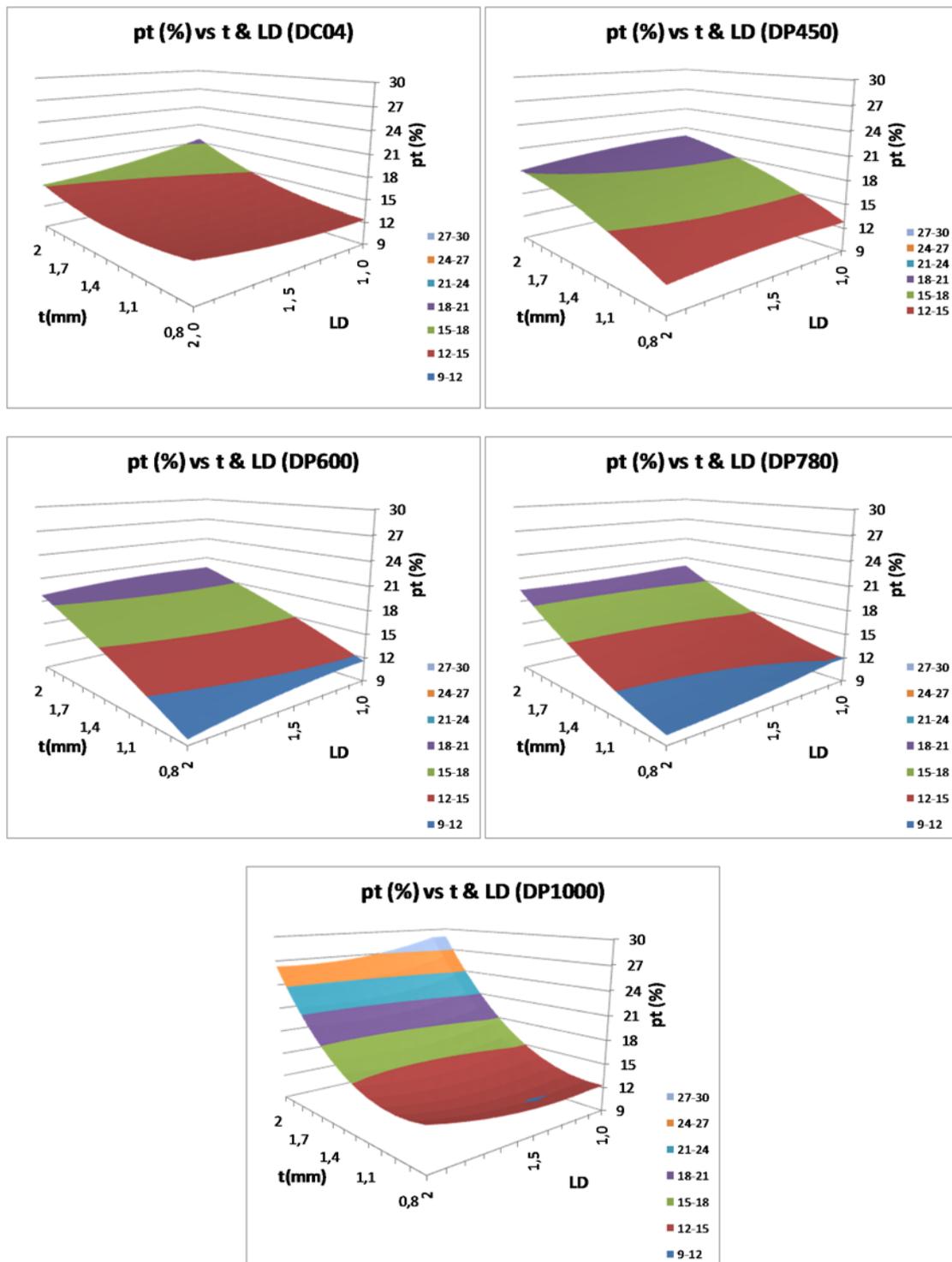


Figura 5.100 Porcentaje de reducción máxima de espesor en función de las variables  $LD$ ,  $t$  y el acero analizado

Los resultados obtenidos se pueden resumir como sigue:

- A medida que aumenta el espesor, aumenta  $p_t$  (%).

El espesor tiene un gran impacto en los valores obtenidos para  $p_t(\%)$ ; cuanto más grande es el espesor mayor es el porcentaje de reducción de espesor, especialmente para el acero de mayor resistencia DP1000.

- $LD$  no tiene un gran impacto en el porcentaje de reducción de espesor  $p_t(\%)$ .

Tal y como puede verse en las gráficas para un espesor constante, el efecto de la variable  $LD$  es casi imperceptible para los valores estudiados.

- El material tampoco tiene una elevada influencia sobre la variable  $p_t(\%)$

Como se ha comentado, únicamente para valores altos de resistencia, se observa una variación significativa del parámetro  $p_t(\%)$ , siendo este mayor a medida que aumentamos la resistencia.

#### 5.5.4 Análisis del fallo y factor de daño ( $FD$ )

Siguiendo el análisis expuesto en el punto 5.2.4 se obtienen las siguientes gráficas que representan el factor de daño resultante, considerando tanto el fallo por estricción como el posible fallo por cortadura (Figura 5.52 a Figura 5.56).

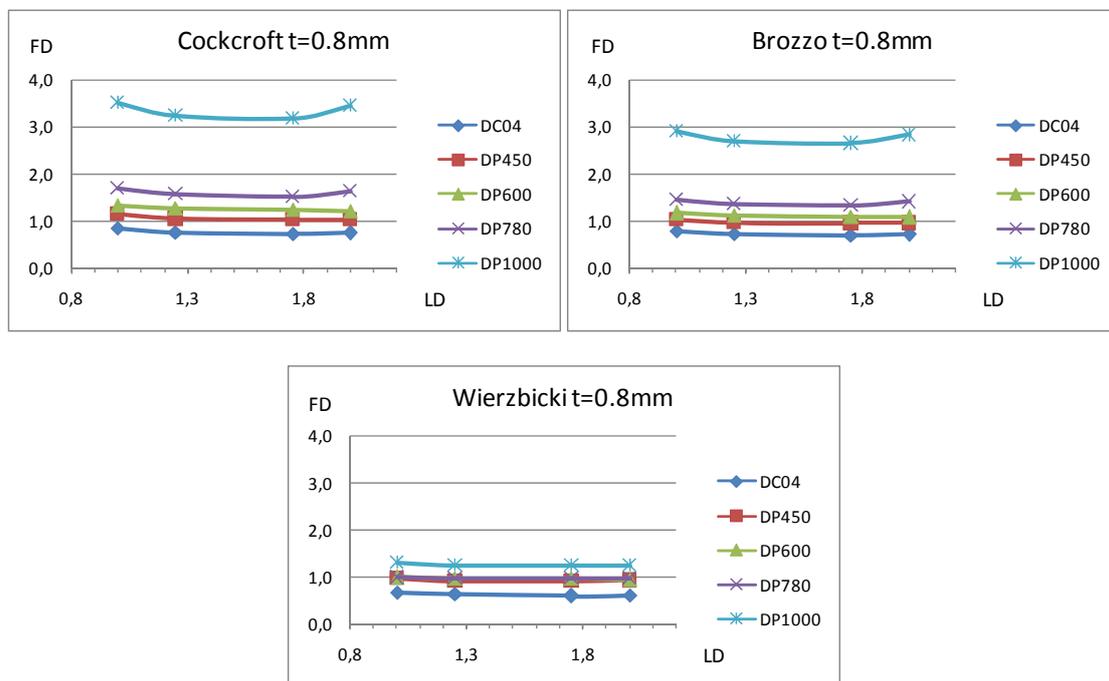


Figura 5.101 Factor de daño ( $FD$ )  $t=0.8\text{mm}$

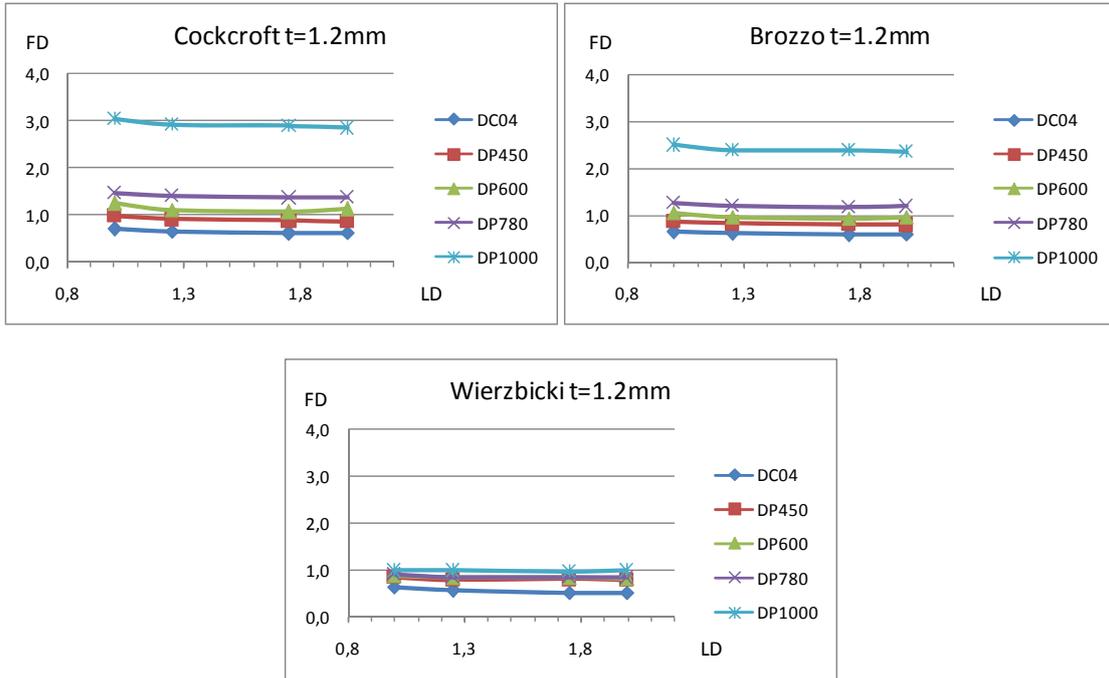


Figura 5.102 Factor de daño (FD)  $t=1.2\text{mm}$

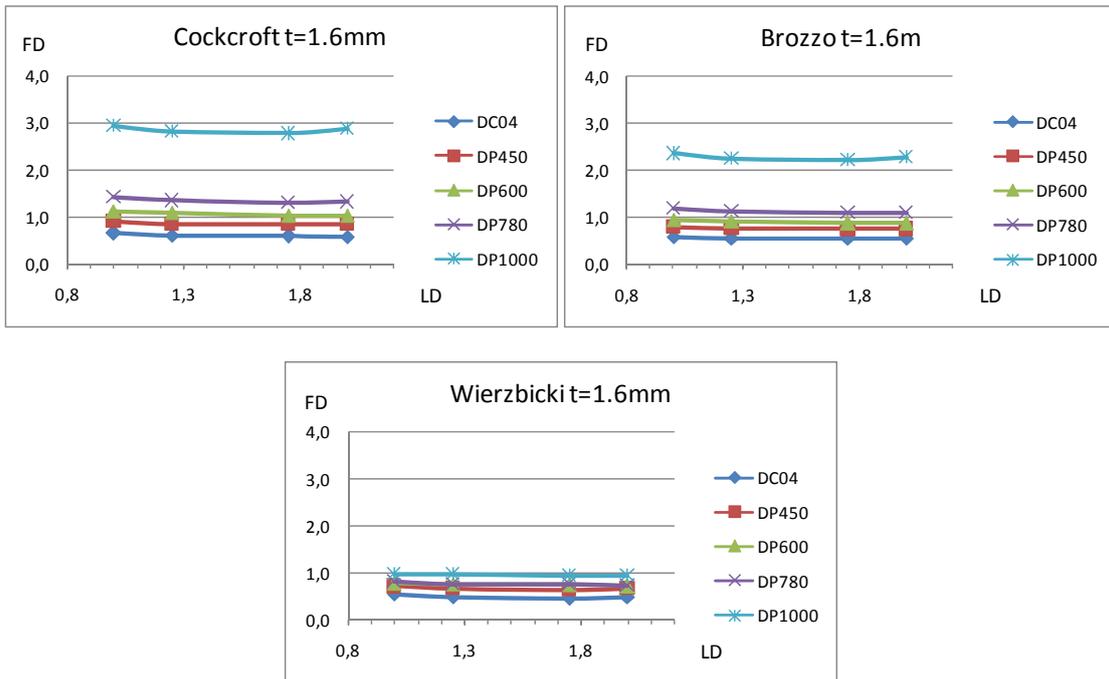
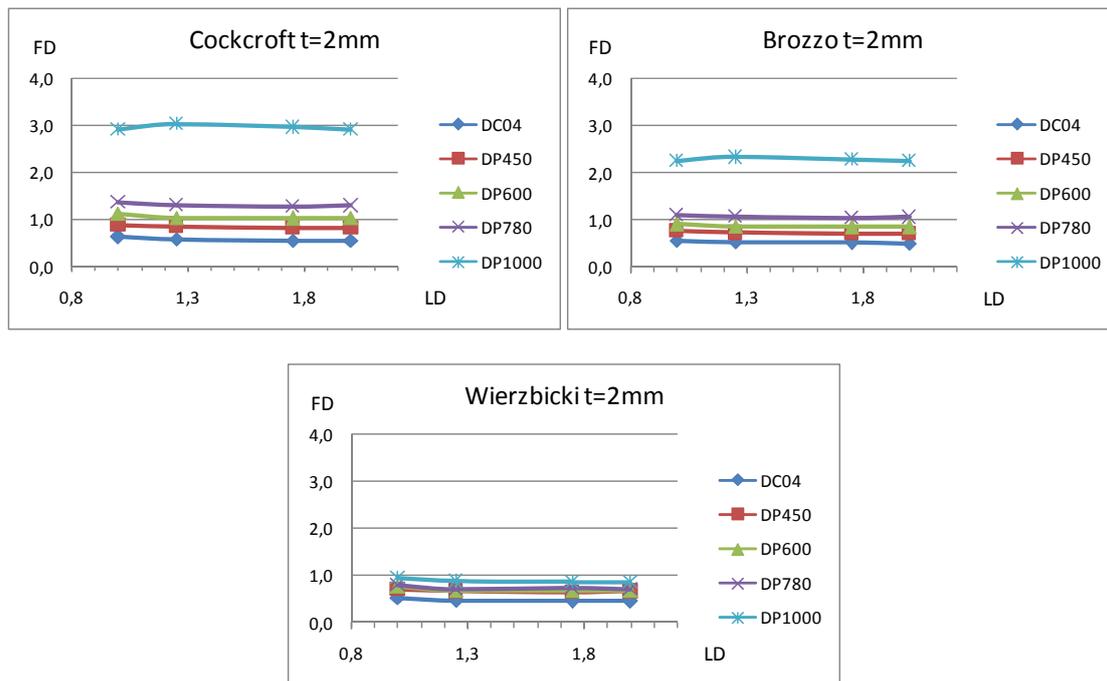


Figura 5.103 Factor de daño (FD)  $t=1.6\text{mm}$


 Figura 5.104 Factor de daño ( $FD$ )  $t=2\text{mm}$ 

A pesar de las diferencias entre los tres criterios, los resultados obtenidos con ellos presentan la misma tendencia:

- A medida que aumenta el espesor  $t$ , disminuye  $FD$   
 Tal y cómo se ha comentado en apartados anteriores, a medida que aumenta el espesor el material se puede estirar más sin sufrir tanto daño.
- El factor  $LD$  no tiene influencia significativa en el factor de daño  $FD$ . Es de destacar el caso con menor espesor ( $t=0.8\text{mm}$ ), donde se observa cierta tendencia a existir un mínimo para los criterios de Cockcroft y Brozzo, especialmente en el acero de mayor resistencia, DP1000.

- El aumento de la resistencia del material, aumenta el factor de daño  $FD$ .

Al aumentar la resistencia del material también disminuye su ductilidad, lo que influye de una manera muy importante en el factor de daño. Se puede observar cómo esta tendencia está más acentuada en el acero DP1000, en concreto para los dos criterios que consideran el fallo por estricción. Esa gran diferencia para el acero de mayor resistencia no se observa con el criterio de fallo por cortante.

Al igual que en los casos analizados anteriormente, se ha comprobado que para el criterio de fallo de Wierzbicki, todos los casos en los que se ha alcanzado un valor para  $FD$  igual o superior a la unidad, también se ha igualado o superado el valor unidad para

el índice de fallo  $D$ . En las siguientes figuras se muestra el valor del índice de fallo  $D$  para los primeros casos en los que se alcanza un valor  $FD$  superior a la unidad.

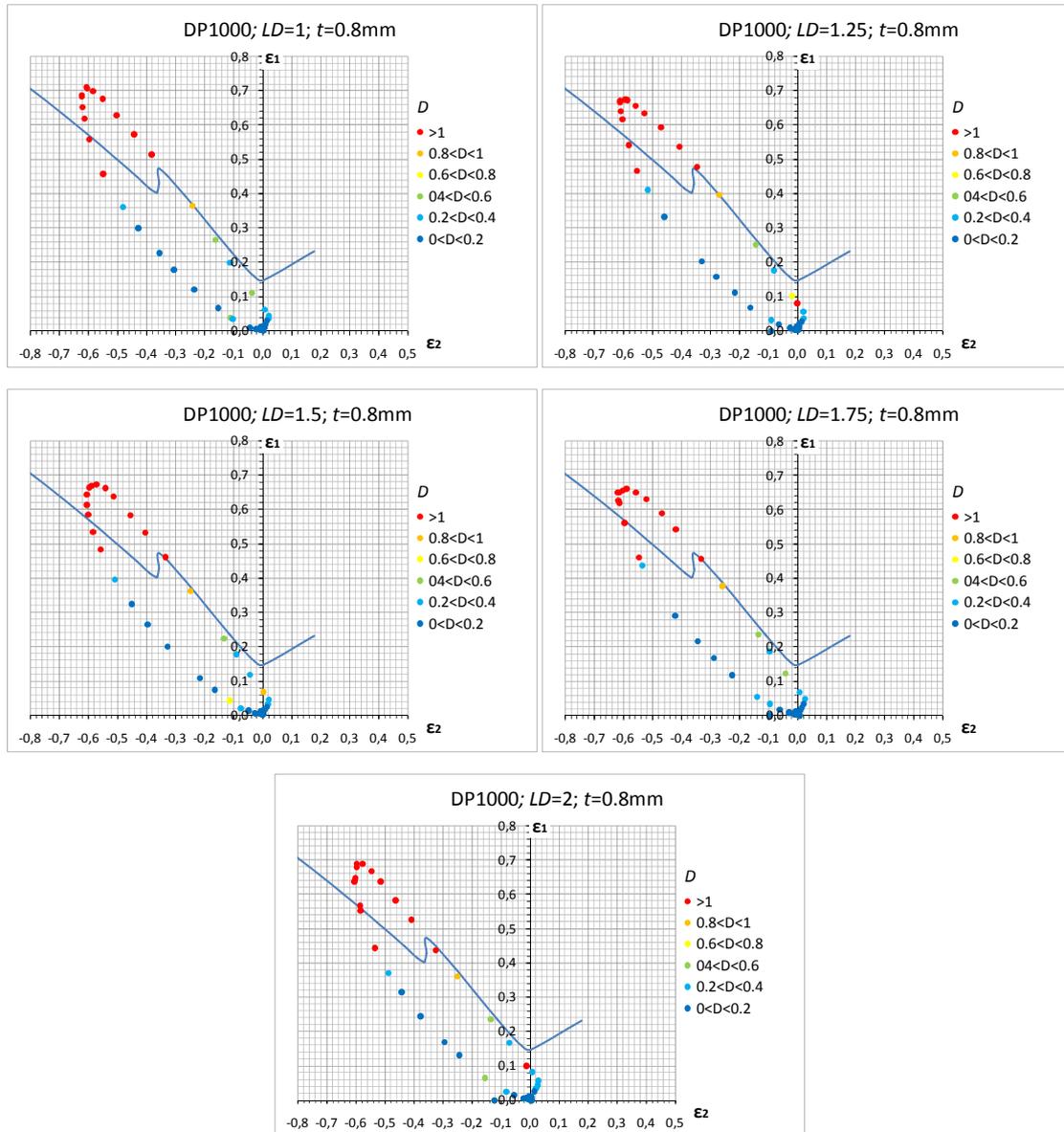


Figura 5.105 Representación del parámetro  $D$  para los primeros casos en los que  $FD$  supera la unidad

Por otro lado, y a modo de ejemplo, se presentan los valores que alcanza la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal, al variar  $LD$  y el espesor  $t$ , para el acero DP1000.

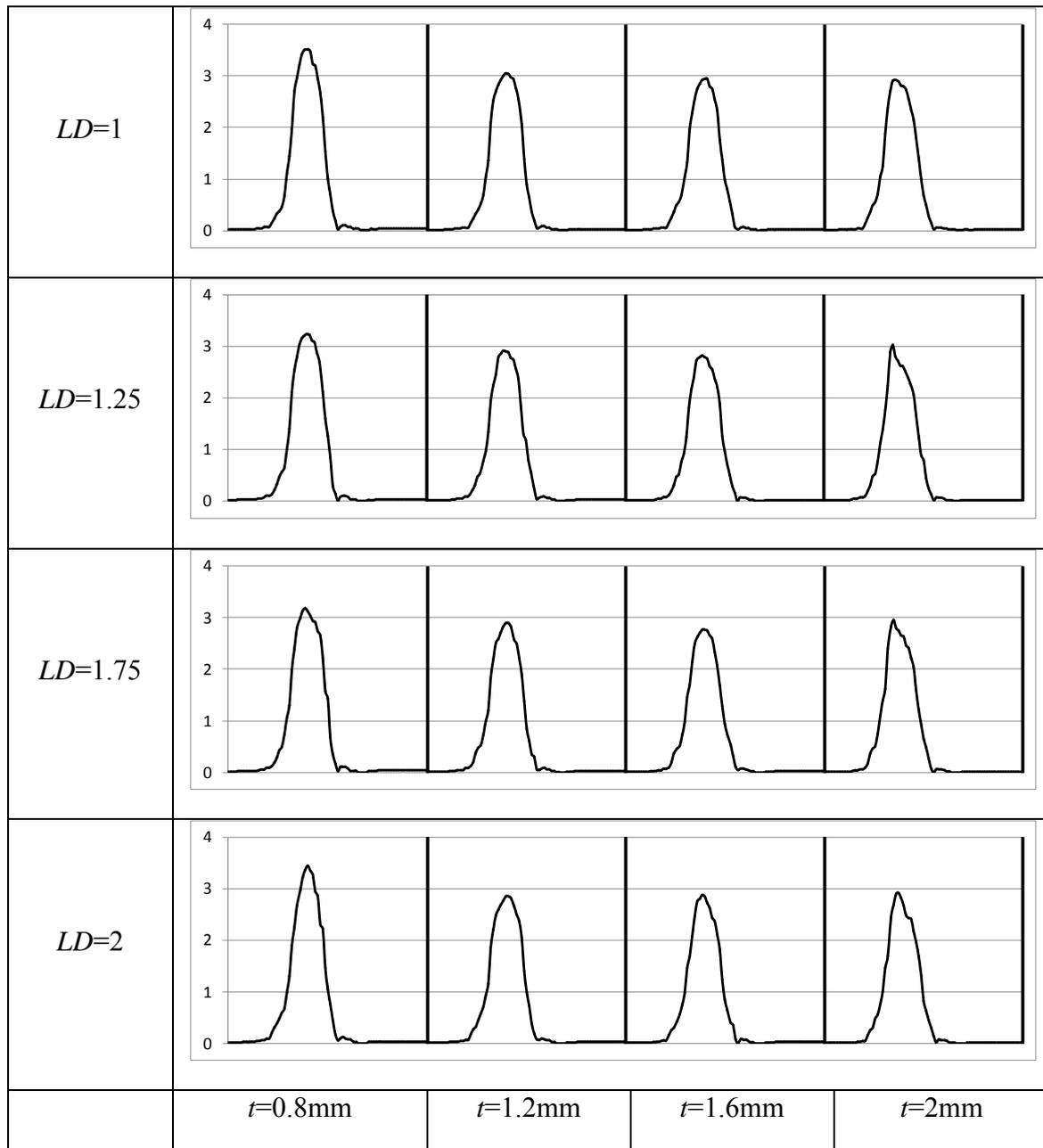


Figura 5.106 Variación de la integral del criterio de Cockcroft en la diagonal (DP1000)

En este caso, para un material dado,  $LD$  no tiene apenas influencia y el valor  $FD$  solamente estará influenciado por el espesor. De esta manera las Figura 5.101 a Figura 5.104 nos indican el valor de la variable  $FD$  que obtendríamos para una combinación de material,  $LD$  y espesor  $t$ .

A modo de indicación se puede resumir que con los parámetros analizados:

- Los aceros DP450 y DP600 siempre tendrán un valor del factor de daño  $FD$  por debajo de la unidad.
- El acero DP780 tendrá un valor de  $FD$  alrededor de la unidad.
- El acero DP1000 siempre tendrá un valor de  $FD$  superior a la unidad independientemente del valor que adopte la variable  $LD$  dentro del rango estudiado.

### 5.5.5 Recomendaciones prácticas

Las siguientes recomendaciones se basan en la integridad de la pieza a través de los parámetros porcentaje de reducción de espesor ( $p_t(\%)$ ) y Factor de Daño ( $FD$ ).

Bajo un punto de vista práctico si el requerimiento consiste en mantener la variable  $p_t(\%)$  por debajo de un valor límite, debemos usar espesores de menor valor ya que el material se introduce más fácilmente en el hueco punzón-matriz, por lo que los porcentajes de reducción de espesor serán menores para cualquier valor de  $LD$ .

Al igual que en los casos anteriores, no siempre disminuir la resistencia del material (por ejemplo pasar de un DP600 a un DP450) nos va a ayudar a disminuir el porcentaje de la reducción de espesor  $p_t(\%)$  teniendo un mismo valor de la variable, por lo que se debe analizar la elección del material y tener muy en cuenta con qué espesor estamos trabajando.

La variable  $LD$  no tiene apenas influencia en el porcentaje de reducción de espesor, por lo que obtendríamos resultados muy parecidos dentro del rango estudiado.

Por otro lado, si el requerimiento consiste en mantener el parámetro  $FD$  por debajo de un valor determinado, lo más recomendable sería incrementar el espesor, ya que este incremento nos permitiría obtener valores menores de la variable  $FD$ , manteniendo el valor de la variable  $LD$  constante.

Del mismo modo podemos conseguir menores valores para la variable  $FD$  eligiendo materiales con menor resistencia pero con mayor ductilidad.

Como se ha comentado anteriormente, los aceros DP780 y DP1000 (para los parámetros estudiados) siempre van a presentar un valor de la variable  $FD$  cercano a la unidad o superior a esta, por lo que deberemos intentar huir de estos materiales para bajos las condiciones dadas.

## 6 Conclusiones y desarrollos futuros

### 6.1 Conclusiones

#### 6.1.1 Conclusiones generales

Los aceros doble fase representan, dentro del grupo de aceros avanzados de alta resistencia (*AHSS*), una importante opción a la hora de conseguir aligerar la estructura del automóvil y reducir las emisiones, optimizando con ello la relación resistencia/peso. En contrapartida su conformabilidad presenta nuevos retos para los fabricantes de utillajes y estampadores.

Por otro lado, los procesos de estampación, y más concretamente los procesos de embutición profunda, ocupan un lugar muy importante en la industria debido principalmente a su productividad.

En el presente trabajo se ha analizado el comportamiento de un conjunto representativo de aceros de doble fase, conformados mediante procesos de embutición profunda de piezas que no presentan simetría de revolución considerando fundamentalmente la influencia de parámetros geométricos.

Se han analizado las ventajas de la utilización de los aceros avanzados de alta resistencia (*AHSS*) en la industria, así como sus limitaciones en los procesos de conformado de chapa, particularmente en los procesos de embutición profunda.

Se han estudiado los procesos de obtención de los aceros doble fase (*DP*), así como su composición química y características mecánicas.

Se ha analizado en detalle el estado tenso-deformacional al que se somete a la chapa durante el proceso de embutición profunda, se han descrito los modos de fallo típicos y se han identificado claramente los principales parámetros geométricos de influencia en el proceso.

Se ha definido la metodología de análisis para determinar la influencia de los parámetros geométricos anteriores, en el proceso de embutición profunda. Los parámetros geométricos estudiados han sido el espesor de la chapa ( $t(\text{mm}) = 0.8-1.0-1.4-1.8-2.0$ ), la altura de embutición ( $S(\text{mm}) = 15.0-16.5-20.0-23.5-25.0$ ), el radio de la matriz ( $Rd(\text{mm}) = 4.0-4.9-7.0-9.1-10.0$ ), el radio de esquina del punzón ( $Rpc(\text{mm}) = (5.0-10.0-15.0-20.0)$ ) y la relación largo/ancho del punzón ( $LD = 1.0-1.25-1.5-1.75-2.0$ ).

Se han dado pautas para el empleo de estos aceros en los procesos industriales de embutición profunda.

Para llevar a cabo los objetivos de la tesis se ha realizado un estudio numérico en el que se ha comparado el comportamiento para los distintos casos analizados en términos de diferentes parámetros definidos previamente. Por un lado, los desplazamientos de la chapa en tres direcciones ( $DX$ ,  $DY$  y  $DD$ ), que indican la facilidad con que la chapa se ha introducido en el interior de la cavidad matriz – punzón.

Por otro lado, el espesor en la diagonal una vez finalizado el proceso (variación del espesor en la diagonal,  $t_{min}$  y  $p_t(\%)$ ), en el que se ha utilizado la técnica estadística del diseño de experimentos ( $DOE$ ) y más concretamente la superficie de respuesta, para tener una visión gráfica de los resultados.

Y en tercer lugar el factor de daño ( $FD$ ) bajo tres modelos diferentes capaces de predecir la fractura por estricción ( $\beta = [-0.5, 1]$ ) y la fractura dúctil ( $\beta = [-2, -0.5]$ ): Cockcroft y Latham (1968), Brozzo *et al.* (1972) y Wierzbicki *et al.* (Li *et al.* 2010); para este último modelo se han construido las curva  $FFLD$  teóricas y se han comparado con los límites teóricos de los otros dos modelos, para los cuatro aceros de doble fase estudiados (DP450, DP600, DP780 y DP1000).

Teniendo en cuenta que los parámetros finales a analizar para asegurar la calidad de este tipo de piezas de embutición profunda son el porcentaje de reducción de espesor  $p_t(\%)$  y factor de daño  $FD$ , las conclusiones más importantes para los aceros estudiados se resumen a continuación:

- El espesor inicial de la chapa ( $t$ ) es un parámetro determinante en los resultados finales obtenidos. Cuanto menor sea  $t$  mejor comportamiento encontraremos en cuanto al porcentaje de reducción de espesor  $p_t(\%)$ , aunque peor comportamiento en cuanto al factor de daño  $FD$ .
- La altura de embutición ( $S$ ) presenta una gran influencia en el producto final. Para este parámetro los resultados  $p_t(\%)$  y  $FD$  van en el mismo sentido, mejoran al disminuir  $S$ .
- El radio de matriz ( $Rd$ ) presenta un comportamiento inverso al anterior, es necesario aumentar  $Rd$  para mejorar los valores de las variables  $p_t(\%)$  y  $FD$ , y su importancia se pone también de manifiesto en los resultados obtenidos.
- La variación del radio de esquina del punzón ( $Rpc$ ) no proporciona unos resultados tan sencillos como las anteriores variables. Con respecto a la variable  $p_t(\%)$  se produce un valle en los valores intermedios al utilizar los aceros de menor resistencia, por lo que los mejores resultados se obtienen al mantener  $Rpc$

entre 10 y 15mm. Para los aceros con mayor resistencia debemos intentar reducir en la medida de lo posible el valor de  $R_{pc}$ .

En cuanto a la variable  $FD$  no se aprecia que  $R_{pc}$  tenga influencia para el rango de valores estudiado.

- La relación largo/ancho del punzón ( $LD$ ) no tiene una influencia importante en los resultados obtenidos para los parámetros  $p_t(\%)$  y  $FD$ .
- Cabe destacar que el acero doble fase elegido presenta una gran influencia en los resultados obtenidos. Los aceros DP450 y DP600 presentan un buen comportamiento para el rango de valores estudiados de las diferentes variables, tanto en términos  $p_t(\%)$  como  $FD$ ; el acero DP780 se encontraría en el límite de los aceptables, mientras que el acero DP1000 no cumpliría en la mayoría de los casos con los valores de calidad exigidos ( $p_t(\%) < 20\%$ ,  $FD < 1$ ).

### 6.1.2 Conclusiones particulares

En este apartado se resumen las conclusiones particulares obtenidas en la presente tesis, teniendo en cuenta los resultados sobre los dos parámetros más directamente relacionados con la calidad y desempeño del producto final.

#### 6.1.2.1 Reducción de espesor $p_t(\%)$

- Para mantener la variable  $p_t(\%)$  por debajo de un valor límite, un menor espesor nos ayudará a que el material se introduzca más fácilmente en el hueco punzón-matriz, y obtendremos menores porcentajes de reducción de espesor.
- Al contrario de lo que pudiera parecer, no siempre el empleo de materiales menos resistentes (por ejemplo pasar de un DP600 a un DP450) nos va a ayudar a disminuir el porcentaje de la reducción de espesor  $p_t(\%)$ , por lo que se debe ser bastante cauteloso a la hora de elegir el material y tener muy en cuenta con qué espesor estamos trabajando.
- A medida que aumenta la altura de embutición  $S$ , aumenta el porcentaje de reducción de espesor  $p_t(\%)$ .
- El valor del radio matriz  $Rd$  es importante al aumentar la resistencia del material, por lo que para los aceros de mayor resistencia deben elegirse valores de  $Rd$  altos, con el fin de conseguir valores de  $p_t(\%)$  bajos.
- Para tener valores adecuados de reducción de espesor al utilizar los aceros de menor resistencia no son buenos ni valores muy bajos ni muy altos de la variable  $R_{pc}$ , por lo que debemos intentar movernos en valores medios de esta variable

( $R_{pc}$  centre 10 y 15mm). Para los aceros con mayor resistencia debemos intentar reducir en la medida de lo posible el valor de  $R_{pc}$ .

- $LD$  no tiene un gran impacto en el porcentaje de reducción de espesor  $p_t(\%)$ .

#### 6.1.2.2 Factor de daño $FD$

- Para mantener el parámetro  $FD$  por debajo de un valor determinado, lo más recomendable sería incrementar el espesor.
- Del mismo modo podemos conseguir menores valores para la variable  $FD$  eligiendo materiales con menor resistencia pero con mayor ductilidad.
- A medida que aumenta la altura de embutición  $S$ , aumenta el factor de daño  $FD$ .
- A medida que aumenta la resistencia del acero debemos aumentar el radio matriz  $R_d$ , para que el valor de  $FD$  se mantenga por debajo de la unidad.
- La variación del parámetro  $R_{pc}$  tiene poca influencia en el factor de daño  $FD$ .
- El factor  $LD$  no tiene influencia significativa en el factor de daño  $FD$ .

## 6.2 Desarrollos futuros

A partir del presente trabajo se pueden plantear una serie de futuros estudios, que se enumeran a continuación:

- A pesar de que el modelo de elementos finitos se ha validado con los datos experimentales obtenidos para un acero DC04 y que el software Autoform tiene un largo bagaje en el análisis de este tipo de procesos, refrendado por un gran número de fabricantes en diversos sectores, sería muy interesante realizar estudios particulares en el laboratorio mediante ensayos experimentales en la línea de las simulaciones realizadas. Ello aportaría información complementaria y permitiría aplicar otro tipo de modelos de análisis.
- Existen algunos parámetros no geométricos como la fuerza del pisador ( $BHF$ ), el rozamiento entre las herramientas o incluso el acabado de origen del material, que podrían tener una influencia destacada en los resultados, por este motivo podría ser interesante ampliar el presente estudio a estas variables.
- Se pueden implementar distintos criterios de plastificación y endurecimiento del material, analizando la influencia de estos modelos sobre los resultados obtenidos.

- El estudio de geometrías que no presenten ningún tipo de simetría y sean ampliamente utilizadas en el sector industrial, como los cárteres de automóviles, podría resultar de gran interés. Para ello se podría emplear la metodología presentada para el análisis del comportamiento del material utilizado y los parámetros geométricos más representativos.

## 7 REFERENCIAS

Abe Y, Ohmi T, Mori K, Masuda T (2014). *Improvement of formability in deep drawing of ultra-high strength steel sheets by coating of die*. Journal of Materials Processing Technology 214-9: 1838-1843. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.03.023>.

Abraham A (2011). *Future Growth of AHSS*. Presentation at great designs in steel seminar. Ducker Worldwide. <http://www.autosteel.org/Resources.aspx> (01/12/2015).

Alaie A, Kadkhodapour J, Rad SZ, Asadabad MA, Schmauder S (2015). *Formation and coalescence of strain localized regions in ferrite phase of DP600 steels under uniaxial tensile deformation*. Materials Science and Engineering: A 623: 133-144. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.11.042>.

Alaie A, Rad SZ, Kadkhodapour J, Jafari M, Asadabad MA, Schmauder S (2015). *Effect of microstructure pattern on the strain localization in DP600 steels analyzed using combined in-situ experimental test and numerical simulation*. Materials Science and Engineering: A 638: 251-261. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.04.071>.

Allwood JM, Shouler DR (2009). *Generalised forming limit diagrams showing increased forming limits with non-planar stress states*. International Journal of Plasticity 25: 1207–1230. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2008.11.001>.

Altan T, Gegel, HL Oh S-I (1983). *Metal forming: fundamentals and applications*. American Society for Metals, Metals Park, Ohio.

Altan T, Tekkaya AE (2012). *Sheet metal forming. Fundamentals*. ASM International, (Chapter 8: Deep drawing of round and rectangular cups), Materials Park, Ohio.

ArcelorMittal (2015), *Dual Phase steels*. [http://automotive.arcelormittal.com/saturnus/sheets/A1\\_EN.pdf](http://automotive.arcelormittal.com/saturnus/sheets/A1_EN.pdf) (04/12/2015).

Arrieux R (1987). *Determination of the forming limit stress curve for anisotropic sheets*. Annals of the CIRP 36(1): 195–198.

Arrieux R (1995). *Determination and use of the forming limit stress diagrams in sheet metal forming*. Journal of Materials Processing Technology 53: 47–56.

- Assempour A, Nejadkhaki HK, RH (2010). *Forming limit diagrams with the existence of through-thickness normal stress*. Computational Materials Science 48: 504–508. <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2010.02.013>.
- Ayari F, Byraktar E (2011). *Parametric finite element analysis for a square cup deep drawing process*. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering 48/1: 64-86.
- Bai Y, Wierzbicki T (2010). *Application of extended Mohr-Coulomb criterion to ductile fracture*. International Journal of Fracture 161: 1-20. <http://dx.doi.org/10.1007/s10704-009-9422-8>.
- Bai Y, Wierzbicki T (2015). *A comparative study of three groups of ductile fracture loci in the 3D space*. Engineering Fracture Mechanics. 135: 147-167.
- Banabic D (2010). *Sheet metal forming process. Constitutive modelling and numerical simulation*. Springer. Cluj Napoca. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-540-88113-1>.
- Bao Y, Wierzbicki T (2004). *On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space*. International Journal of Mechanical Sciences 46: 81-98. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2004.02.006>.
- Barata-Rocha A, Barlat F, Jalinier JM (1985). *Prediction of the forming limit diagrams of anisotropic sheets in linear and non-linear loading*. Materials Science and Engineering 68: 151–164. [http://dx.doi.org/10.1016/0025-5416\(85\)90404-5](http://dx.doi.org/10.1016/0025-5416(85)90404-5).
- Barlat F (2010). *Material behaviour and formability in sheet metal forming*. Simulations of Manufacturing Process Seminar, Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla, 2010.
- Barlat F, Aretz H, Yoon JW, Karabin ME, Brem JC, Dick RE (2005). *Linear transformation-based anisotropic yield functions*. International Journal of Plasticity 21: 1009–1039.
- Bayraktar E, Altintas S (1993). *Square cup deep drawing experiments*. En: Proc. 2<sup>nd</sup> International Conference on Numerical Simulation of 3-D Sheet Metal Forming Processes, Numisheet'93. Isehara, Japón, 31 agosto – 2 septiembre 1993.
- Bayraktar E, Altintas S (1996). *Square cup deep drawing and 2D-draw bending analysis of Hadfield steel*. Journal of Material Processing Technology 60: 183-190. [http://dx.doi.org/10.1016/0924-0136\(96\)02326-6](http://dx.doi.org/10.1016/0924-0136(96)02326-6).

- Beese M, Luo M, Li Y, Bai Y, Wierzbicki T (2010). *Partially coupled anisotropic fracture model for aluminium sheets*. Engineering Fracture Mechanics 77: 1128-1152. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2010.02.024>.
- Behrens B A, Bouguecha A, Vucetic M, Peshekhodov I (2012). *Characterisation of the quasi-static flow and fracture behavior of dual-phase steels in a wide range of plane stress states*. Archives of Civil and Mechanical Engineering 12: 397-406. <http://dx.doi.org/10.1016/j.acme.2012.06.017>.
- Björklund O, Larsson R, Nilsson L (2013). *Failure of high strength steel sheets: Experiments and modelling*. Journal of Materials Processing Technology 213(7): 1103–1117. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.01.027>.
- Björklund O, Nilsson L (2014). *Failure characteristics of a dual-phase steel sheet*. Journal of Materials Processing Technology 214-6: 1190-1204. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.01.004>.
- Bragard A, Baret JC, Bonnarens H (1972). *A simplified technique to determine the FLD at the onset of necking*. Rapport Centre de Recherche de la Metallurgie 33: 53–63.
- Brozzo P, de Luca B, Rendina R (1972). *A new method for the prediction of the formability limits of plastic sheets*. En: Proc. 7th Biennial Congress of the International Deep Drawing Research Group, IDDRG, Sheet Metal Forming and Formability, Amsterdam, Países Bajos, 9 – 13 octubre 1972.
- Butuc MC, Gracio JJ, Barata-Rocha A (2006). *An experimental and theoretical analysis on the application of stress-based forming limit criterion*. International Journal of Mechanical Sciences 48: 414–429. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2005.11.007>.
- Calcagnotto M, Adachi Y, Ponge D, Raabe D (2011). *Deformation and fracture mechanisms in fine and ultrafine grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging*. Acta Materialia 59: 658-670. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.002>
- Chow C, Tai W, Chu E (2003). *Computer simulation of sheet metal forming based on damage mechanics approach*. Journal of materials processing technology 139(1): 553–558. [http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(03\)00536-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00536-3).
- Chung K, Ma N, Park T, Kim D, Yoo D, Kim C (2011). *A modified damage model for advanced high strength steel sheets*. International Journal of Plasticity 27: 1485-1511. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2011.01.007>.
- Chung K, Lee C, Kim H (2014). *Forming limit criterion for ductile anisotropic sheets as a material property and its deformation path insensitivity. Part II: Boundary value*

problems. *International Journal of Plasticity* 58: 35-65. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2014.03.014>.

Cockcroft MG, Latham DJ (1968). *Ductility and the workability of metals*. *Journal Institute of Metals* 96: 33-39.

Considère M (1885). *L'emploi du feret Lacier Dans Les Constructions*. *Annales Des Pontset Chaussées* 9: 574-775.

Daxin E, Mizuno T, Li Z (2008). *Stress analysis of rectangular cup drawing*. *Journal of Materials Processing Technology* 205: 469-476. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.11.274>.

DIN 8584-1:2003-09. *Manufacturing processes forming under combination of tensile and compressive conditions- Part 1: General; Classification, subdivision, terms and definitions*.

Dunand M, Mohr D (2011). *On the predictive capabilities for the shear modified Gurson and the modified Mohr-Coulomb fracture models over a wide range of stress triaxialities and Lode angles*. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 59: 1374-1394. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmps.2011.04.006>.

Dunand M, Mohr D (2011). *Optimized butterfly specimen for the fracture testing of sheet materials under combined normal and shear loading*. *Engineering Fracture Mechanics* 78: 2919-2934. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2011.08.008>.

Dunne F, Petrinic N (2005). *Introduction to computational plasticity*. Oxford University Press, New York.

DIN EN 10338:2015. *Hot rolled and cold rolled non-coated flat products of multiphase steels for cold forming – Technical delivery conditions*.

Emmens WC (2011). *Formability: A review of parameters and processes that control, limit or enhance the formability of sheet metal*. Springer, New York

Fernández CD, Piñeiro M (2008). *Superficies de respuesta. Método y diseños*. Universidad de Oviedo, Servicio de Publicaciones, Oviedo.

Galán J, Samek L (2012). *Advanced high strength steels for automotive industry*. *Revista de Metalurgia* 48: 118-131. <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.1158>

Ghassemi-Armaki H, Maaß R, Bhat SP, Sriram S, Greer JR, Kumar KS (2014). *Deformation response of ferrite and martensite in a dual-phase steel*. *Acta Materialia* 62: 197-211. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.001>.

- Ghadbeigi H, Pinna C., Celotto S (2013). *Failure mechanisms in DP600 steel: Initiation, evolution and fracture*. Materials Science and Engineering 588: 420-431. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.09.048>.
- Golovashchenko SF, Gillard AJ, Mamutov AV (2013). *Formability of dual phase steels in electrohydraulic forming*. Journal of Materials Processing Technology 213-7: 1191-1212. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.01.026>.
- Goodwin GM (1968). *Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop*. Society of Automotive Engineers No. 680093: 380–387.
- Gronostajski J (1984). *Sheet metal forming-limits for complex strain paths*. Journal of mechanical working technology 10(3): 349–362. [http://dx.doi.org/10.1016/0378-3804\(84\)90048-2](http://dx.doi.org/10.1016/0378-3804(84)90048-2).
- Groover MP (2010). *Fundamentals of modern manufacturing. Materials, processes, and systems*. 4th Ed., John Wiley & Sons, Inc. Hoboken, New Jersey.
- Gutiérrez JM, Camacho AM (2014). *Investigations on the influence of blank thickness (t) and length/wide punch ratio (LD) in rectangular deep drawing of dual-phase steels*. Computational Materials Science 91: 134-145. <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.04.024>.
- Hassan M, Hezam L, El-Sebaie M, Purbolaksono J (2014). *Deep drawing characteristics of square cups through conical Dies*. Procedia Engineering 81: 873-880. <http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2014.10.091>.
- Hashemi R, Abrinia K (2014). *Analysis of the extended stress-based forming limit curve considering the effects of strain path and through-thickness normal stress*. Materials & Design 54: 670–677. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.08.023>.
- He J, Zeng D, Zhu X, Cedric Xia Z, Li S (2014). *Effect of nonlinear strain paths on forming limits under isotropic and anisotropic hardening*. International Journal of Solids and Structures 51(2): 402–415. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2013.10.013>.
- Hecker SS (1975). *Simple technique for determining forming limit curves*. Sheet Metal Industries 52(11): 671–676.
- Hill R (1952). *On discontinuous plastic states with special reference to localized necking in thin sheets*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 1:19–30. [http://dx.doi.org/10.1016/0022-5096\(52\)90003-3](http://dx.doi.org/10.1016/0022-5096(52)90003-3).

- Hooputra, H, Gese H, Dell H, Werner H (2004). *A comprehensive failure model for crashworthiness simulation of Aluminum extrusions*. International Journal of Crashworthiness 9: 449–463. <http://dx.doi.org/10.1533/ijcr.2004.0289>.
- Hosford WF, Caddell RM (2011). *Metal forming: mechanics and metallurgy*. 4<sup>th</sup> Ed., Cambridge University Press.
- Hosseini-Toudeshky H, Anbarlooie B, Kadkhodapour J, Shadalooyi G (2014). *Microstructural deformation pattern and mechanical behavior analyses of DP600 dual phase steel*. Materials Science and Engineering: A 600: 108-121. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.02.016>.
- Hotz W (2006). *European efforts in standardisation of FLC*. En: *Proc. Numerical and experimental methods in prediction of forming limits in sheet forming and tube hydroforming processes*. FLC-Zurich06, Zurich, Switzerland.
- Hudgins, A.W, Matlock D.K, Speer J.G, Tyne C.J (2010). *Predicting instability at die radii in advanced high strength steels*. Journal of Material Processing Technology 210: 741–750. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.12.012>.
- Ibarrondo I (1985). *Embutición Extraprofunda*. Universidad del País Vasco, Servicio de Publicaciones, Bilbao.
- Isik K, Soyarslan C, Tekkaya A.E. (2011). *Analysis of formability of advanced high strength steel sheets with phenomenologically based failure criteria with separate treatment of instability, shear and normal fracture*. 8<sup>th</sup> European LS-Dyna Users Conference. Strasbourg.
- ISO 12004-2:2008. *Metallic materials-sheet and strip-determination of forming limit curves in laboratory*.
- Keeler S, Kimchi M (Eds.) (2014). *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 5.0*. [http://309fbf2c62e8221fbaf0-b80c17cbaf20104b072d586b316c6210.r88.cf1.rackcdn.com/AHSS\\_Guidelines\\_V5.0\\_20140514.pdf](http://309fbf2c62e8221fbaf0-b80c17cbaf20104b072d586b316c6210.r88.cf1.rackcdn.com/AHSS_Guidelines_V5.0_20140514.pdf).
- Keeler SP, Backofen WA (1963). *Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches*. Transactions of the American Society for Metals 56:25–48.
- Keeler SP, Brazier WG (1975). *Relationship between laboratory material characterization and press-shop formability*. Microalloying 75: 517-530.
- Kim H, Altan T, Yan Q (2009). *Evaluation of stamping lubricants in forming advanced high strength steels (AHSS) using deep drawing and ironing tests*. Journal of Materials

- Processing Technology 209-8: 4122-4133.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.10.007>.
- Kim S, Lee J, Barlat F, Lee MG (2013). *Formability prediction of advanced high strength steels using constitutive models characterized by uniaxial and biaxial experiments*. Journal of Materials Processing Technology 213(11): 1929–1942.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.05.015>.
- Ko Y. K, Lee J.S, Huh H, Kim H.K, Park S.H (2007). *Prediction of fracture in hub-hole expanding process using a new ductile fracture criterion*. Journal of Materials Processing Technology. 188: 358-362.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.11.071>.
- Kuehl RO (2001). *Diseño de experimentos: Principios estadísticos para el diseño y análisis de investigaciones*. 2ª Edición, Editorial Thomson Learning, México D.F.
- Kuroda M, Tvergaard V (2000). *Forming limit diagrams for anisotropic metal sheets with different yield criteria*. International journal of solids and structures 37(37): 5037–5059. [http://dx.doi.org/10.1016/S0020-7683\(99\)00200-0](http://dx.doi.org/10.1016/S0020-7683(99)00200-0).
- Lai Q, Bouaziz O, Gouné M, Brassart L, Verdier M, Parry G, Perlade A, Bréchet Y, Pardoën T (2015). *Damage and fracture of dual-phase steels: Influence of martensite volume fraction*. Materials Science and Engineering 646: 322-331.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.08.073>.
- Lange K (1985). *Handbook of metal forming*. Mc. Graw Hill, New York.
- Li Y, Wierzbicki T (2010). *Prediction of plane strain fracture of AHSS sheets with post-initiation softening*. International Journal of Solids and Structures 47: 2316–2327.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2010.04.028>.
- Li Y, Luo M, Gerlach J, Wierzbicki T (2010). *Prediction of shear-induced fracture in sheet metal forming*. Journal of Materials Processing Technology 210: 1858-1869.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.06.021>.
- Livatyali H, Firat M, Gurler B, Ozsoy M (2010). *An experimental analysis of drawing characteristics of a dual-phase steel through a round drawbead*. Materials & Design 31-3: 1639-1643. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2009.08.030>.
- Lou Y, Hug H (2012). *Ductile fracture of dual phase steel: Mechanisms, modeling, prediction and prospective applications*. Forming Technology Forum, IVP, ETH Zurich, Suiza, 5-6 junio 2012.

- Lou Y, Hug H (2013). *Extension of a shear-controlled ductile fracture model considering the stress triaxiality and the Lode parameter*. International Journal of Solids and Structures 50: 447-455. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2012.10.007>.
- Lou Y, Hug H (2013). *Prediction of ductile fracture for advanced high strength steel with a new criterion: Experiments and simulation*. Journal of Materials Processing Technology 213: 1284-1302. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.03.001>.
- Lou Y, Hug H (2013). *Evaluation of ductile fracture criteria in a general three-dimensional stress state considering the stress triaxiality and the lode parameter*. Acta Mechanica Solida Sinica 26: 642-658. [http://dx.doi.org/10.1016/S0894-9166\(14\)60008-2](http://dx.doi.org/10.1016/S0894-9166(14)60008-2).
- Lou Y, Hug H, Lim S, Pack K (2012). *New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals*. International Journal of Solids and Structures 49: 3605-3615. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2012.02.016>.
- Luo M, Wierzbicki T (2010). *Ductile fracture calibration and validation of anisotropic aluminium sheets*. In: Proceedings of the Society for Experimental Mechanics Inc, Annual Conference, Albuquerque, Nuevo México, 1 junio – 4 junio 2009.
- Luo M, Wierzbicki T (2010). *Numerical failure analysis of a stretch-bending test of dual-phase sheets using a phenomenological fracture model*. International Journal of Solids and Structures 47: 3084-3102. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2010.07.010>.
- Luo M, Li Y, Gerlach J, Wierzbicki T (2010). *Prediction of shear-induced crack initiation in AHSS deep drawing operation with a phenomenological fracture model*. Proceedings of the 10<sup>th</sup> International Conference NUMIFORM 2010, American Institute of Physics 978-0-7354-0800-5/10, 2010.
- Marciniak Z (2002). *Mechanics of sheet metal forming*. 2<sup>nd</sup> Ed., Butterworth-Heinemann, London.
- Marciniak Z, Duncan JL, Hu SJ (2002). *Mechanics of sheet metal forming*. 2<sup>nd</sup> Ed., Butterworth-Heinemann, London.
- Marciniak Z, Kuczynski K (1967). *Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal*. International Journal of Mechanical Sciences 9: 609-620. [http://dx.doi.org/10.1016/0020-7403\(67\)90066-5](http://dx.doi.org/10.1016/0020-7403(67)90066-5).
- McClintock F, Zheng Z (1993). *Ductile fracture in sheets under transverse strain gradients*. International journal of fracture 64(4):321-337. <http://dx.doi.org/10.1007/BF00017848>.

- Medellín-Castillo HI, García-Zugasti PJ, de Lange DF, Colorado-Alonso FJ (2013). *Analysis of the allowable deep drawing height of rectangular steel parts*. International Journal of Advanced Manufacturing Technology 66: 371-380. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-012-4331-9>.
- Morgan S (2013). *Advanced High-Strength Steel technologies in the 2013, Ford Motor Company*. <http://www.autosteel.org/~media/Files/Autosteel/Great%20Designs%20in%20Steel/GDIS%202012/Advanced%20High-Strength%20Steel%20Technologies%20in%20the%202013%20Ford%20Fusion.pdf>.
- Nichare C, Hodgson P.D, Weiss M (2011). *Necking and fracture of advanced high strength steels*. Materials Science and Engineering 528: 3010-3013. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.12.098>.
- Panich S, Barlat, F, Uthaisangsuk V, Suranuntchai S, Jirathearanat S (2013). *Experimental and theoretical formability analysis using strain and stress based forming limit diagram for advanced high strength steels*. Materials and Design 51: 756-766. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.04.080>.
- Park K, Nishiyama M, Nakada N, Tsuchiyama T, Takaki S (2014). *Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual-phase steel*. Materials Science and Engineering: A 604: 135-141. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.02.058>.
- Paul SK (2012). *Theoretical analysis of strain and stress based forming limit diagrams*. Journal of Strain Analysis 48: 177-188. <http://dx.doi.org/10.1177/0309324712468524>.
- Pickett A, Pyttel T, Payen F, Lauro F, Petrinic N, Werner H, Christlein J (2004). *Failure prediction for advanced crashworthiness of transportation vehicles*. International Journal of Impact Engineering 30: 853-872. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2004.04.004>.
- Rees D (2006). *Basic engineering plasticity: An introduction with engineering and manufacturing applications*. Butterworth-Heinemann, London.
- Rojek J, Lumelskyy D, Pecherski R, Grosman F, Tkocz M, Chorzepa W (2013). *Forming Limit Curves for complex strain paths*. Archives of Metallurgy and Materials 58(2): 587-593. <http://dx.doi.org/10.2478/amm-2013-0042>.
- Schey J (2000). *Introduction to manufacturing processes*. 3rd Ed., McGraw-Hill, Michigan.
- Siebel E, Beisswanger H (1955). *Deep drawing*. Carl Hanser Verlag, München.

- Situ Q, Jain M, Bruhis M (2006). *A suitable criterion for precise determination of incipient necking in sheet materials*. Materials Science Forum 519-521: 111–116. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.519-521.111>.
- Smith LM, Averill RC, Lucas JP, Stoughton TB, Matin PH (2003). *Influence of transverse normal stress on sheet metal formability*. International Journal of Plasticity 19: 1567–1583. [http://dx.doi.org/10.1016/S0749-6419\(02\)00035-9](http://dx.doi.org/10.1016/S0749-6419(02)00035-9).
- Stören S, Rice JR (1975). *Localized necking in thin sheets*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 23: 421-441. [http://dx.doi.org/10.1016/0022-5096\(75\)90004-6](http://dx.doi.org/10.1016/0022-5096(75)90004-6).
- Stoughton TB (2000). *A general forming limit criterion for sheet metal forming*. International Journal of Mechanical Sciences 42:1–27. [http://dx.doi.org/10.1016/S0020-7403\(98\)00113-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0020-7403(98)00113-1).
- Stoughton TB (2001). *Stress-based forming limits in sheet-metal forming*. Journal of Engineering Materials and Technology 123:417–422. <http://dx.doi.org/10.1115/1.1398083>.
- Stoughton TB, Zhu X (2004). *Review of theoretical models of the strain based FLD and their relevance to the stress-based FLD*. International Journal of Plasticity 40: 1463-1486. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2003.11.004>.
- Stoughton TB, Yoon JW (2011). *A new approach for failure criterion for sheet metals*. International Journal of Plasticity 27: 440–459. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2010.07.004>.
- Sun X, Choi K S, Liu W N, Khaleel M A (2009). *Predicting failure modes and ductility of dual phase steels using plastic strain localization*. International Journal of Plasticity 25: 1888-1909. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2008.12.012>.
- Swift HW (1952). *Plastic instability under plane stress*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 1: 1–18. [http://dx.doi.org/10.1016/0022-5096\(52\)90002-1](http://dx.doi.org/10.1016/0022-5096(52)90002-1).
- Roth C.C, Mohr D (2014). *Effect of strain rate on ductile fracture initiation in advanced high strength steel sheets: Experiments and modelling*. International Journal of Plasticity 56: 19-44. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2014.01.003>.
- Takuda H, Mori K, Hatta N (1997). *Fracture prediction in stretch forming using finite element simulation combined with ductile fracture criterion*. Archive of Applied Mechanics 67: 143-150. <http://dx.doi.org/10.1007/s004190050106>.

Takuda H, Mori K, Hatta N (1999). *The application of some criteria for ductile fracture to the prediction of the forming limit of sheet metals*. Journal of Materials Processing Technology 95: 116-121. [http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(99\)00275-7](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(99)00275-7).

Tasan C.C, Hoefnagels J.P.M, Horn C.H.L.J, Geers M.G.D (2009). *Experimental analysis of strain path dependent ductile damage mechanics and forming limits*. Mechanics of Materials 41: 1264-1276. <http://dx.doi.org/10.1016/j.mechmat.2009.08.003>.

Tisza M (2002). *Physical metallurgy for engineers*. ASM International Materials, Ohio.

UNE-EN 10027:2006. *Sistemas de designación de aceros. Parte 1: Designación simbólica*.

Uthaisangsuk V, Prahl U, Bleck W (2011). *Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels*. Engineering Fracture Mechanics 78-3: 469-486. <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2010.08.017>.

Vallellano C, Erce JJ, García-Lomas FJ (2005). *Predicción del fallo en el conformado plástico de chapa mediante criterios de fractura dúctil*. Revista Iberoamericana de Ingeniería Mecánica 9: 101-111.

Valente L, Chemin R, Prestes P (2013). *Fracture analysis approach of DP600 steel when subjected to different stress/strain states during deformation*. International Journal of Advanced Manufacturing Technology 69: 1017-1024. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-013-5104-9>.

Wang W, Wei X (2013). *The effect of martensite volume and distribution on shear fracture propagation of 600-1000 MPa dual phase sheet steels in the process of deep drawing*. International Journal of Mechanical Sciences 67: 100-107. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2012.12.011>.

Wassilieff B (1966). *Embutición*. Editorial Hispano Europea, Barcelona.

Werber A, Liewald M, Nester W, Grünbaum M, Wiegand K, Simon J, Timm J, Hotz W (2013). *Assessment of forming limit stress curves as failure criterion for non-proportional forming processes*. Production Engineering 7(2-3): 213-221. <http://dx.doi.org/10.1007/s11740-013-0446-6>.

Wesenjok R, Kremaszky C, Werner E (2016). *Prediction of forming-limit curves of dual-phase steels based on a multiple length scale modelling approach considering material instabilities*. Computational Materials Science 111: 277-288. <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2015.09.046>.

- Wierzbicki T, Bao Y, Lee YW, Bai Y (2005). *Calibration and evaluation of seven fracture models*. International Journal of Mechanical Sciences 47(4): 719–743. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2005.03.003>.
- Wu PD, Graf A, MacEwen SR, Lloyd DJ, Jain M, Neale KW (2005). *On forming limit stress diagram analysis*. International Journal of Solids and Structures 42: 2225–2241. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2004.09.010>.
- Wu-rong W, Chang-wei H, Zhong-hua Z, Xi-cheng W (2011). *The limit drawing ratio and formability prediction of advanced high strength dual-phase steels*. Materials & Design 32-6: 3320-3327. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2011.02.021>.
- Xue L (2007). *Damage accumulation and fracture initiation in uncracked ductile solids subject to triaxial loading*. International Journal of Solids and Structures 44: 5163–5181. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2006.12.026>.
- Yao H, Kinsey BL, Cao J (2000). *Rapid design of corner restraining force in deep drawn rectangular parts*. International Journal of Machine Tools & Manufacture 40: 113-131. [http://dx.doi.org/10.1016/S0890-6955\(99\)00052-8](http://dx.doi.org/10.1016/S0890-6955(99)00052-8).
- Yingbin B, Wierzbicki T (2004). *On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space*. International Journal of Mechanical Sciences 46: 81-98. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2004.02.006>.
- Yoshida K, Kuwabara T, Narihara K, Takahashi S (2005). *Experimental verification of the path-independence of forming limit stresses*. International Journal of Forming Processes 8: 283–298. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2006.05.005>.
- Yu HY, Shen JY (2014). *Evolution of mechanical properties for a dual-phase steel subjected to different loading paths*. Materials & Design 63: 412-418. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.06.003>.
- Zadpoor AA, Sinke J, Benedictus R (2009). *Formability prediction of high strength aluminium sheets*. International Journal of Plasticity 25: 2269-2297. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2009.02.005>.
- Zeng D, Chappuis L, Xia ZC, Zhu X (2009). *A path independent forming limit criterion for sheet metal forming simulations*. SAE International Journal of Materials & Manufacturing 1(1): 809–817. <http://dx.doi.org/10.4271/2008-01-1445>.