



# ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES Y DE TELECOMUNICACIÓN

## TESIS DOCTORAL

### **“ANÁLISIS Y MODELIZACIÓN DEL DAÑO EN ELEMENTOS MECÁNICOS OBTENIDOS A PARTIR DE MATERIAL NANOESTRUCTURADO”**

Doctorando: Juan Pablo Fuertes Bonel

Director: Dr. Carmelo Javier Luis Pérez

Co-director: Dr. Rodrigo Luri Irigoyen

Dpto. Ing. Mecánica, Energética y de Materiales

Universidad Pública de Navarra

Pamplona, 1 de junio de 2017



**A mi madre y a mis tíos Miguel y M<sup>a</sup> Jose,  
por su generosidad, enseñanzas y amor incondicional**

**A mi padre, que desde ahí arriba espero esté orgulloso de mi**

**Y especialmente a mi tía Bego, porque jamás se llenará el vacío que dejó**



## **AGRADECIMIENTOS**

Quisiera expresar mi más sentido y profundo agradecimiento a cuantas personas han prestado su colaboración en la realización de esta Tesis Doctoral.

En particular, me gustaría agradecer sinceramente a mis Directores de Tesis: Profesor Dr. D. Carmelo Javier Luis Pérez, Catedrático de Universidad del Área de Conocimiento de Ingeniería de los Procesos de Fabricación de la Universidad Pública de Navarra y Profesor Dr. D. Rodrigo Luri Irigoyen, Titular de Universidad del Área de Conocimiento de Ingeniería de los Procesos de Fabricación, de la Universidad Pública de Navarra, por su colaboración, apoyo y consejos, sin los que hubiera sido imposible la realización de esta Tesis Doctoral.

Además, desearía expresar mi más sincera gratitud al Departamento de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales de la Universidad Pública de Navarra, y en especial a mis compañeros del Área de Ingeniería de Procesos de Fabricación: Iñaki Puertas, Javier León y Daniel Salcedo, por su generosidad con el trabajo, apoyo, ánimos y consejos, sin los cuales no hubiera podido finalizar este trabajo. También quisiera agradecer a Santos Barbería su ayuda material y personal, consejos y su tiempo dedicado en el taller, sin que hiciera falta pedirlo y a Alexia Torres los momentos de apoyo y ayuda entre doctorandos.

Por supuesto, no puedo olvidarme de mi familia. De los que están: mi madre y mis tíos Miguel y M<sup>a</sup> Jose, de los que están cuidándome desde ahí arriba: mi padre y mi tía Bego y de los que no son familia, pero como si lo fueran: Jesús Y M<sup>a</sup> Luz. Gracias por ser los más incondicionales y por tantas enseñanzas y ejemplos de vida, que me han hecho ser la persona que soy hoy en día. Jamás podré devolver, de una u otra manera, todo lo que me habéis dado y me seguiréis dando.

No quiero dejar de acordarme de mis amigos. Tanto de los que comparto el día a día, como de los que veo de manera esporádica, pero cuya

amistad no entiende de tiempos, ni lugares. Por esos momentos en los que no he podido dar lo mejor de mí, una parte de esta Tesis Doctoral es vuestra.

Finalmente, me gustaría agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación (actualmente Ministerio de Economía y Competitividad) por la ayuda mostrada a través del Proyecto Nacional de Investigación DPI2013-41954-P.

# I. ÍNDICE

I.	ÍNDICE.....	7
II.	LISTA DE FIGURAS .....	11
III.	LISTA DE TABLAS.....	15
IV.	NOMENCLATURA EMPLEADA.....	17
V.	RESUMEN.....	19
VI.	ABSTRACT .....	20
1.	PLANTEAMIENTO Y OBJETIVOS.....	23
2.	REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE .....	27
2.1.	Introducción.....	27
2.2.	Antecedentes de los procesos de deformación plástica severa (SPD).....	27
2.2.1.	Introducción al proceso de ECAP .....	29
2.2.1.	Microestructura y su relación con la mejora de las propiedades mecánicas.....	32
2.3.	Antecedentes de la forja isotérmica.....	37
2.4.	Caracterización del material nanoestructurado.....	43
2.5.	Antecedentes del daño en procesos de conformado por deformación plástica.....	49
2.5.1.	Estudio de predicción del daño en procesos de conformado por deformación plástica .....	49
2.5.2.	Mecánica del daño dúctil.....	50
2.5.3.	Estudio del daño mediante elementos finitos.....	54
2.6.	Antecedentes del daño debido al desgaste .....	56
2.7.	Antecedentes de ensayos de funcionamiento .....	61
2.8.	Conclusiones .....	67
3.	EQUIPAMIENTO Y ALEACIÓN EMPLEADA .....	71
3.1.	Equipo de extrusión en canal angular constante (ECAP).....	71
3.2.	Equipo para la realización de ensayos de compresión.....	73
3.3.	Prensa hidráulica.....	75
3.4.	Equipos de ensayos a componentes mecánicos .....	77
3.5.	Microdurómetro .....	78
3.6.	Equipos de microscopía .....	79
3.7.	AA5083 .....	80
3.7.1.	AA5083-N0 .....	80
3.7.2.	AA5083-N2 .....	81
3.8.	Conclusiones .....	83
4.	DETERMINACIÓN DE LA LEY DE FLUENCIA DE LA AA5083 .....	87
4.1.	Introducción.....	87
4.2.	Obtención de las leyes de fluencia de la AA5083 mediante modelos tradicionales .....	88
4.2.1.	Ajuste de los parámetros de la ley de fluencia de tipo Hollomon .....	93
4.2.2.	Ajuste de los parámetros de la ley de fluencia de tipo Voce.....	94

4.3.	<b>Determinación de la ley de fluencia de la AA5083 con el modelo de [León et al., 2016]</b> .....	98
4.4.	<b>Validación de la ley de fluencia de la A5083 con los resultados experimentales ..</b> .....	105
4.5.	<b>Validación de la ley de fluencia de la AA5083 mediante FEM</b> .....	108
4.6.	<b>Conclusiones</b> .....	111
5.	<b>ANÁLISIS DEL DAÑO EN LA AA5083</b> .....	115
5.1.	<b>Introducción</b> .....	115
5.2.	<b>Determinación del daño crítico para la AA5083</b> .....	115
5.2.1.	Diseño de la probeta para determinar el daño crítico .....	116
5.3.	<b>Análisis del daño mediante simulaciones por FEM en la AA5083</b> .....	120
5.3.1.	Generación del modelo .....	120
5.3.2.	Obtención del daño en la AA5083 mediante simulaciones por volúmenes finitos..	122
5.4.	<b>Estudio experimental para la detección del daño</b> .....	125
5.5.	<b>Discusión de resultados</b> .....	128
5.5.1.	AA5083.....	128
5.6.	<b>Conclusiones</b> .....	131
6.	<b>ANÁLISIS DE LA FORJA DE LA BIELA DE AA5083 A PARTIR DE MATERIAL NANOESTRUCTURADO</b> .....	135
6.1.	<b>Introducción</b> .....	135
6.2.	<b>Consideraciones de diseño de la matriz para la forja de la biela</b> .....	136
6.2.1.	Metodología del diseño .....	137
6.2.2.	Desarrollo del modelo para la simulación por volúmenes finitos .....	138
6.3.	<b>Obtención del diseño de la matriz para la fabricación de las bielas</b> .....	140
6.3.1.	Diseño del primer golpe del proceso de forja de la biela .....	141
6.3.1.1.	Primer diseño de la preforma .....	142
6.3.1.2.	Segundo diseño de la preforma .....	143
6.3.1.3.	Diseño final de la preforma .....	145
6.3.2.	Diseño del segundo golpe del proceso de forja de la biela.....	147
6.3.2.1.	Primer diseño de la biela .....	147
6.3.2.2.	Segundo diseño de la biela .....	148
6.3.2.3.	Diseño final de la biela .....	149
6.4.	<b>Análisis de la forja de bielas mediante elementos finitos</b> .....	152
6.5.	<b>Análisis de microdurezas y microscopía de la biela fabricada</b> .....	157
6.5.1.	Análisis de microdurezas en la biela fabricada .....	158
6.5.2.	Análisis mediante microscopía óptica y electrónica.....	159
6.6.	<b>Conclusiones</b> .....	162
7.	<b>ANÁLISIS DEL DAÑO EN FUNCIONAMIENTO DE LA BIELA FABRICADA</b> .....	165
7.1.	<b>Introducción</b> .....	165
7.2.	<b>Análisis del daño en la biela debido a fenómenos de fatiga</b> .....	166



7.2.1.	Generación del modelo FEM del Ensayo de Fatiga a Tracción y Compresión	167
<b>7.3.</b>	<b>Estudio experimental del comportamiento a fatiga</b>	<b>172</b>
<b>7.4.</b>	<b>Análisis del daño debido a fenómenos de desgaste en la biela en funcionamiento</b>	<b>173</b>
7.4.1.	Medida del desgaste	174
7.4.2.	Desgaste en funcionamiento	174
7.4.3.	Estudio del desgaste en funcionamiento de la biela mediante simulaciones por elementos finitos	176
7.4.1.	Análisis de la superficie desgastada mediante microscopía	181
<b>7.5.</b>	<b>Conclusiones</b>	<b>184</b>
<b>8.</b>	<b>CONCLUSIONES Y DESARROLLOS FUTUROS</b>	<b>187</b>
8.1.	Conclusiones generales	187
8.2.	Conclusiones particulares	188
8.3.	Desarrollos futuros	190
<b>9.</b>	<b>REFERENCIAS</b>	<b>193</b>



## II. LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 2.1.</b> Matriz de ECAP [Luri et al., 2011].....	29
<b>Figura 3.1.</b> Prensa de ECAP.....	71
<b>Figura 3.2.</b> Grupo hidráulico y cilindro de presión del punzón.....	72
<b>Figura 3.3.</b> Sistema de Matriz y Portamatriz de la prensa de ECAE.....	73
<b>Figura 3.4.</b> Matriz de ECAP.....	73
<b>Figura 3.5.</b> Máquina de tracción y compresión.....	74
<b>Figura 3.6.</b> Detalle del material cerámico.....	74
<b>Figura 3.7.</b> Controladores digitales PID de la temperatura de las resistencias.....	75
<b>Figura 3.8.</b> Vista completa de la prensa hidráulica.....	76
<b>Figura 3.9.</b> Modificaciones realizadas en la prensa hidráulica.....	76
<b>Figura 3.10.</b> Resistencias térmicas y termopares.....	77
<b>Figura 3.11.</b> Equipo de ensayo de bielas (poner leyendas).....	78
<b>Figura 3.12.</b> Microdurómetro.....	79
<b>Figura 3.13.</b> Equipos necesarios para realizar la microscopía.....	80
<b>Figura 3.14.</b> Probeta procesada por ECAP.....	82
<b>Figura 3.15.</b> Comparativa SEM de material en estado recocido y tras dos pasadas de ECAP.....	83
<b>Figura 4.1.</b> Ensayo de compresión entre plataformas plano-paralelas.....	89
<b>Figura 4.2.</b> Curva fuerza-posición para la AA5083-N2 a 200 °C.....	89
<b>Figura 4.3.</b> Tensión nominal frente a alargamiento unitario para la AA5083-N2 a 200 °C.....	90
<b>Figura 4.4.</b> Curva tensión-deformación para la AA5083-N2 a 200 °C.....	90
<b>Figura 4.5.</b> Determinación del límite elástico para la AA5083-N2 a 200 °C.....	91
<b>Figura 4.6.</b> Parte plástica de la AA5083-N2 a 200 °C.....	91
<b>Figura 4.7.</b> Curvas de fluencia obtenidas experimentalmente para la AA5083.....	92
<b>Figura 4.8.</b> Determinación de los parámetros de la ley de Hollomon para la AA5083-N2 a 200 °C.....	93
<b>Figura 4.9.</b> Comparativa entre los datos experimentales y la aproximación según la ley de fluencia de Hollomon.....	93
<b>Figura 4.10.</b> Comparativa entre curva tensión-deformación real y Hollomon para la AA5083-N2 a 200 °C.....	94
<b>Figura 4.11.</b> Obtención de los parámetros m y B para la AA5083-N2 a 200 °C.....	95
<b>Figura 4.12.</b> Determinación del parámetro A para la AA5083-N2 a 200 °C.....	96
<b>Figura 4.13.</b> Comparativa entre los datos experimentales y la aproximación según la ley de material de Voce.....	96
<b>Figura 4.14.</b> Comparativa entre curva tensión-deformación real y Voce para la AA5083-N2 a 200 °C.....	97
<b>Figura 4.15.</b> Comparativa de las leyes de material tipo Hollomon y Voce frente a la curva real en la AA5083.....	98
<b>Figura 4.16.</b> Representación de los tipos de casos considerados [León et al., 2016].....	100
<b>Figura 4.17.</b> Representación de la curva tensión-deformación junto con su primera, segunda y tercera derivada [León et al., 2016].....	101
<b>Figura 4.18.</b> Variación de los parámetros de la ley de [León et al., 2016] en función de la temperatura, para la AA5083-N0 y la AA5083-N2.....	103
<b>Figura 4.19.</b> Superficie que engloba las curvas de la ley de fluencia de [León et al., 2016] ..	104
<b>Figura 4.20.</b> Comparativa entre las tres leyes de fluencia estudiadas para la AA5083-N2 a 250 °C [León et al., 2016].....	105
<b>Figura 4.21.</b> Comparativa de las tres leyes de material a temperatura ambiente y a altas temperaturas (250 °C) frente a la real para la AA5083-N2 [León et al., 2016].....	106
<b>Figura 4.22.</b> Gráficas de los errores cuadráticos medios de cada ley de fluencia respecto a la curva experimental para la AA5083.....	107
<b>Figura 4.23.</b> Conjunto inicial.....	109
<b>Figura 4.24.</b> Relación de contactos y ley de fluencia empleada.....	109
<b>Figura 4.25.</b> Modelo en FEM de la compresión entre plataformas plano-paralelas.....	110
<b>Figura 4.26.</b> Curvas de carga-carrera obtenidas mediante FEM para la AA5083, en los 3 estados de partida.....	111
<b>Figura 5.1.</b> Geometrías iniciales encontradas en [Gouveia et al., 1996].....	116
<b>Figura 5.2.</b> Distribución de daño a una altura final de 2 mm para las probetas de [Gouveia et al., 1996].....	117

<b>Figura 5.3.</b> Geometría inicial [Luri et al., 2016].	118
<b>Figura 5.4.</b> Metodología de diseño.	118
<b>Figura 5.5.</b> Probeta empleada para los ensayos de daño [Luri et al., 2016].	119
<b>Figura 5.6.</b> Superficie donde aparece en daño crítico en la probeta.	119
<b>Figura 5.7.</b> Modelo de la probeta y el conjunto de plataformas plano-paralelas seleccionado para estudiar el daño.	120
<b>Figura 5.8.</b> Curvas de fluencia a diferentes temperaturas para el estudio del daño crítico.	121
<b>Figura 5.9.</b> Sección mallada de la probeta inicial.	121
<b>Figura 5.10.</b> Parámetros de temperatura.	122
<b>Figura 5.11.</b> Distribución del daño en diferentes alturas de probeta a $T = 25\text{ °C}$ .	124
<b>Figura 5.12.</b> Evolución del daño durante la compresión para una AA5083-N2 a $T = 25\text{ °C}$ ( $R^2 = 99,93\%$ , $R^2_{\text{ajustado}} = 99,92\%$ ).	124
<b>Figura 5.13.</b> Conjunto de matrices y placas para realizar las compresiones isotérmicas.	125
<b>Figura 5.14.</b> Procedimiento para evaluar el daño de manera experimental.	127
<b>Figura 5.15.</b> Procedimiento experimental mediante compresión isotérmica de probetas de AA5083 en estado N2 a $25\text{ °C}$ .	127
<b>Figura 5.16.</b> Evolución del daño crítico según la temperatura en la AA5083.	129
<b>Figura 5.17.</b> Anillos forjados a partir de AA5083-N2 [Luis et al., 2013].	129
<b>Figura 5.18.</b> Biela forjada a partir de AA5083-N2 [Fuertes et al., 2016].	130
<b>Figura 6.1.</b> Mecanismo pistón-biela-manivela.	135
<b>Figura 6.2.</b> Partes de una biela.	136
<b>Figura 6.3.</b> Sección de una matriz que incluye ángulos de despulla y sobre-espesores debido a la contracción y el mecanizado posterior de la pieza.	138
<b>Figura 6.4.</b> Ley de fluencia para la AA5083-N2.	139
<b>Figura 6.5.</b> Remallado de las geometrías empleadas.	139
<b>Figura 6.6.</b> Procedimiento de diseño [Fuertes et al., 2015 (b)].	141
<b>Figura 6.7.</b> Secciones transversales para el análisis del llenado de la huella.	141
<b>Figura 6.8.</b> Primer diseño de la preforma [Fuertes et al., 2015 (b)].	142
<b>Figura 6.9.</b> Secciones internas del primer diseño.	143
<b>Figura 6.10.</b> Distribución del daño.	143
<b>Figura 6.11.</b> Probeta en plato de garras.	144
<b>Figura 6.12.</b> Segundo diseño de la preforma [Fuertes et al., 2015 (b)].	144
<b>Figura 6.13.</b> Secciones internas del segundo diseño.	145
<b>Figura 6.14.</b> Distribución del daño.	145
<b>Figura 6.15.</b> Diseño final para la preforma [Fuertes et al., 2015 (b)].	146
<b>Figura 6.16.</b> Secciones internas del diseño final de la preforma.	146
<b>Figura 6.17.</b> Distribución del daño.	147
<b>Figura 6.18.</b> Dimensiones finales de la biela.	147
<b>Figura 6.19.</b> Primer diseño para la biela [Fuertes et al., 2015 (b)].	148
<b>Figura 6.20.</b> Secciones internas del primer diseño del segundo golpe.	148
<b>Figura 6.21.</b> Segundo diseño para la biela [Fuertes et al., 2015 (b)].	149
<b>Figura 6.22.</b> Distribución del daño.	149
<b>Figura 6.23.</b> Diseño final para la biela [Fuertes et al., 2015 (b)].	150
<b>Figura 6.24.</b> Secciones internas del diseño final.	150
<b>Figura 6.25.</b> Distribución del daño.	151
<b>Figura 6.26.</b> Diseño optimizado en CAD.	151
<b>Figura 6.27.</b> Geometría de la probeta inicial.	151
<b>Figura 6.28.</b> Matrices de las bielas fabricadas [Fuertes et al., 2015 (b)].	152
<b>Figura 6.29.</b> Simulación del primer golpe de la fabricación de una biela circular.	153
<b>Figura 6.30.</b> Distribución de la deformación y del daño durante el primer golpe.	154
<b>Figura 6.31.</b> Simulación del segundo golpe de la fabricación de una biela circular.	155
<b>Figura 6.32.</b> Distribución de la deformación y del daño durante el segundo golpe.	156
<b>Figura 6.33.</b> Biela de AA5083-N2 forjada a distintas temperaturas.	156
<b>Figura 6.34.</b> Comparativa de las curvas de carga-carrera experimental y por FEM.	157
<b>Figura 6.35.</b> Zonas de estudio de la biela para la obtención microdurezas.	158
<b>Figura 6.36.</b> Zonas de las indentaciones.	158
<b>Figura 6.37.</b> Microdurezas en diferentes zonas de la biela y a diferentes temperaturas para la AA5083 en N0 y N2.	159
<b>Figura 6.38.</b> Micrografías de la AA5083-N0.	160
<b>Figura 6.39.</b> Micrografías de la AA5083-N2.	161

<b>Figura 7.1.</b> <i>Mecanismo pistón-biela-manivela</i> .....	165
<b>Figura 7.2.</b> <i>Biela fabricada de AA5083-N2</i> .....	167
<b>Figura 7.3.</b> <i>Biela fabricada</i> .....	167
<b>Figura 7.4.</b> <i>Mallado de la biela</i> .....	168
<b>Figura 7.5.</b> <i>Contactos y fuerza aplicada</i> .....	168
<b>Figura 7.6.</b> <i>Tensión Equivalente de Von Mises cuando la carga es de 1 kN en el caso de tracción</i> .....	169
<b>Figura 7.7.</b> <i>Esfuerzos fluctuantes</i> .....	170
<b>Figura 7.8.</b> <i>Esfuerzos fluctuantes</i> .....	171
<b>Figura 7.9.</b> <i>Diagramas de fatiga</i> .....	173
<b>Figura 7.10.</b> <i>Procedimiento de ensayo de bielas</i> .....	175
<b>Figura 7.11.</b> <i>Desgaste vs. nº de revoluciones</i> .....	176
<b>Figura 7.12.</b> <i>Biela y bulones</i> .....	177
<b>Figura 7.13.</b> <i>Proceso iterativo para calcular k</i> .....	178
<b>Figura 7.14.</b> <i>Desgaste de la AA5083-N2</i> .....	178
<b>Figura 7.15.</b> <i>Desgaste en funcionamiento en la cabeza y el pie de una biela</i> .....	179
<b>Figura 7.16.</b> <i>Desgaste en funcionamiento en la cabeza y el pie de una biela</i> .....	179
<b>Figura 7.17.</b> <i>Desgaste en una biela de AA5083-N2</i> .....	180
<b>Figura 7.18.</b> <i>Bielas una vez ensayadas</i> .....	181
<b>Figura 7.19.</b> <i>Biela cortada y sus zonas de estudio</i> .....	181
<b>Figura 7.20.</b> <i>Biela AA5083-N0</i> .....	182
<b>Figura 7.21.</b> <i>Biela AA5083-N2</i> .....	183



### III. LISTA DE TABLAS

<b>Tabla 2.I.</b> Tipologías de procesos de deformación plástica severa (SPD).....	28
<b>Tabla 2.II.</b> Rutas de procesado [Nakashima et al., 2000].....	30
<b>Tabla 3.I.</b> Composición de la AA5083. ....	80
<b>Tabla 3.II.</b> Principales propiedades físicas de la AA5083 [ASM, 1993].....	81
<b>Tabla 3.III.</b> Valores comparativos de microdurezas (HV) de la AA5083 según su estado de partida.....	82
<b>Tabla 4.I.</b> Relación de tipos de materiales que se van a utilizar en el ensayo.....	88
<b>Tabla 4.II.</b> Valores de los parámetros para la ley tipo Hollomon para la AA5083. ....	94
<b>Tabla 4.III.</b> Valores de los parámetros para la ley tipo Voce para la AA5083. ....	97
<b>Tabla 4.IV.</b> Valores de los parámetros para la ley propuesta para la AA5083.....	102
<b>Tabla 4.V.</b> Curvas polinómicas de ajuste para los parámetros de la ley de fluencia de [León et al., 2016].....	103
<b>Tabla 4.VI.</b> RMSE de cada ley de fluencia obtenida para la AA5083 respecto a la curva real (MPa) [León et al., 2016]. ....	108
<b>Tabla 5.I.</b> Resultados de daño crítico para la AA5083. ....	128
<b>Tabla 5.II.</b> Valores de microdurezas obtenidos en probetas de daño de la AA5083 en cada uno de los estados. ....	130
<b>Tabla 6.I.</b> Microdurezas de todas las bielas para la AA5083. ....	158
<b>Tabla 7.I.</b> Número de ciclos en los ensayos de fatiga para la AA5083-N0 y AA5083-N2.....	172
<b>Tabla 7.II.</b> Ensayos de desgaste pérdida en volumen [mm <sup>3</sup> ]. ....	175
<b>Tabla 7.III.</b> Ensayos de desgaste pérdida en volumen [mm <sup>3</sup> ]. ....	176
<b>Tabla 7.IV.</b> Coeficientes de desgaste dimensional (k [MPa <sup>-1</sup> ]). ....	178
<b>Tabla 7.V.</b> Desgaste por pérdida en volumen en la simulación FEM [mm <sup>3</sup> ], tras realizar 1,5·10 <sup>5</sup> ciclos.....	179
<b>Tabla 7.VI.</b> Comparativa del desgaste por pérdida en volumen en la simulación FEM [mm <sup>3</sup> ] y experimental, tras realizar 1,5·10 <sup>5</sup> ciclos. ....	180





## IV. NOMENCLATURA EMPLEADA

D: Variable de daño.

dD: Incremental de daño.

E: Módulo de *Young*.

$\epsilon$ : Deformación plástica real.

$\dot{\epsilon}$ : Velocidad de deformación.

$\bar{\epsilon}^p$ : Deformación plástica equivalente.

$\bar{\epsilon}_f^p$ : Deformación plástica equivalente en el instante de la fractura.

e: Alargamiento unitario.

$\sigma_f$ : Tensión de fluencia.

$\sigma_{\max}$ : Tensión máxima principal.

$\bar{\sigma}$ : Tensión de Von Mises.

$\sigma_h$ : Tensión hidrostática.

$\sigma_{\text{eq}}$ : Tensión equivalente.

$\sigma_m$ : Tensión media.

$\sigma_a$ : Tensión alterna.

$\bar{\sigma}$ : Tensión efectiva.

$T_m$ : Temperatura absoluta de fusión.

$T_{cr}$ : Temperatura de recristalización.

K y n: Constantes del modelo de *Hollomon*.

A, B y m: Constantes del material del modelo de *Voce*.

a, b, c, d y n: Constantes del material del modelo de la *nueva ley propuesta*.

$S_0$ ,  $S_1$ ,  $S_2$ : Puntos para obtener la *nueva ley propuesta*.

$\delta S_D$ : Área de microhuecos en el plano O.

$\delta S$ : Área total en el plano O.

f: Fracción de volumen de los microhuecos.

S: Parámetro de resistencia al daño del material relacionado con la ductilidad. Es independiente del coeficiente de Poisson.

$\mu$ : Coeficiente de rozamiento.

$W_{ab}$ : Parámetro de adherencia.

K: Coeficiente dimensional de desgaste de Archard.



## V. RESUMEN

En la presente Tesis Doctoral se aborda el diseño de un componente mecánico con estructura submicrométrica, obtenido a partir de material previamente procesado mediante Deformación Plástica Severa (SPD) por Extrusión en Canal Angular Constante (ECAP). Esta Tesis Doctoral se ha desarrollado en el marco de las actividades llevadas a cabo en el Proyecto Nacional de Investigación (DPI 2013-41954-P). Para la realización de esta Tesis Doctoral, se va a emplear una nueva ley de fluencia y una metodología para obtener el daño crítico, que permita caracterizar el comportamiento de la AA5083, en el proceso de forja del componente mecánico. Mediante simulaciones por volúmenes finitos y por elementos finitos se va a diseñar un conjunto de matrices, para la fabricación del componente mecánico por forja isotérmica. Por último, se va a estudiar el daño por desgaste en funcionamiento del componente mecánico. Primeramente, se obtendrá mediante ensayos de fatiga la carga adecuada, para que el fallo en el componente se produzca por desgaste y no por fatiga. Y seguidamente se analizará su comportamiento en servicio. Los resultados obtenidos en esta Tesis Doctoral mostraron que el material con grano submicrométrico tiene por un lado, mejores propiedades mecánicas y por el otro, un mejor comportamiento en servicio.

**Palabras clave:** ECAP, Daño, Biela, FEM, Desgaste.

## VI. ABSTRACT

This present doctoral thesis deals with the design of a mechanical component with submicrometric structure obtained from a material previously processed by Severe Plastic Deformation (SPD), in this case, Equal Channel Angular Pressing (ECAP). This doctoral thesis has been developed under the framework of the activities carried out in the National Research Project DPI 2013-41954-P. In order to carry out this present doctoral thesis, a new flow rule along with a new methodology so as to obtain critical damage are to be employed, where this will allow the behaviour of AA5083 in the forging process of the mechanical component to be characterized. Through both finite volume and finite element simulations, a set of dies will be designed in order to manufacture the mechanical component by isothermal forging. Finally, the damage due to wear will be studied during the life of the mechanical component. First, the adequate load will be obtained by fatigue tests so that the failure in the component takes place due to wear and not due to fatigue. Subsequently, life behaviour will be analysed. The results obtained in this present doctoral thesis will show that the material with submicrometric grain size has, on the one hand, better mechanical properties and, on the other hand, a better life behaviour.

**Keywords:** ECAP, Damage, Connecting rod, FEM, Wear.

# **CAPÍTULO 1**

## **Planteamiento y Objetivos**



## **1. PLANTEAMIENTO Y OBJETIVOS**

La presente Tesis Doctoral se enmarca dentro de las actividades de investigación que se han realizado dentro del Proyecto de Investigación DPI 2013-41954-P, del Plan Nacional de I+D+I, el cual está siendo llevado a cabo por investigadores pertenecientes al Grupo de Investigación de Ingeniería de Materiales y Fabricación (IMF), cuyo investigador principal es el profesor Carmelo J. Luis Pérez y al cual pertenezco como investigador.

Con la realización de esta Tesis Doctoral se busca avanzar en el desarrollo de un componente mecánico obtenido a partir de material previamente procesado por ECAP y, en analizar la mejora obtenida en el comportamiento en servicio de dicho componente mediante ensayos de fatiga y de desgaste en funcionamiento.

Para llevar a cabo este estudio, se va a dividir la presente Tesis Doctoral en las siguientes partes:

En primer lugar, se realizará una revisión del estado del arte mostrando los principales aspectos relacionados con la extrusión en canal angular, así como con los principales modelos para la medición del daño.

Seguidamente, se mostrarán los equipos empleados para la realización de la parte experimental de esta Tesis Doctoral. Los equipos se han empleado para: el procesado de material por ECAP, la determinación de las leyes de fluencia del material, el daño impartido a cada pieza, la forja isotérmica del componente diseñado, el análisis de sus propiedades mecánicas, el estudio del comportamiento a fatiga y por último el análisis del desgaste en servicio del componente desarrollado. Dichos equipos han sido desarrollados, tanto en el Proyecto de Investigación DPI-2013-41954-P, como en otros Proyectos de Investigación que han sido llevados a cabo por investigadores del Grupo de Investigación de IMF, y que han estado relacionados con la deformación plástica severa de materiales nanoestructurados. El proceso de ECAP es, en comparación con otros procesos de deformación plástica severa, el que introduce las deformaciones más homogéneas y el que permite el procesado de piezas de mayor tamaño. Por ello, es el que se empleará en la presente Tesis Doctoral.

Seguidamente, se mostrará el proceso de caracterización de la aleación de aluminio (AA5083), ya que es la que se va a emplear en esta Tesis Doctoral. Para ello se estudiarán distintas leyes empleadas habitualmente en la bibliografía (Hollomon y Voce), así como una nueva ley de fluencia. Se comprobará el ajuste de dichas leyes para ver cuál es la que mejor caracteriza el comportamiento del material y así emplearla en las simulaciones de los procesos de forja de materiales procesados previamente por ECAP.

Posteriormente, se modelizará, tanto de manera analítica, como experimental el daño que es capaz de soportar la AA5083, para poder predecir la aparición de grietas durante el proceso de fabricación de los componentes mecánicos.

Se mostrarán los diseños realizados, tanto del componente mecánico a estudiar como de las matrices, para su posterior fabricación. Asimismo, se realizará un estudio comparativo entre las propiedades mecánicas y de microestructura obtenidas en los componentes previamente procesados por ECAP y entre las propiedades mecánicas de los que no han sido procesadas por ECAP.

Por último, se analizará el daño en funcionamiento del componente mecánico desarrollado, mediante ensayos experimentales de fatiga y de desgaste. Asimismo, se emplearán simulaciones mediante elementos finitos, para comparar la mejora obtenida al fabricar componentes mecánicos a partir de material con estructura submicrométrica, como consecuencia del procesado previo por ECAP, y al fabricar material sin procesado previo.



## **CAPÍTULO 2**

### **Revisión del estado del arte**



## **2. REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE**

### **2.1. Introducción**

Como se mostrará en la revisión del estado del arte que se va a realizar en esta Tesis Doctoral, apenas existen elementos mecánicos con estructura de grano submicrométrica. Como se mostrará en este Capítulo, la mayoría de los elementos mecánicos con tamaño de grano submicrométrico que se han encontrado en la bibliografía se han fabricado, a partir de material que ha sido nanoestructurado empleando procesos de Deformación Plástica Severa, en inglés, *Severe Plastic Deformation* (SPD). Dentro de estos procesos de SPD, el más habitual es el denominado Extrusión en Canal Angular Constante, en inglés, *Equal Channel Angular Pressing* (ECAP). Dicho proceso fue propuesto por [Segal et al., 1981 (a)] en la extinta Unión Soviética y desde entonces ha dado lugar a un gran número de investigaciones, debido a la mejora que es posible obtener en los materiales metálicos previamente procesados por esta tecnología.

Entre los distintos factores que intervienen en el proceso de conformado por forja isotérmica de estos materiales, se encuentra el daño infligido a los componentes mecánicos fabricados como consecuencia, tanto de la forja, como del propio proceso de nanoestructuración.

### **2.2. Antecedentes de los procesos de deformación plástica severa (SPD)**

Para realizar la nanoestructuración de un material metálico, uno de los métodos que pueden emplearse son los procesos de Deformación Plástica Severa (SPD).

Los procesos SPD son procesos termo-mecánicos, capaces de introducir al material grandes deformaciones plásticas ( $\epsilon \gg 1$ ). Debido a esta deformación introducida en presencia de altas presiones hidrostáticas, se pueden obtener materiales nanoestructurados [Langdon et al., 2007].

El interés surgido por obtener estructuras de grano ultrafino, se debe a la mejora de propiedades mecánicas alcanzadas con la reducción del tamaño de grano, lo cual otorga, a estos materiales de un comportamiento superior, al de los no nanoestructurados, tal y como se muestra en [Valiev et al., 2000]. Entre la mejora de las propiedades destaca el aumento en: el límite elástico, la resistencia mecánica, la resistencia a fatiga y la mejora de la forjabilidad. Asimismo, bajo condiciones específicas es posible tener la aparición de comportamientos superplásticos, tal y como se observó en los estudios de [Zhu et al., 2004].

Debido a la mejora de propiedades mecánicas de los materiales nanoestructurados es posible diseñar piezas con menores secciones y por lo tanto, ahorrar peso en los componentes [Valiev y Langdom., 2006].

Los procesos SPD pueden clasificarse atendiendo a la forma de operación, en continuos y discontinuos. En los procesos SPD discontinuos, no hay un flujo constante de material sino que, por el contrario, es necesario abrir las matrices para procesar cada probeta de material. A pesar de operar de forma discontinua sería factible investigar la posibilidad de escalar los procesos discontinuos, con objeto de procesar materiales de mayores dimensiones [Ferrase et al., 2008].

En la Tabla 2.I, se muestran distintos procesos discontinuos de deformación plástica severa.

<b>Procesos de SPD Discontinuos</b>	ECAE/ECAP	Equal Channel Angular Extrusion / Pressing <i>[Segal et al., 1981 (a)]</i>
	HPT	High Pressure Torsion <i>[Smirnova et al., 1986]</i>
	RCS	Repetitive Corrugation and Straightening <i>[Huang et al., 2001]</i>
	CEC	Cyclic Extrusion Compression <i>[Richert et al., 1986]</i>
	TE	Twist Extrusion <i>[Beygelzimer et al., 2002]</i>
	MCF	Multipass Coin-Forging <i>[Ghosh, 2000]</i>

**Tabla 2.I.** Tipologías de procesos de deformación plástica severa (SPD).

### 2.2.1. Introducción al proceso de ECAP

De entre los procesos SPD mostrados anteriormente destaca la Extrusión en Canal Angular Constante, en inglés, *Equal Channel Angular Pressing* (ECAP) ([Segal., 1981 (a)]), ya que es uno de los más extendidos y empleados por los investigadores.

Como se ha indicado, el proceso de ECAP fue desarrollado inicialmente por V. Segal y sus colaboradores en la extinta Unión Soviética en 1981 [Segal., 1981 (b)]. En el proceso de ECAP, el material se extruye a través de dos canales que se intersecan formando un ángulo, tal y como se observa en la Figura 2.1.

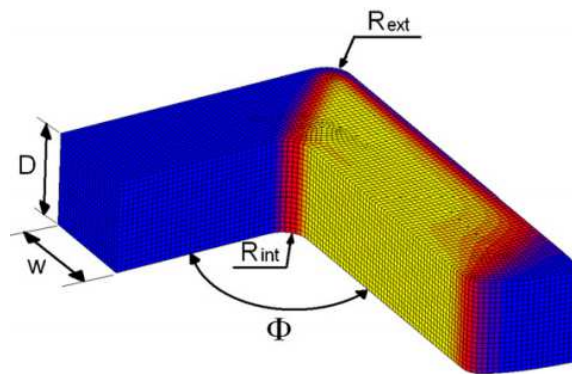


Figura 2.1. Matriz de ECAP [Luri et al., 2011].

Al atravesar la intersección entre canales, el material experimenta una deformación plástica por cortante muy intensa ( $\epsilon > 1$ ) en una única pasada, tal y como muestra el estudio de [Luis, 2004]. Asimismo, cabe destacar que el material es capaz de deformarse sin romperse, debido a la alta presión hidrostática existente en la zona de deformación.

Como puede observarse en la Figura 2.1, los canales de entrada y salida tienen la misma sección transversal, por ello, el material procesado apenas cambia sus dimensiones, pero acumula una elevada deformación plástica [Luri et al., 2011].

Como las dimensiones del material procesado apenas varían, éste puede volverse a procesar para acumular mayores deformaciones. Asimismo, entre pasada y pasada el material puede rotarse. A la forma de girar el material entre cada pasada, se le denomina ruta.

En la Tabla 2.II, se puede observar el ángulo de rotación al que se deben girar las probetas hasta la cuarta pasada, junto con las rutas de procesado más comunes [Nakashima et al., 2000].

Ruta	N1	N2	N3	N4
Ruta A	0° C	0° C	0° C	0° C
Ruta B <sub>A</sub>	90° C	90° ↻	90° C	90° ↻
Ruta B <sub>C</sub>	90° C	90° C	90° C	90° C
Ruta C	180° C	180° C	180° C	180° C

**Tabla 2.II.** Rutas de procesado [Nakashima et al., 2000].

La ruta A consiste en introducir la pieza extruida sin rotación alguna, mientras que la ruta B consiste en rotar la probeta 90° entre pasada y pasada. Existen dos tipos de ruta B, la ruta B<sub>C</sub> y la B<sub>A</sub>. La ruta B<sub>C</sub> consiste en girar la probeta 90° entre pasada y pasada siempre en el mismo sentido. En la ruta B<sub>A</sub> la probeta se debe girar 90° una vez en sentido horario y la siguiente vez en sentido antihorario, tal y como se observa en la Tabla 2.II. Por último, la ruta C consiste en girar 180° la pieza entre cada pasada. La elección de la ruta es un factor importante debido a que, tanto el valor de deformación, como su homogeneidad en el material es diferente en cada caso [León et al., 2007].

Otro de los factores importantes a la hora de analizar el procesado por ECAP es la geometría de las matrices. El diseño de dichas matrices se ha ido optimizando desde la invención del proceso de ECAP, hasta la actualidad. Las primeras matrices desarrolladas por [Segal et al., 1981 (b)] se caracterizaban por tener un canal de sección cuadrada y no tener radios de acuerdo entre los canales.

Posteriormente al diseño de [Segal et al., 1981 (b)], en el trabajo de [Iwahashi et al., 1996] se planteó una matriz de ECAP con un radio externo no tangente, para facilitar el flujo de material. Por todo esto y para obtener un flujo de material uniforme y evitar infligir daño al material es necesario introducir radios de acuerdo tangentes, entre ambos canales de la matriz de ECAP. Para ello, en [Luis, 2004] se realizó un diseño de matrices, que satisface las condiciones anteriores. En este trabajo se propuso por primera vez un nuevo diseño de las matrices de ECAP siendo los radios de acuerdo tangentes, a

ambos canales de la matriz. Por otra parte en [Luri et al., 2006], se propuso una nueva configuración, en la que el radio interior era mayor que el exterior, ya que la ventaja de esta geometría es que lograba introducir una deformación plástica con mayor homogeneidad y con menor daño en el material.

En relación con el desarrollo de la geometría de los canales de la matriz de ECAP existen estudios mediante elementos finitos, que persiguen la obtención de materiales con mejores propiedades mecánicas e infligiéndole menor daño. En [Figueiredo et al., 2010], se empleó una aleación de magnesio ZK60 de grano fino, para estudiar la evolución de la microestructura durante el procesado por ECAP. Para ello, por un lado, se procesaron probetas por matrices con ángulos de  $90^\circ$ ,  $110^\circ$  y  $135^\circ$  y por el otro, se empleó un modelo viscoplástico para predecir la microestructura. Asimismo, se mostró que la evolución de la microestructura dependía del ángulo del canal de la matriz observándose un ablandamiento geométrico en las matrices con ángulos de  $90^\circ$  y  $110^\circ$ . Por último, se realizaron simulaciones para comprobar el ajuste con los ensayos experimentales obteniéndose una buena correlación en los resultados.

En [El-Danaf et al., 2011], se estudiaron las propiedades mecánicas de cuatro aleaciones de aluminio (1050, 5083, 6082 y 7010) procesadas una sola vez por ECAP y en dos matrices con diferentes ángulos de canal ( $90^\circ$  y  $120^\circ$ ). Se demostró que la geometría de la matriz tuvo una alta influencia en la microestructura de la AA1050 y la AA5083, mientras que no ocurrió lo mismo con la AA6082 y la AA7010.

En [León et al., 2011] se realizó un completo diseño de experimentos para 9 geometrías diferentes, con la longitud de probeta, el ángulo y los radios interior y exterior como factores, con el objetivo de analizar su influencia en la fuerza de procesado, la deformación adquirida y el daño acumulado por el material. Se observó que para obtener un punto óptimo de deformación y daño era necesario emplear una matriz con un radio exterior pequeño, un radio interior grande y un ángulo de intersección en los canales de  $90^\circ$ .

En [Surendarnath et al., 2017], se diseñó una nueva matriz con un ángulo en la intersección del canal de  $90^\circ$ , para realizar tres pasadas por ECAP, mediante las rutas A y C y se analizó su rendimiento mediante

simulaciones por elementos finitos. Se observó una buena correlación entre los ensayos experimentales y las simulaciones. Por último, se apreció que la nueva matriz reducía el efecto de la fricción en el procesado y aumentaba la dureza del material.

Finalmente, para completar la revisión de trabajos sobre el estudio mediante simulaciones por elementos finitos, de la geometría de la matriz de ECAP, se ha recogido un trabajo donde se estudió la posibilidad de escalar la geometría de la matriz [Frint et al., 2016]. Para ello, se estudió el procesado de probetas de cobre puro en dos matrices de ECAP, con distinta sección transversal, para cuatro y ocho pasadas. Se observó que la diferencia de dureza entre las matrices era inferior al 6 % y que tras ocho pasadas, la microestructura era más homogénea que tras 4 pasadas, con tamaños de grano similares para ambas matrices. Por lo tanto, se concluyó que no había efectos de escala en cuanto a las propiedades mecánicas y microestructurales, por lo que existe la posibilidad de escalar el proceso de ECAP, para una implementación comercial de materiales de grano ultrafino [Frint et al., 2016].

A partir de lo anterior y a la vista de los resultados previos como los mostrados en [Luis y Luri, 2008], en esta Tesis Doctoral se ha empleado una matriz de ECAP de 20 mm de diámetro, con un ángulo de intersección de canales de 90° y unos radios interno y externo de 2,5 mm.

### **2.2.1. Microestructura y su relación con la mejora de las propiedades mecánicas**

En esta sección, se van a recopilar los estudios sobre microscopía y sobre la mejora en las propiedades del material obtenidas mediante el procesado por ECAP. Principalmente, se expondrán diferentes trabajos, que se centran sobre todo, en el estudio del afinamiento de grano, que es una de las principales ventajas de los procesos de SPD.

Debido al afinamiento del tamaño de grano metalográfico del material procesado, como consecuencia de la acumulación de deformación plástica y de los tratamientos térmicos ocurre que las principales propiedades mecánicas: resistencia mecánica, límite elástico, tensión de rotura, ductilidad, elongación a rotura, límite a fatiga y dureza, entre otras experimentan una mejora, tal y como



se mostró en [Valiev y Langdon, 2006]. Asimismo, este afinamiento del grano provoca que los materiales procesados por SPD exhiban grandes ductilidades, cuando sean sometidos a tensiones y a temperaturas elevadas. En la bibliografía son varios los trabajos que se centran en esta propiedad mecánica, para materiales nanoestructurados por SPD y por ECAP en particular.

En [Mostaed et al., 2015] se obtuvo una aleación de magnesio (ZM21) de grano ultrafino, en inglés, *Ultrafine Grain (UFG)*, a partir de dos etapas de procesado por ECAP, a 150 °C y 200 °C, donde cada etapa constaba de cuatro pasadas. El análisis microestructural mostró que tras la primera etapa de ECAP, se obtuvo una estructura de grano ultrafino, con un tamaño medio de 700 nm, mientras que la segunda etapa no causó ningún afinamiento adicional del grano. Asimismo, se observó que las muestras de UFG mostraron valores máximos de alargamiento superiores al 370 %, a una tasa de deformación de  $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  y que la ductilidad superplástica estaba fuertemente influenciada, por el tamaño del grano siendo detectable sólo en estructuras de grano ultrafino.

En [Duan et al., 2015] se obtuvo mediante forja libre una microestructura con afinamiento del grano en la aleación Al-Mg-Sc-Zr, con un tamaño medio de grano de 3,7  $\mu\text{m}$ . Asimismo, por un lado, se consiguió una ductilidad superplástica en un intervalo de temperatura de 450 °C y 500 °C y en un rango de velocidad de deformación relativamente alta de  $1 \cdot 10^{-3}$  y  $5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  y por otro lado, se obtuvo un alargamiento máximo del 1593 % a 475 °C y  $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . La superplasticidad se pudo atribuir al alto porcentaje de granos de alto límite de ángulo, en inglés, *High Angle Boundary (HABs)*.

En [Fakhar et al., 2015] se empleó un proceso de SPD relativamente nuevo, denominado Extrusión Lateral de Doble Canal Constante (DECLC), para estudiar el comportamiento superplástico de la AA5083, a partir de una microestructura de grano fino y ultrafino. Los índices de sensibilidad a la velocidad de deformación ( $m$ ) de las muestras, se evaluaron después de 1, 2, 4 y 6 pasadas, para velocidades de deformación entre  $3 \cdot 10^{-3}$  a  $3 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  y a temperaturas en el rango de 300 °C a 400 °C. Por un lado, se observó un aumento considerable en el valor de  $m$  después de la primera pasada en todas las temperaturas de ensayo y por otro lado, se encontró que la mejor condición

para lograr una buena superplasticidad era a 400 °C, en el intervalo de velocidad de deformación de  $10^{-2}$  a  $10^{-1}$  s<sup>-1</sup>.

En el estudio de [Kawasaki y Langdon, 2016] se demostró la existencia de un flujo superplástico excepcional en una serie de aleaciones de aluminio y magnesio, con grano ultrafino, después de ser procesados por ECAP y HPT. Asimismo, la superplasticidad puede aparecer también en procesos de conformado por deformación como la forja. Para ello, los autores determinaron que el tamaño de grano tras el proceso de deformación tenía que ser inferior a 10 µm. El control de esta propiedad puede suponer un gran ahorro en tiempo y dinero, debido al menor número de etapas en la misma y a la menor fuerza necesaria para llevar a término el proceso, tal y como se mostró en [Humphreys et al., 2004].

Algunos ejemplos de estudios recientes sobre la microestructura en aleaciones de magnesio, cobre y principalmente aluminio, se muestran a continuación:

En [Zhao et al., 2011] se investigó la influencia de la temperatura de procesado por ECAP, en un rango de 225 °C-400 °C, sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de una aleación de Mg-Al-Y-Zn. Se observó que a temperaturas de procesado inferiores a 250 °C y con un tamaño de grano medio de 24 µm, la microestructura no presentaba indicios de recristalización, mientras que a temperaturas superiores a 350°C, se obtuvo un gran número de granos recristalizados y su tamaño disminuía conforme se realizaban un mayor número de pasadas (hasta cuatro).

En [Bian et al., 2011], se diseñó una ruta Bc modificada de procesado mediante ECAP y se empleó para procesar un compuesto de Al-Mg<sub>2</sub>Si, en un esfuerzo por mejorar la ductilidad del compuesto. Los resultados experimentales demostraron que la ruta Bc modificada conducía a un aumento de la resistencia a la tracción final, a la ductilidad y a un mayor límite elástico, debido a que existe un mayor endurecimiento si se compara con la ruta Bc. Estas ventajas debidas al endurecimiento, también se apreciaron en [Kumar et al., 2012], pero en ese caso, para la AA7075. En [Chen et al., 2012] para una aleación de Al-Mg se observaron las mismas mejoras que los estudios

anteriores, pero además se mostró, que la adición de magnesio al aluminio promovía el afinamiento del grano, pero disminuía el alargamiento.

Tres de los factores importantes que influyen en la microestructura de los materiales procesados por ECAP son: la configuración del canal, el número de pasadas y las rutas empleadas. A continuación, se muestran varios artículos que estudian la influencia de estos factores en la microestructura.

En [Vevečka et al., 2013] se estudió la evolución de las microdurezas y la microestructura en la sección longitudinal de la AA6005, tras ocho pasadas por ECAP, con un ángulo de intersección de canales de  $90^\circ$  y a  $150^\circ\text{C}$ . Los resultados mostraron por un lado, que el tamaño del grano se redujo de unos  $50\ \mu\text{m}$  en la condición inicial, a  $200\ \text{nm}$  y por el otro, que los valores de microdurezas se duplicaron después de las ocho pasadas.

En [Shaeri et al., 2013] se observó que la microestructura de una AA7075 pasó de tener unos granos iniciales, con un tamaño medio de  $40\ \mu\text{m}$ , a un tamaño de grano medio inferior a  $500\ \text{nm}$ , tras cuatro pasadas por ECAP. Asimismo, se observó que los granos tras el procesado por ECAP (mediante ruta Bc) los granos son predominantemente equiaxiales, y la microestructura es prácticamente homogénea. Posteriormente en [Shaeri et al., 2015] se realizó el mismo estudio, para el procesado por ECAP mediante ruta A y se obtuvo un afino de grano parecido al de la ruta Bc ( $700\ \text{nm}$ )

En [Abd el Aal et al., 2015] se observó una reducción del tamaño de grano de  $390\ \mu\text{m}$  antes de ECAP a  $1,8\ \mu\text{m}$ ,  $0,4\ \mu\text{m}$  y  $0,3\ \mu\text{m}$  después de 2, 4 y 10 pasadas por ECAP, respectivamente. La microdureza, la homogeneidad de deformación y la resistencia a la tracción aumentaron, mientras que el alargamiento disminuyó, con el aumento del número de pasadas de ECAP, tal y como sucede en el resto de estudios mostrados en este apartado. Adicionalmente, se observó una mejora evidente en la resistencia a la corrosión, por parte de las muestras procesadas por ECAP.

Otro de los factores importantes que influye en la microestructura de los materiales procesados por ECAP es el tratamiento térmico al que se somete a la probeta antes, o después de la compresión, tal y como se muestra a

continuación en los estudios de [Meshkabadi et al., 2016] y [Tanski et al., 2016].

En [Meshkabadi et al., 2016] se investigó mediante el método de Taguchi, el efecto combinado del procesado por ECAP y el tratamiento térmico a temperaturas elevadas sobre la microestructura de una AA7075 teniendo en cuenta también, el efecto del número de pasadas, la ruta de procesado, la temperatura y tiempo de calentamiento. Los resultados mostraron que los factores más significativos eran por orden de mayor importancia: la ruta de procesado, el que el tiempo de calentamiento, la temperatura y el número de pasadas por ECAP. La mejor microestructura se obtuvo tras cinco pasadas por ruta la Bc, con un tratamiento térmico de 15 minutos a 630 °C.

En [Tanski et al., 2016] se empleó el procesado por ECAP a temperatura ambiente y mediante ruta Bc, antes y después de un tratamiento térmico de solución, para obtener un afinamiento del grano (200 nm) y por lo tanto, una mejora en la resistencia de las aleaciones comerciales de Al-Mg ( $\approx 10\%$ ). Se demostró por un lado, que la deformación plástica severa causa el afinamiento del grano, que influyó directamente en las propiedades de las aleaciones de Al-Mg y por el otro, que el aumento del límite elástico y la ductilidad, se logró mediante la selección adecuada de tratamientos térmicos de envejecimiento post-ECAP.

La mayor parte de las piezas metálicas han sido, durante su ciclo de procesado sometidas a deformación en caliente, durante las cuales a menudo tiene lugar la recristalización dinámica. La última microestructura y las propiedades mecánicas de las aleaciones están en gran medida determinadas por la recristalización y los fenómenos de recocido [Huang y Logé, 2016].

Asimismo, durante la deformación en caliente, se observa con frecuencia la recristalización dinámica discontinua para materiales de baja energía de apilamiento, en inglés, *Stacking-Fault Energy* (SFE), en donde ocurre la nucleación de granos libres de nueva cepa y éstos crecen a costa de regiones llenas de dislocaciones, durante la deformación de estructuras de células con límites de grano de ángulo bajo. Durante la deformación de materiales con alta SFE, debido a la recuperación dinámica eficiente, progresivamente se desarrollan límites de grano de ángulo alto a deformaciones mayores, dando

lugar al proceso conocido como recristalización dinámica continua [Humphreys et al., 2004].

En [Sakai et al., 2014] se revisó la evolución de las nuevas microestructuras producidas por dos tipos de recristalización dinámica, donde uno de los materiales fue procesado mediante un proceso de deformación plástica severa (SPD). Se observó que se pueden producir nuevos granos ultrafinos en cualquier material por medio de SPD a temperaturas relativamente bajas. Este proceso es el denominado recristalización dinámica continua.

En lo que respecta a la aplicación del tratamiento térmico, éste puede emplearse tras el proceso de deformación obteniéndose así, una recristalización discontinua de los granos metalográficos. También se puede aplicar al mismo tiempo que el proceso de deformación, en este caso se produce una recristalización continua de los granos del material. En [Humphreys, 1999], se recomendó deformar el material y aplicar posteriormente un correcto tratamiento térmico, tal y como se realizó para el procesado termomecánico de las aleaciones de aluminio de la serie 5XXX y 7XXX.

Como se deduce de los artículos revisados, el afinamiento de la microestructura y la mayor mejora de las propiedades mecánicas se obtienen en la primera y segunda pasada de ECAP. Por ello, en la presente Tesis Doctoral, se emplearán dos pasadas de ECAP. Además, se ha observado que un tratamiento térmico posterior mejora la ductilidad del material, sin comprometer las propiedades mecánicas

### **2.3. Antecedentes de la forja isotérmica**

La forja es un proceso en el que el material se conforma mediante la aplicación de fuerzas de compresión, a través de matrices o estampas y de herramientas, que provocan deformaciones plásticas logrando el cambio de forma deseado.

En la forja es necesario un conocimiento del material que se va a forjar, las herramientas y las matrices, las condiciones en la zona de contacto entre

material y matrices, el flujo plástico durante el proceso, el equipo usado y las características del producto final, tal y como indicaron [Altan et al., 2005]. La dirección del flujo del metal, la magnitud de la deformación y las temperaturas tienen gran influencia sobre las características de los componentes conformados. El flujo del metal determina las propiedades mecánicas relacionadas con la deformación local y con la aparición de defectos, tales como grietas, tanto en la superficie, como en el interior.

Los fenómenos físicos que tienen lugar en las operaciones de forja son complejos de modelizar, ya que el flujo del metal, el rozamiento entre la herramienta y el material, el calor generado y su transferencia durante la deformación plástica, las relaciones entre microestructura, propiedades y condiciones en el proceso son difíciles de predecir y analizar. La temperatura es una de las variables más importantes a controlar, ya que el trabajo de deformación plástica causa un incremento de la temperatura en el interior de la pieza, mientras que la superficie se enfría al entrar en contacto con la matriz. Asimismo, la velocidad de deformación, el rozamiento y las propiedades del material de partida también tienen gran influencia en las propiedades finales [Altan et al., 2005].

Entre los trabajos analizados cabe destacar el de [Forcellese y Gabrielli, 2000], en el cual se forjó una AA6082 en estado recocido bajo distintas condiciones de temperatura, velocidad de deformación y tratamientos térmicos posteriores, con la finalidad de seleccionar las variables del proceso, para conseguir minimizar la fuerza de procesado y maximizar las propiedades mecánicas de las piezas fabricadas. Los autores realizaron ensayos experimentales a temperaturas entre 25 °C y 400 °C y con velocidades de deformación entre 0,01 s<sup>-1</sup> y 1 s<sup>-1</sup>. Se determinó en dicho estudio que a mayor temperatura, las fuerzas necesarias para la forja disminuyen y que las probetas sometidas a la forja y envejecimiento natural tenían comportamientos similares, a las del material en estado T6, con la ventaja en coste y tiempo.

En [Luo et al., 2012] se investigó el efecto de los parámetros de proceso en la microestructura durante la compresión isotérmica de la AA7075. Los parámetros óptimos para la compresión en caliente eran 460 °C y una velocidad de deformación de 0,01 s<sup>-1</sup>. También se observó que una

temperatura de deformación baja evitaba el crecimiento del grano, mientras que una temperatura alta de deformación contribuyó a la disolución de las partículas de la segunda fase y la aparición de recristalización estática durante el proceso de tratamiento en solución. Se determinó que el tratamiento óptimo en solución era a 450 °C durante 55 min, seguido por un enfriamiento rápido en agua y un tratamiento de envejecimiento a 140 °C durante 16 h. La resistencia a la tracción, la resistencia final y el alargamiento de la AA7075 después del tratamiento óptimo de la solución fueron 580 MPa, 630 MPa y 11,5 %, respectivamente.

Debido a las ventajas que tiene emplear la forja isotérmica en [Zadshakouyan et al., 2009] se estudió este proceso de conformado en matrices cerradas aplicado a la fabricación de engranajes. El material empleado en este estudio fue el plomo y los engranajes fabricados eran de diferentes radios. Asimismo, se realizó una descripción del flujo del material mientras se produjo la forja del engranaje.

En el trabajo de [Puertas et al., 2013 (a)] se presentó un estudio relacionado con la obtención de probetas de AA5083 con tamaño de grano submicrométrico forjadas isotérmicamente mediante plataformas plano-paralelas. Las probetas fueron procesadas mediante ECAP (ruta C) y se les realizó un tratamiento térmico denominado flash, que consistió en calentar el material hasta 340 °C, con una rampa de 12 °C/min, sin tiempo de permanencia y con un enfriamiento rápido en agua. Posteriormente, el material se forjó isotérmicamente. Se analizaron los resultados para distintos valores de deformación previa, temperatura y velocidad de deformación. Asimismo, se emplearon técnicas de microscopía electrónica de barrido (SEM), para analizar la microestructura final y mostrar que el procesado por ECAP mejoró la forjabilidad de la AA5083 y que, tras la compresión isotérmica, se mantuvo el tamaño de grano submicrométrico y la mejora de propiedades, frente al material forjado de forma convencional.

Dado que esta Tesis Doctoral tiene entre otros objetivos la fabricación de una biela a partir de material nanoestructurado mediante forja isotérmica en matrices cerradas, se muestran a continuación varios artículos que versan sobre la evolución en la optimización del diseño y fabricación de este

componente mecánico, con el empleo mayoritario de simulaciones por elementos finitos.

Los estudios mediante elementos finitos se han ido mejorando con el paso de los años. En [Takemasu et al., 1996] el objetivo de los autores era diseñar la forja de una biela con la menor cantidad de rebaba, para ahorrar así material y por lo tanto costes. Para ello, era necesario controlar con precisión el volumen y la geometría de la preforma, para evitar así la aparición de un exceso de rebaba y facilitar el llenado incompleto de las matrices.

Posteriormente, [Vázquez y Altan, 2000] realizaron un diseño para una forja en caliente de bielas mediante elementos finitos, con el objetivo de ahorrar costes de material al reducir el tamaño de la rebaba. Asimismo, realizaron una comparativa entre estos resultados con otros obtenidos experimentalmente obteniéndose un ahorro de rebaba del orden del 20 % al 40 % en relación con la forja convencional, donde el porcentaje de rebaba respecto a la pieza era de un 5 %.

En [Grass et al., 2006], los autores estudiaron la influencia de la temperatura en la deformación adquirida por la biela durante el proceso de forja. Asimismo realizaron una predicción del tamaño de grano durante el proceso a temperatura con la ayuda de modelos de recristalización. Los resultados obtenidos por elementos finitos presentaron gran concordancia con los experimentales.

En [Septimio y Button, 2014] se llevó a cabo una forja convencional en caliente de componentes geométricos complejos en varios pasos, para poder posteriormente desarrollar una forja multidireccional para la fabricación de piezas metálicas con características geométricas complejas de obtener por forja convencional, con menores fuerzas y menos material. Para ello, se emplearon simulaciones por elementos finitos estudiar el proceso y calcular: las fuerzas, las temperaturas, las deformaciones y la distribución de tensiones de Von Mises. Posteriormente, los mismos autores emplearon la forja multidireccional en [Septimio y Button, 2015] para simular por elementos finitos la fabricación de una biela de acero 38MnSiVS5 y así obtener una vista previa de las distribuciones de temperatura y de tensión de Von Mises, así como la formación de defectos. Se simularon probetas de igual volumen, pero distintas



dimensiones para conseguir un relleno completo, con la mínima rebaba y sin defectos.

En [Wu et al., 2015] se estudió mediante elementos finitos la forja cerrada de una biela de una aleación de aluminio. Se analizó la distribución de tensiones y deformaciones y la fuerza requerida en el proceso. Se obtuvo un modelo óptimo que mejoraba la vida útil del molde y donde las bielas presentaban un llenado completo, con ausencia de defectos.

En [Gopinath y Sushma, 2015] se diseñó un modelo geométrico de una biela, para estudiar el funcionamiento mediante elementos finitos, con el objetivo de optimizar dicho diseño reduciendo el peso de la biela. Se analizaron las tensiones de Von Mises observándose que las tensiones máximas aparecían principalmente en el cuerpo de la biela. Sin embargo, su valor se encontraba por debajo de la tensión límite, por lo que se redujo el volumen de la biela en esa zona, para así aligerar su peso.

En [Equbal et al., 2016], se estudió la forja en caliente de una biela, mediante elementos finitos teniendo en cuenta la influencia de los parámetros de diseño y de proceso en resultados como, la velocidad de deformación efectiva y la fuerza del proceso.

Como consecuencia de las pequeñas dimensiones de las probetas de material previamente procesado por ECAP, y a pesar de lo importantes que son las mejoras en las propiedades de los materiales procesados por ECAP, cabe destacar que existen muy pocas aplicaciones de piezas fabricadas mediante forja a partir de aleaciones metálicas previamente nanoestructuradas. Principalmente los trabajos se refieren a elementos de tornillería, tal y como se muestra a continuación.

En [Yanagida et al., 2008], se concluyó que el material deformado por ECAP en frío y sin tratamientos térmicos posteriores tiene una menor forjabilidad, pero permite la fabricación de tornillos sin defectos.

En [Choi et al., 2010], se mostró un estudio de microdurezas muy completo sobre un tornillo fabricado a partir de AA1050 con diferentes rutas de ECAP y hasta 3 pasadas (N3) para cada una de ellas. Como resultado más

llamativo, cabe destacar el incremento de la dureza del tornillo en la primera pasada de ECAP, tanto en la cabeza, como en el cuerpo.

En el trabajo de [Jin et al., 2012], se estudió un proceso para fabricar tornillos a partir de material procesado por ECAP, donde el autor propuso un sistema que permitió obtener una mayor velocidad de producción y, por tanto, más cantidad de material de partida nanoestructurado. Asimismo, también se puede apreciar el efecto del ECAP sobre tornillos de diferentes aceros al carbono. Hay que tener en cuenta que en este trabajo, el procesado por ECAP y la forja del tornillo se realizan a temperatura ambiente, lo cual hace que el material acumule una elevada acritud en el material.

Con la excepción del trabajo de [Lee et al., 2008], donde se forjó un rotor de pequeñas dimensiones, junto con los álabes a partir de una aleación de magnesio nanoestructurada, cabe destacar que hasta un periodo reciente no se han encontrado estudios sobre forja de piezas, que no fueran tornillos, a partir de material nanoestructurado.

Se ha observado que, la gran mayoría de los trabajos encontrados en la bibliografía estudian bielas fabricadas con material convencional sin nanoestructurar, tal y como se mostrará más adelante en esta revisión bibliográfica. En [Luri et al., 2013] se diseñó mediante elementos finitos una biela enteriza, así como las matrices necesarias para su fabricación mediante forja isotérmica. Dicha biela tiene una geometría distinta de la que se aborda en esta Tesis Doctoral.

En [Salcedo et al., 2013 (a)] y [Salcedo et al., 2013 (b)] se fabricaron álabes planos mediante forja isotérmica utilizando una geometría recta y donde la geometría final es compleja y requiere una buena fluencia del material. Se observó que, aunque la temperatura de forja de los álabes fabricados a partir de material nanoestructurado es mayor que los de sin nanoestructurar, la dureza seguía siendo mayor en los de tamaño de grano submicrométrico.

En [Puertas et al., 2013 (b)], se diseñó mediante elementos finitos la forja isotérmica de un álabe Francis a partir de una AA1050 nanoestructurada por ECAP y se comprobó que los resultados obtenidos por FEM y de manera experimental mostraban una buena correlación. Asimismo, se observó que el

álabe forjado a partir de material con grano submicrométrico mostraba un 25 % más de dureza que el que partía de un material en estado recocido.

En estos trabajos, se demostró la ventaja de forjar las piezas en caliente mediante forja isotérmica, en comparación con la convencional. Para ello, se realizaron mediciones de microdurezas y los resultados de estos trabajos mostraron la mejora en la dureza, frente al caso de fabricar dichas piezas partiendo de material sin nanoestructurar.

## 2.4. Caracterización del material nanoestructurado

Como es sabido, las leyes de fluencia son expresiones matemáticas que relacionan la tensión de fluencia del material ( $\sigma$ ), con otras variables como son la deformación ( $\epsilon$ ), velocidad de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ), y la temperatura ( $T$ ) entre otros [Lin et al., 2011]. En líneas generales, se pueden tener dos tipos básicos de modelos en las leyes de fluencia. Por un lado están los modelos fenomenológicos, que emplean ajustes matemáticos para determinar las relaciones entre la tensión de fluencia y las variables independientes. Por otro lado se encuentran los modelos físicos que intentan describir el comportamiento de cada aleación atendiendo a los fenómenos de endurecimiento y ablandamiento. Estos últimos tienen el principal inconveniente de que son necesarios un gran número de ensayos para determinar todos los parámetros necesarios para definir el modelo.

Las leyes de Ludwik (Ecuación 2.1), Hollomon (Ecuación 2.2), Swift (Ecuación 2.3) o Voce (Ecuación 2.4), entre otras, son varios ejemplos de leyes del tipo fenomenológico. Dependiendo del material, el rango de temperatura del proceso u otras variables, unas leyes describen mejor que otras el comportamiento del material.

$$\sigma = \sigma_f + H\epsilon^n \quad (2.1)$$

$$\sigma_H = k \cdot \epsilon^n \quad (2.2)$$

$$\sigma = K_1(\epsilon + \epsilon_0)^{n_1} \quad (2.3)$$

$$\sigma_V = B - (B - A) \cdot e^{m \cdot \epsilon} \quad (2.4)$$

El estudio de las propiedades de las aleaciones que se pretenden forjar posibilita una mejor optimización del proceso y el conocimiento de los límites de deformación en cada caso. Para ello, una posibilidad es determinar la ley de fluencia de la aleación con algún modelo matemático. En la bibliografía, se han encontrado numerosos estudios que persiguen este objetivo y para ello emplean diferentes puntos de partida y métodos, que se pasarán a comentar a continuación.

En [Mirzadeh, 2015], se emplearon varios modelos como el de Hollomon, Arrhenius (Ecuación 2.5) y Johnson-Cook (Ecuación 2.6) para modelizar y predecir el comportamiento de un acero cuando aparece la recristalización dinámica. Se observó que a altas temperaturas, el modelo de Hollomon tenía una buena correlación con el comportamiento del material, mientras que el modelo de Johnson-Cook no. Asimismo, el modelo de Arrhenius también falló debido al cambio microestructural, que supone para el material la recristalización dinámica.

$$K(T) = Ae^{-\frac{Ea}{RT}} \quad (2.5)$$

$$\sigma_y(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, T) = [A + B(\varepsilon_p)^n][1 + C \ln(\dot{\varepsilon}_p^*)][1 - (T^*)^m] \quad (2.6)$$

En [Mirzaie et al., 2016], se modificó la ecuación de Zerilli-Armstrong para incorporar picos de deformación y considerar a la vez fenómenos de endurecimiento y ablandamiento. Se aplicó el modelo desarrollado para estudiar el comportamiento en caliente de un acero y se observó que los resultados eran muy parecidos a los obtenidos con la ecuación original.

Uno de los fenómenos más complejos de caracterizar es la recristalización dinámica, tal y como demostró [Lin y Chen, 2011] en su revisión del estado del arte.

En [Lin y Chen, 2011], se realizó una larga revisión de estas leyes de fluencia. Asimismo, se mostró que en el trabajo en caliente con metales, las variables más importantes a tener en cuenta para el comportamiento del material son: la temperatura (T), la velocidad de deformación ( $\dot{\varepsilon}$ ) y la deformación acumulada ( $\varepsilon$ ).

Para determinar los modelos matemáticos es necesario realizar ensayos experimentales para poder ajustar los parámetros con precisión. En [Lin y Chen, 2011], se realizaron ensayos de compresión isotérmica a la aleación AA2519 entre 300 °C y 450 °C a velocidades de deformación entre 0,01 s<sup>-1</sup> y 10 s<sup>-1</sup> hasta alcanzar deformaciones reales de  $\epsilon = 0,7$ . Las curvas de fluencia mostraron los picos característicos de la recristalización dinámica, en especial a mayor temperatura y a mayor velocidad de deformación. Con todos estos datos, los autores crearon un mapa de procesado basado en el comportamiento dinámico del material, dónde se puede controlar la microestructura, zonas de inestabilidad y las condiciones óptimas para la forja.

En [Wu et al., 2012], se investigó el comportamiento de la AA7075 por medio de ensayos de compresión isotérmica, en un rango de temperaturas de 320 °C y 470 °C, a unas velocidades de deformación entre 0,01 s<sup>-1</sup> y 20 s<sup>-1</sup> y hasta una altura final respecto de la inicial de 30 %, 50 % y 70 %. En el estudio se determinaron las curvas características de tensión-deformación teniendo en cuenta el endurecimiento y la recristalización dinámica. Se observó que, la tensión disminuía con el incremento de la temperatura y el decrecimiento de la velocidad de deformación. Asimismo, se establecieron las ecuaciones constitutivas que englobaban el proceso completo. Por último se compararon los resultados experimentales, con los obtenidos mediante los modelos con las ecuaciones constitutivas y el error medio relativo fue de un 5,73 %.

Dado que el material utilizado en esta Tesis Doctoral son aleaciones de aluminio, a continuación, la revisión bibliográfica, se centra en artículos de investigación recientes sobre la modelización del comportamiento de este material.

En [Gan et al., 2014], se desarrolló una ecuación constitutiva para modelizar la tensión de fluencia de una AA6063 a altas temperaturas. Para realizar el estudio, se emplearon ensayos de compresión en un rango de temperaturas de 300 °C a 500 °C. Los investigadores llegaron a la conclusión, de que la ecuación desarrollada predice de manera precisa la tensión de fluencia de la AA6063 a altas temperaturas, y además, se puede utilizar para simular procesos de deformación en caliente, como extrusiones y forja.

En [El Mehtedi et al., 2014], se propuso una nueva ecuación constitutiva, con el objetivo de modelizar el comportamiento en caliente de una aleación de aluminio 6063, para un rango de temperaturas de 450 °C a 575 °C. Este nuevo modelo propuesto por los autores era una modificación de la ecuación constitutiva de Hensel-Spittel, donde se reemplazó la tensión aplicada  $\sigma$ , por el término  $\sinh(\alpha\sigma)$ , que fue introducido por primera vez en la ecuación de Garofalo [Garofalo, 1965] (Ecuación 2.7)

$$\bar{\epsilon} = Ae^{-\frac{Q}{RT}} \sinh(\alpha \cdot \bar{\sigma})^n \quad (2.7)$$

En [Chen et al., 2015], se propusieron cuatro modelos constitutivos diferentes para estudiar el comportamiento de una deformación en caliente, de una AA 6026. Las cuatro ecuaciones estudiadas por estos autores son: Johnson-Cook, Johnson-Cook modificada, Arrhenius y Arrhenius con compensación de deformación. Esta modelización se llevó a cabo para ensayos de compresión, en un rango de temperaturas entre 400 °C y 550 °C. La comparativa entre los modelos se realizó, tanto en términos de coeficientes de correlación, como del promedio del error relativo absoluto. De esta manera, se observó que el modelo de Johnson-Cook es inadecuado para describir el comportamiento, mientras que el modelo de Johnson-Cook modificado y el de Arrhenius mejoran la precisión. Finalmente, se pudo concluir que el modelo compensado de Arrhenius es el más preciso a la hora de predecir el comportamiento a fluencia de la AA6026 en caliente.

En [Chen et al., 2016] se caracterizó el comportamiento de la AA7075 mediante ensayos de compresión realizados en un rango de temperaturas entre 350 °C – 600 °C y velocidades de deformación entre  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  y  $1 \text{ s}^{-1}$ . Se dividió el comportamiento del material en dos estados: sólido o semi-sólido. Para tener mayor precisión a altas temperaturas, se propuso un factor de ajuste que tenía en cuenta el efecto del líquido en el comportamiento del material. Se observó que el error entre los ensayos experimentales y el modelo propuesto, se encontraba en torno al 3,88 %.

En [Ashtiania et al., 2012] se estudió la fluencia de una AA1070 a altas temperaturas, mediante compresión isotérmica en un rango de 350 °C y 500 °C y a velocidades de deformación de  $0,005 \text{ s}^{-1}$  y  $0,5 \text{ s}^{-1}$ . Los resultados mostraron

que el comportamiento del material se hallaba afectado por ambos factores. La influencia de la deformación se incorporó a la ecuación constitutiva al considerar los efectos de la deformación y la energía de activación. Por último, se observó que las curvas obtenidas mediante las ecuaciones constitutivas se asemejan a los resultados experimentales realizados.

En [Baig et al., 2014] se presentó un estudio sobre el comportamiento a deformación de la AA6082 procesada por (ECAP) a velocidades de deformación entre  $10^{-4}$  y  $5 \cdot 10^{-3}$  y en un rango de temperaturas entre  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  y  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Las probetas de la AA6082 se trataron térmicamente antes de envejecer y posteriormente, se realizaron cuatro y seis pasadas empleando la ruta C. Las mediciones de microdureza (Hv) indicaron un aumento gradual de los valores de dureza con el número de pasadas de ECAP. También se observó un aumento significativo en el límite elástico con el número de pasadas, si bien el mayor aumento de la microdureza y del límite elástico, se produjo en las primeras pasadas de ECAP. Por último, los resultados experimentales se modelaron usando la forma modificada del modelo constitutivo de Johnson-Cook y se comprobó que existe una buena correlación entre el modelo y la experimentación.

El trabajo de [Giuliano, 2016] describió un estudio para definir las constantes materiales presentes en la ecuación constitutiva de la AA2017 sin nanoestructurar, en un proceso de punzonado en caliente. Para ello realizó ensayos experimentales de conformado a una temperatura de  $438\text{ }^{\circ}\text{C}$  y los resultados los comprobó con los obtenidos mediante elementos finitos. Se observó que los resultados obtenidos mediante elementos finitos tenían una buena correlación con los experimentales.

En el estudio de [Giuliano, 2016] se analizó un procedimiento para determinar las constantes de material en superplasticidad de una AA5083 sin nanoestructurar a  $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Para ello mediante un ensayo de punzonado a diferentes valores de presión, se recogieron datos de los espesores finales de las chapas, donde se observó que el menor espesor se encontraba en los bordes. Asimismo, se emplearon simulaciones por elementos finitos para evaluar la superplasticidad del material en las mismas condiciones que los ensayos experimentales. Para caracterizar el material se empleó la Ecuación

2.8. Por último, se compararon los resultados de ambos análisis observándose una buena correlación, por lo que se concluyó que las constantes del material eran adecuadas.

$$\bar{\sigma} = K \bar{\varepsilon}^n \dot{\bar{\varepsilon}}^m \quad (2.8)$$

En [El Mehtedi et al., 2015] se estudió el comportamiento en caliente de dos aleaciones diferentes (AA6060 y AA6063) sin nanoestructurar, por medio de ensayos de torsión, en un rango de temperaturas de 400 °C - 550 °C. Se modelizó el proceso mediante las ecuaciones constitutivas de Garofalo y Hensel-Spittel, con el objetivo de definir la precisión de los modelos en la predicción del flujo del material en caliente. Para ello, las curvas de fluencia predichas por los modelos fueron comparadas con resultados experimentales para ambas aleaciones y se obtuvo que los modelos tenían un mejor ajuste para la AA6060, pero no para la AA6063.

En [Schneider et al., 2015] se estudió el conformado criogénico como una nueva vía de procesamiento de aleaciones de aluminio. En en este trabajo se realizaron ensayos de tracción uniaxial, en temperaturas entre 25 °C y -196 °C empleando cinco modelos empíricos de leyes de fluencia, para tratar de caracterizar el material en ese rango de temperaturas. Se mostró que los cinco modelos eran adecuados, conforme a los resultados obtenidos mediante experimentación.

Una de las limitaciones al obtener ecuaciones para determinar el comportamiento de un material es el rango de valores de deformación plástica, entre los que es fiable. En la mayoría de los casos, la ley de fluencia abarca hasta valores de deformación de  $\varepsilon \approx 0,2$ , ya que se emplean ensayos de tracción siendo este valor muy inferior a los alcanzados al conformar una pieza por forja, entre otros procesos de deformación.

Otra manera de obtener las leyes de fluencia para valores de deformación plástica altos a partir de ensayos de compresión, se mostró en [Wu et al., 2012] donde se estudió la fluencia de una aleación de aluminio 7050 mediante ensayos de compresión, en un rango de temperaturas de 320 °C a 470 °C, a unas velocidades de deformación de 0,01 s<sup>-1</sup> to 20,0 s<sup>-1</sup> y con unas reducciones de altura del 30 %, 50 % y 70 %. Asimismo, también analizaron la



relación entre la microestructura y los parámetros del proceso y compararon los resultados experimentales, con los obtenidos mediante ecuaciones constitutivas obteniendo un error entre ambas del 5,73 %. Mediante los ensayos de compresión, se logran deformaciones plásticas mayores, al evitar la inestabilidad existente en tracción.

Para un material nanoestructurado mediante el proceso de ECAP, en [León et al., 2011] se aplicó una metodología similar que permite que la relación  $\sigma = f(\varepsilon)$  se cumpla para valores de deformación cercanos o superiores a  $\varepsilon \approx 4$ , pero sin tener en cuenta diferentes velocidades de compresión, ni la temperatura.

Revisando la información obtenida en la bibliografía, se ha detectado una carencia de leyes de fluencia para altas deformaciones a temperatura para materiales, tanto nanoestructurados, como sin nanoestructurar. Por todo ello, en esta Tesis Doctoral, se empleará una ley de fluencia que ha sido propuesta en el marco de las actividades que se llevan a cabo en el Grupo de Investigación del Área de Conocimiento de Ingeniería de los Procesos de Fabricación, que es donde se enmarca esta Tesis Doctoral. A partir de la determinación de dicha ley de fluencia será posible obtener mayor precisión en las simulaciones por elementos finitos, para el desarrollo de los componentes mecánicos que se obtendrán en esta Tesis Doctoral.

## **2.5. Antecedentes del daño en procesos de conformado por deformación plástica**

### **2.5.1. Estudio de predicción del daño en procesos de conformado por deformación plástica**

En esta revisión, primeramente se va a realizar un breve resumen de la evolución del análisis del daño en materiales según la mecánica del daño. Posteriormente, se hará un especial énfasis en el daño dúctil, puesto que es el tipo de daño que aparece en la forja componentes mecánicos a partir de material nanoestructurado y conjuntamente se expondrán los principales criterios de daño y la evolución en su detección según esas formulaciones

haciendo uso también de herramientas como las simulaciones por elementos finitos.

### 2.5.2. Mecánica del daño dúctil

El daño dúctil y la predicción de fractura han sido de gran interés en la comunidad científica y de ingeniería desde el siglo pasado. Existen en la literatura científica numerosos criterios y modelos para predecir el fallo por fractura dúctil en materiales metálicos. Los modelos de daño dúctil se puede agrupar mediante tres enfoques: el modelo fenomenológico desacoplado (o criterios de fractura), los modelos fenomenológicos acoplados y los modelos basados en la micromecánica, que han sido desarrollados para predecir la fractura dúctil en procesos de formación de metales. En [Tvergaard, 1990] y en [Benzerga y Leblond, 2010] se pudo observar una revisión de la mecánica del daño dúctil especializada en la creación, y propagación de microhuecos y sus consecuencias en el daño de los materiales. También en [Besson, 2010] se realizó una revisión de trabajos, pero en concreto sobre los modelos continuos de la fractura dúctil.

Las simulaciones numéricas mediante elementos finitos permiten investigar diversos problemas complicados de predicción de daño y fractura en modelos a escala real, lo cual es un factor importante para los procesos de fabricación de piezas de metal. Por todo esto, el desarrollo de modelos de predicción de fractura es esencial para obtener resultados realistas tanto para la precisión de geometría y propiedades mecánicas [Cao, 2017].

A continuación, se exponen los criterios de fractura dúctil más conocidos y empleados en la práctica.

Primeramente, el criterio de [Cockcroft y Latham, 1968] considera que la fractura está controlada fundamentalmente por el trabajo plástico realizado por la tensión principal máxima a lo largo de la historia de carga del material. Según dicho modelo (Ecuación 2.9) el fallo se produce cuando:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f^p} \sigma_I d\bar{\epsilon}^p = C_1 \quad (2.9)$$

Siendo  $\bar{\epsilon}^p$  la deformación plástica equivalente,  $\bar{\epsilon}_f^p$  es la deformación plástica equivalente en el instante de la fractura,  $\sigma_1$  es la tensión principal máxima y  $C_1$  es una constante del material a determinar experimentalmente.

En una línea muy similar, Brozzo et al. [Brozzo et al., 1972] plantearon un criterio parecido al anterior (Ecuación 2.10), pero incluyendo de manera explícita la dependencia de la fractura dúctil con la tensión hidrostática ( $\sigma_h$ ),

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f^p} \frac{2}{3} \left(1 - \frac{\sigma_h}{\sigma_1}\right) d\bar{\epsilon}^p = C_2 \quad (2.10)$$

Otro de los modelos más utilizados es el de [Gurson, 1977], que utiliza un criterio de fluencia aproximado, para representar el efecto de la tensión hidrostática en un material poroso, en la fluencia debido a la dilatación de los microvacíos por crecimiento de éstos. La función de fluencia de Von Mises es utilizada para caracterizar la fluencia y el flujo de la matriz del material, que es incompresible. La función de fluencia se muestra en la Ecuación 2.11:

$$F = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_o^2} + 2f \cosh \frac{3\sigma_H}{2\sigma_o} - (1 - f^2) \quad (2.11)$$

Donde F es la función de fluencia, f la fracción de volumen de los microvacíos,  $\sigma_{eq}$  la tensión equivalente,  $\sigma_o$  la tensión de fluencia y  $\sigma_H$  la tensión hidrostática.

Por otro lado, Oyane et al. [Oyane et al., 1980] desarrollaron un modelo de fractura dúctil obtenido de la aplicación de la teoría de la plasticidad a materiales porosos. Los autores supusieron que durante la fase de crecimiento de huecos, el material se comporta como un medio poroso reduciéndose, por tanto, la densidad al aumentar la deformación. Propusieron que la variación de la densidad (o deformación volumétrica) fuera un posible parámetro para cuantificar el daño ocasionado en el material. Por lo tanto, establecieron que la fractura se produce cuando la deformación volumétrica alcanza un cierto valor característico del material. El criterio se muestra en la Ecuación 2.12:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f^p} \left(\frac{\sigma_h}{\bar{\sigma}} + C_3\right) d\bar{\epsilon}^p = C_4 \quad (2.12)$$

Siendo  $\bar{\sigma}$  la tensión equivalente.

El modelo de [Lemaitre, 1992] se fundamenta en los principios de la termodinámica de procesos irreversibles, para postular la función de potencial del material con daño acoplado. La variable de daño está acoplada a la deformación (elástica y plástica), por considerarse que el crecimiento de microvacíos o microdefectos produce la evolución del daño. La variable de daño (D) se muestra en la Ecuación 2.13:

$$D(o, \vec{n}) = \frac{\delta S_D}{\delta S} \quad (2.13)$$

Donde  $\delta S_D$  es el área de microvacíos en el plano situado en O con normal  $\vec{n}$  y  $\delta S$  es el área total del plano situado en O con normal  $\vec{n}$ . La variable D se considera para el área más dañada del elemento representativo del material y se asume un escalar para materiales isotrópicos. Luego se introdujo el concepto de tensión efectiva, el cual calcula la tensión como la fuerza aplicada en el área efectiva del material ( $\delta S - \delta S_D$ ), corrigiendo el tensor de tensiones por medio de la Ecuación 2.14:

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{(1-D)} \quad (2.14)$$

Donde  $\tilde{\sigma}$  es la tensión efectiva,  $\sigma$  el tensor y D la variable de daño.

Más recientemente, en [Chaouadi et al., 1994] se mostró que la fractura dúctil puede entenderse como un proceso en el que compiten básicamente dos mecanismos: la deformación plástica y el crecimiento de cavidades. Por ello, la fractura se produce cuando el trabajo total de deformación (denominado por los propios autores, como “*damage work*”) alcanza un valor crítico que depende del material. Debido a la existencia de huecos en el material al inicio de la fractura dúctil, el trabajo total de deformación sería la suma del trabajo de deformación plástica, más el trabajo de variación de volumen. Para describir el proceso de crecimiento de huecos, el criterio propuesto quedaría finalmente de la forma (Ecuación 2.15) [Chaouadi et al., 1994]:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f^p} \left( \bar{\sigma} + C_5 \sigma_h e^{\frac{3\sigma_h}{2\bar{\sigma}}} \right) d\bar{\epsilon}^p = C_6 \quad (2.15)$$

En los últimos años se han presentado una gran cantidad de modelos de daño para predecir el crecimiento de grieta para diferentes aplicaciones industriales y mecánicas como el de [Bouchard et al., 2011].

El estudio de [Shen et al., 2011] sirvió de ejemplo para explicar que si se quieren aplicar correctamente los criterios de daño es necesario conocer, con suficiente aproximación, la historia de carga y de deformaciones, que experimenta el material durante todo el proceso.

A parte de las principales leyes y modelos de daño, existen también diferentes formulaciones para determinar el daño debido a la anisotropía como muestra [Lemaitre, 2000].

También, en [Shen et al., 2011] se mostró el comportamiento a fractura de una aleación de aluminio 6061 con anisotropía, que fue sometida a forja, donde la evolución del daño por efecto de la anisotropía fue debido a la distribución de los precipitados intergranulares. Para ello, los investigadores emplearon el modelo constitutivo de daño de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) [Tvergaard, 1990], para desarrollar las simulaciones por elementos finitos de las probetas estudiadas.

En [Figueiredo et al., 2009] se llevó a cabo un estudio de la evolución del daño en una aleación de aluminio (Al-1,3% Fe-0,6% Mg-0,1% Si), bajo dos condiciones diferentes: después de darle un tratamiento de recocido y tras procesar el material por ECAP. El análisis que hicieron los investigadores desveló que las grietas se formaban en el interior del material. Por otro lado, cuanto más homogénea es la deformación, más superficiales son las grietas y mayor estabilidad presentan.

Recientemente, ha habido una gran cantidad de investigaciones sobre las metodologías para el análisis de fallos en laminados compuestos, modelos constitutivos, criterios de fallo y leyes de evolución de daño como el de [Liu et al., 2010].

Respecto a la aleación de aluminio 5083, [Dupuy y Blandin, 2002] llevaron a cabo un estudio sobre la relación entre la deformación y el daño inducido en este material, tras someterlo a 8 pasadas por ECAP a una temperatura de 150 °C, mediante las rutas A, C, B<sub>C</sub> y B<sub>A</sub>. Se analizaron los efectos de las pasadas por ECAP en las partículas de la segunda fase, ya que juegan un rol importante en la sensibilidad de las aleaciones de aluminio al daño.

Por otra parte, en [Luri et al., 2011] se analizó la influencia de la geometría de las matrices para el procesado por ECAP, en el daño impartido a las piezas de la AA5083. Una de las conclusiones más importantes de los autores fue que el radio de acuerdo y el ángulo de la intersección de los canales tienen una gran importancia en el daño. Los resultados obtenidos en este estudio guardan relación con el trabajo de [Comaneci et al., 2012], donde se estudiaba la evolución del daño de una aleación de aluminio 5052 procesada por ECAP. De acuerdo a los autores, para reducir el daño impartido a las piezas sería necesario modificar el radio interior de las matrices de ECAP.

Por otro lado, la evaluación del daño impartido al material es extremadamente importante. En el trabajo de [Puertas et al., 2013 (b)], se calculan los valores de daño de piezas forjadas isotérmicamente a partir de material nanoestructurado por ECAP, de las aleaciones de aluminio 1050 y 5083, mediante simulaciones por elementos finitos utilizando el criterio de Cockcroft-Latham.

El uso de elementos finitos para validar modelos y diseños se ha visto aumentado en los últimos tiempos. Cada vez son más los trabajos que emplean esta herramienta, para poder predecir el comportamiento de un material ante cualquier fenómeno físico, o para realizar diseños que, mediante la alternativa del ensayo experimental serían mucho más costosos en tiempo y dinero. En la mayoría de los casos, se combinan ensayos experimentales con los realizados mediante simulación, para poder realizar una validación del modelo creado por elementos finitos, lo cual se analizará en el apartado siguiente.

### **2.5.3. Estudio del daño mediante elementos finitos**

Resulta de interés el combinar la experimentación y el análisis por elementos finitos, para estudiar el daño en procesos de conformado por deformación plástica.

Cabe destacar el trabajo de [León et al., 2011], donde se realiza un Diseño De Experimentos, en inglés, *Design Of Experiments* (DOE), con tres variables respuesta: la fuerza de procesado, la deformación media y el daño acumulado en el proceso de ECAP. Para llevar a cabo los ensayos, se

combinan simulaciones por elementos finitos y ensayos experimentales con la aleación de aluminio AA6082. Se obtuvo una buena correlación entre los resultados obtenidos por elementos finitos y experimentales detectando que, la fuerza de procesamiento aumenta al incrementar la longitud de la probeta y al disminuir el ángulo de intersección de los canales.

En [Luri et al., 2011] se analizó la influencia de la geometría de la matriz y la probeta en el daño infligido al material al ser procesado por ECAP. Asimismo, en [Luri et al., 2011] se emplearon los modelos de Lemaitre y el de Cockcroft-Latham para analizar el daño en el proceso de ECAP y se verificaron los resultados mediante un DOE.

El modelo de [Lemaitre et al., 1996], y el de [Cockcroft-Latham, 1968], se presentan en la Ecuación 2.16 y en la Ecuación 2.17 respectivamente

$$dD = \frac{f(\eta)\bar{\sigma}^2}{2ES(1-D)^2} \quad (2.16)$$

Donde  $dD$  es el incremental de daño,  $\bar{\sigma}$  la tensión de Von Mises,  $E$  es el módulo de Young,  $S$  es el parámetro de resistencia al daño del material relacionado con la ductilidad y es una función dependiente del coeficiente de Poisson y de la tensión normal media.

$$D = \int \frac{\sigma_{\max}}{\bar{\sigma}} d\varepsilon \quad (2.17)$$

Donde  $\sigma_{\max}$  es la tensión máxima principal y  $\varepsilon$  es la deformación plástica.

Asimismo, en [Luri et al., 2011] se realizó un estudio comparativo experimental de la presencia de grietas internas y externas en las probetas de la aleación de aluminio AA5083 procesadas por ECAP. Este material se procesó empleando matrices con diferentes parámetros geométricos mediante la ruta A. Los autores lograron una gran concordancia entre los resultados experimentales y las simulaciones, ya que en los casos en los que el daño era mayor en la simulación aparecieron mayores grietas en las probetas procesadas.

Para desarrollar un criterio de fractura es importante poder predecir y cuantificar el inicio de la fractura, de la manera más precisa posible. Sobre esta premisa, [Gouveia et al., 1996] estudiaron la validez de cuatro criterios de

fractura (Freudenthal., Cockcroft-Latham, Brozzo y Oyane) mediante ensayos experimentales, donde se estudiaba la forjabilidad de varias probetas con diferente geometrías.

En [Dhar et al., 2000], se propuso un criterio local de crecimiento de grieta empleando para ello ensayos experimentales a probetas validando así los resultados obtenidos por las simulaciones numéricas.

En [Baaser y Gross, 2000] se simuló la evolución del daño en grietas de probetas cilíndricas sometidas una presión uniforme mediante elementos finitos. Se aplicó el modelo de Gurson para describir el comportamiento del acero utilizado. Por otra parte, en [Saanouni et al., 2004] se analizó numéricamente la predicción de defectos en extrusiones en frío utilizando un análisis por elementos finitos en 2D para determinar el efecto del daño en un material dúctil.

En la bibliografía, también se pueden encontrar estudios de simulaciones por elementos finitos para modelizar el comportamiento anisótropo de los materiales y su influencia en la mecánica del daño. Por ejemplo, [Menzel y Steinmann, 2001] propusieron un marco para modelizar de manera general la anisotropía de un material, bajo condiciones de alta deformación plástica incorporando para ello, variables termodinámicas de segundo orden. En [Shin et al., 1997], se presentó un modelo de análisis por elementos finitos para un material y una geometría no lineal debido a los altos valores de deformación plástica de los materiales dúctiles.

## 2.6. Antecedentes del daño debido al desgaste

La resistencia al desgaste es una de las propiedades mecánicas a tener en cuenta en el diseño de una pieza que posteriormente será sometida a un comportamiento en servicio. Los diferentes fenómenos de desgaste se pueden clasificar en varios tipos. A continuación se comentan de manera breve los distintos tipos de desgaste por deslizamiento encontrados en la bibliografía: Adhesivo, abrasivo, corrosivo, por fatiga superficial, por rozamiento y por erosión [Varenberg, 2013].



Desde 1950 se ha investigado con mayor interés la formulación de modelos que permitan expresar matemáticamente la variación del desgaste durante el contacto de superficies en movimiento. Las principales dificultades se originan en la presencia de factores microscópicos, entre los cuales puede mencionarse la calidad superficial, las heterogeneidades del material y la temperatura localmente desarrollada [Varenberg, 2013]. La mayoría de los modelos encontrados en la bibliografía han sido desarrollados para sistemas tribológicos específicos (dos materiales en particular, una geometría de contacto determinada y un ambiente y lubricante definidos) sometidos a condiciones de operación también definidas.

Uno de los principales y primeros estudios para determinar modelos de desgaste es el de [Archard, 1953], donde se realizaron mediciones del desgaste gracias a un coeficiente dimensional de desgaste (K), que actualmente es muy usado. Para ello se partió de la suposición de que el contacto entre dos superficies ocurre cuando las rugosidades entran en contacto, ya que ningún material es completamente liso, y el área real de contacto es la suma de dichas rugosidades en contacto.

En [Archard, 1953] se asumió que el volumen de material eliminado por desgaste es proporcional al radio (a) elevado al cubo. El volumen de material eliminado se puede observar en la Ecuación 2.18:

$$\delta V = \frac{2\pi * a^3}{3} \quad (2.18)$$

Asimismo, Archard tuvo en cuenta que no todas las rugosidades generan partículas de desgaste, por lo tanto, el volumen medio del material desgastado ( $\delta Q$ ) por la distancia de deslizamiento, a través de una distancia de  $2a$  da lugar a la Ecuación 2.19:

$$\delta Q = \frac{k * \delta V}{2a} \quad (2.19)$$

Siendo  $k$  las partículas de desgaste.

Si se despeja  $\delta V$  en la Ecuación 2.19, se obtiene la Ecuación 2.20:

$$\delta Q = \frac{k * \pi * a^2}{3} \quad (2.20)$$

La tasa global de desgaste será la equivalente a toda el área real de contacto, tal y como se muestra en la Ecuación 2.21:

$$Q = \sum \delta Q = \frac{k}{3} \sum \pi * a^2 \quad (2.21)$$

A su vez se tiene la Ecuación 2.22, donde  $\delta W$  es la carga aplicada y P el límite elástico del material:

$$\delta W = P * \pi * a^2 \rightarrow W = P * \sum \pi * a^2 \quad (2.22)$$

Por tanto, operando la Ecuación 2.22 se obtiene la Ecuación 2.23:

$$Q = \frac{k}{3} * \frac{W}{P} \quad (2.23)$$

Para ello, se supone que  $P = H$ , siendo H la dureza del material más blando.

Finalmente, con  $K = k/3$  se obtiene la ecuación del desgaste de Archard (Ecuación 2.24):

$$Q = K * \frac{W}{H} = k * w; \text{ siendo } k = \frac{K}{H} \quad (2.24)$$

Donde K es el coeficiente dimensional de desgaste. Este coeficiente es importante, ya que con él se puede comparar la severidad del desgaste en diferentes procesos y materiales. Asimismo, debido al deslizamiento, las superficies se desplazarán y la carga será soportada por otras rugosidades. Esta fuerza a su vez va eliminando material, por lo que se dará lugar al desgaste. Existen otros modelos para describir el desgaste como los modelos de Archard modificados, entre otros [Archard, 1953].

En el estudio de [Meng et al., 1995], tras una profunda revisión a los diferentes modelos de desgaste desarrollados hasta entonces, observaron que eran ineficientes para realizar una buena aproximación a lo ocurrido realmente en el contacto y para mejorarlos llegaron a una serie de conclusiones y recomendaciones: Primeramente, se observó que resulta más adecuado emplear modelos fenomenológicos de tipo macroscópicos como los de Archard, que otros tipos. Además, se concluyó que es más adecuado emplear modelos desacoplados entre la fricción y el desgaste y modelizarlos por separado. Es por ello, que aunque el modelo de Archard fue planteado inicialmente en 1953 sea aún a día de hoy el más empleado en la práctica.

A parte del modelo inicial de Archard, se han encontrado en la bibliografía trabajos realizados por distintos investigadores con el objetivo de encontrar mejores modelos de predicción de desgaste.

En el trabajo de Hsu et al. [Hsu et al., 1997] se realiza una recopilación de los modelos de desgaste en metales llegando a la conclusión de que no existe ningún modelo capaz de predecir el desgaste a partir de las propiedades de un material y coeficiente de fricción. Es decir, que el coeficiente de desgaste (K) ha de determinarse para cada par de contacto. Asimismo, los investigadores observaron que recientemente se han realizado aproximaciones a la realidad mediante mapeados de desgaste y diagramas de transición de desgaste, siendo por ello una vía interesante para investigar de cara al futuro.

En [Williams, 2005] se mostró que cuando el material se desprende de una superficie sometida a una carga total o parcialmente, la concentración, el tamaño y la geometría de las partículas eliminadas contiene mucha información sobre el estado de la superficie de la que han sido generadas y, por ello, de la vida potencial del contacto y del equipamiento del que formaban parte. Poder explotar completamente esta información y la habilidad para predecir cuantitativamente el comportamiento futuro requiere un conocimiento preciso del mecanismo de generación de estas partículas.

A parte del desarrollo de modelos para predecir el desgaste, en la bibliografía existen también trabajos relacionados con simular mediante elementos finitos el proceso de desgaste, en los diferentes mecanismos en que puede producirse.

El fallo de un material es causado en el mayor de los casos por la corrosión, el desgaste y el daño mecánico. De acuerdo a investigaciones previas, el desgaste por erosión influye en el 8 % de los casos donde se da desgaste en una industria de producción. En el trabajo de [EITobgy et al., 2005] se presenta un modelo elástico-plástico para simular el proceso de erosión. El modelo tiene en cuenta el amortiguamiento del material, el comportamiento térmico y el efecto del impacto de múltiples partículas así como la eliminación de éstas. El material modelado es una Ti-6Al-4V. Se tienen en cuenta los efectos del endurecimiento por deformación, la tasa de deformación y la temperatura en el modelo no lineal.

A parte de los trabajos mostrados para materiales sin nanoestructurar, también existe un creciente interés por los efectos del ECAP en las propiedades tribológicas de las aleaciones de aluminio, tal y como se va a mostrar a continuación.

En el trabajo de [Ortiz et al., 2011] se señaló que el comportamiento de desgaste por deslizamiento en seco de una aleación de Al-Mg-Si varió debido al procesado por ECAP, de forma que la resistencia al desgaste aumentó conforme se incrementaba el número de pasadas por ECAP. Asimismo, en [El Aal et al., 2010] se presentó un aumento en la resistencia al desgaste de tres aleaciones Al-Cu procesadas por ECAP debido al afinamiento del grano y a la mejora de las propiedades mecánicas. Para ello se realizaron ensayos por deslizamiento en seco con un tribómetro pin-on-disk.

En [Zhilyaev et al., 2013] se estudiaron y compararon las propiedades de desgaste de tres materiales de cobre comercialmente puros de grano ultrafino (UFG), que fueron sometidos a un procesado por ECAP, con los mismos materiales, pero con el grano grueso convencional. Se observó que en este caso no existía una ventaja en parámetros de desgaste entre las muestras procesadas por ECAP y las convencionales.

En [Edalati et al., 2014] se obtuvieron materiales nanoestructurados puros de Al y Al con granos ultrafinos de  $Al_2O_3$  en una proporción en volumen entre el 10 % y 20 % mediante consolidación en frío de polvos utilizando torsión a alta presión (HPT). Empleando un tribómetro ball-on-disc, se observó que la resistencia al desgaste del aluminio era mejorada por el proceso de HPT. Asimismo, se pudo apreciar que la anchura de desgaste disminuyó en el aluminio procesado por HPT, pero la profundidad y el volumen de desgaste aumentaron con la adición de  $Al_2O_3$  a la matriz de aluminio. Por último, se encontró que la variación de la anchura de desgaste podía ser representada por una función única, que relacione la carga y la dureza en concordancia con las relaciones de Holm y Archard

En [Chegini et al., 2015] se estudió el desgaste sobre las propiedades de la AA7075 tras ser procesados por ECAP cuatro pasadas por la ruta Bc a temperatura ambiente. El desgaste por deslizamiento en seco se midió empleando un tribómetro pin-on-disk bajo cargas de 10 N, 20 N y 30 N, a una

velocidad de deslizamiento constante de 0,23 m/s. La comparación de la resistencia al desgaste de las probetas que se ensayaron mostró que mediante el uso del proceso ECAP, la resistencia al desgaste de los especímenes aumenta considerablemente, debido a la formación de granos muy finos durante el ECAP.

En [Li et al., 2015] se realizaron ocho pasadas de ECAP a temperatura ambiente de una aleación de Cu - 0,1 %Zr, para producir un tamaño de grano ultrafino de aproximadamente 350 nm, con una microdureza media Vickers de 140 Hv. Asimismo, se llevaron a cabo ensayos de deslizamiento en seco en un tribómetro ball-on-disc (cargas normales de 1 N a 15 N) y se compararon los resultados obtenidos para el material en estado recocido y procesado por ECAP. Se evaluó el coeficiente de rozamiento, la topografía de la superficie y la pérdida de volumen de desgaste. La aleación de grano ultrafino procesada por ECAP tiene una mayor resistencia al desgaste, que el material recocido por sus mejores propiedades mecánicas, debido al afinamiento significativo del grano, tal y como mostró [Li et al., 2015].

En el trabajo de [Avcu, 2017] se observó que el coeficiente de rozamiento y la tasa específica de desgaste de la aleación AA7075, previamente procesada mediante ECAP aumentaron con el ECAP, a pesar de tener mayor dureza. La visualización de la pista de desgaste resaltó los picos y los valles formados durante el deslizamiento en seco y además, se observó que la profundidad de las pistas de desgaste y la pérdida de volumen aumentó con el procesado por ECAP. Esto fue debido a que la variación de los mecanismos de desgaste dominante (adherencia y desprendimiento de la capa de óxido) superó las propiedades mecánicas mejoradas obtenidas con ECAP y por ello, la resistencia al desgaste de la aleación AA7075 procesada ECAP disminuyó.

## 2.7. Antecedentes de ensayos de funcionamiento

Entre los ensayos de funcionamiento que se aplican a las bielas, uno de los más empleados es ensayar al componente a fatiga. Para ello se somete a la biela a fuerzas de tracción-tracción o compresión-compresión. De esta forma

se puede analizar cualitativamente el comportamiento del componente ante esfuerzos cíclicos [Rabb, 1995].

Con estos ensayos se determina la capacidad de soportar esfuerzos cíclicos. Sin embargo, este ensayo no permite estudiar el desgaste que se produce en la biela cuando se encuentra en funcionamiento. Sucede que cuando la biela está en funcionamiento existe un movimiento relativo entre los bulones que la unen al pistón y el cigüeñal y los agujeros en el pie y cabeza de la biela. Este movimiento relativo unido a las presiones de contacto provoca desgaste. No se han encontrado en la bibliografía estudios con ensayos de desgaste en funcionamiento, aunque si existen trabajos que realizan un estudio de bielas fracturadas o desgastadas para analizar los tipos de fallo o desgaste, respectivamente. En esta Tesis Doctoral se empleará un equipo desarrollado en el marco de las actividades del Proyecto DPI 2013-41954-P, para poder ensayar el desgaste de bielas bajo las condiciones deseadas.

El trabajo de [Rabb, 1995] es uno de los primeros en mostrar el análisis a fatiga de una biela. En este trabajo se describe el análisis de fallo a fatiga de una biela en un motor diésel a velocidad media. Asimismo, se emplean elementos finitos para modelizar el proceso, a pesar de la dificultad de crear un modelo preciso del componente, así como la presencia de las no-linealidades propias del análisis de este tipo de procesos. A parte del estudio mediante elementos finitos, el autor lleva a cabo ensayos de fatiga experimentales mediante cargas cíclicas para, por un lado poder comparar los resultados, y por el otro estudiar cómo mejorar el diseño de la biela.

En [Chikalthankar et al., 2012] se realizó mediante elementos finitos un estudio de fatiga a una biela basado en la teoría de la vida a fatiga y considerando para ello el diagrama Goodman modificado. Se observó que las mayores tensiones aparecen en el pie de la biela y se verificó en esta zona la metodología numérica propuesta para evaluar la vida útil de la biela y la fatiga. Se concluyó que la metodología presentada en dicho trabajo, mostró ser una herramienta importante para ser aplicada durante la fase de desarrollo de la biela.

En [Khare et al., 2012] el ruido y las vibraciones de los componentes de un motor de combustión interna encontrándose un excesivo desgaste en la

unión de la biela, los cojinetes, el bulón y la manivela. Mediante experimentación se localizó que el fallo era debido a que un excesivo aligeramiento de los materiales en las simulaciones, que se realizaron por FEM para optimizar el diseño provocó unas tensiones elevadas en la unión. La alta presión dio como resultado un desgaste acelerado de la superficie. Se modificó el diseño y se obtuvo una reducción significativa de la presión mejorando así la durabilidad de los componentes.

El objetivo del estudio de [Phad y Burande, 2013] fue realizar un análisis estático y dinámico mediante elementos finitos sobre una biela de hierro fundido de un compresor. Los autores observaron que las cargas cíclicas compuestas de cargas estáticas y cargas de compresión se usaban a menudo para el diseño y el análisis de las bielas. Se presentó una aproximación de la vida de fatiga mediante el criterio de Goodman modificado. Se observó que la probabilidad del fallo estaba relacionada con la tensión máxima principal y el límite elástico.

En [Ilman y Barizy, 2015] se sometió a una biela de un compresor de aire a cargas dinámicas complejas. Debido a esto, la biela falló en la zona de la cabeza por lo que el objetivo fue identificar la causa del fallo y evaluar el rendimiento a fatiga en la biela. Para ello, se estudiaron mediante el método estándar de análisis de fallo, los principales factores que afectan al fallo, como son el diseño estructural, el tipo de material y las cargas dinámicas. Este método incluyó el análisis de la composición química, el examen microestructural mediante microscopía, el análisis de durezas y pruebas de tracción. Los resultados sugirieron que la causa del fracaso fue la fatiga de ciclo bajo y la ubicación de la grieta inicial era una zona de alta concentración de tensiones. Por último, se apreció que la presencia de inclusiones en el material también fue causa de la iniciación de la grieta.

Otro trabajo sobre análisis de fatiga en bielas es el de [Ilman y Barizi, 2015] donde se somete a cargas dinámicas a una biela de un compresor de aire alternativo, ya que es un elemento crítico de la máquina. En éste trabajo se detecta un fallo en la sección de la cabeza de la biela. Por lo tanto, el estudio tiene como objetivo identificar la causa del fallo y evaluar el rendimiento a fatiga de la biela. Asimismo se evalúan utilizando el método de análisis de fallos

estándar los factores que influyen en la rotura, incluyendo el diseño estructural, el tipo de material y las cargas dinámicas. Este método incluye el análisis de la composición química, el examen microestructural mediante microscopía, ensayos de dureza y resistencia a la tracción, la microscopía electrónica de barrido, fractografía y análisis de tensiones.

Otro trabajo de bielas es el de [Ali y Haneef., 2015] donde diseñaron y analizaron por FEM una biela a fatiga. Cabe destacar que la distribución de la carga juega un papel importante en la vida a fatiga del componente. En este trabajo los autores se centran en el estudio de la vida a fatiga de una biela bajo una concentración de cargas en la zona de la cabeza.

Existen también estudios donde se analiza el comportamiento de una biela a partir de un fallo en servicio. Es decir, una vez superado el proceso de diseño y encontrándose ya en pleno funcionamiento, la biela ha experimentado un fallo y se analizan las causas.

Otro ejemplo es el trabajo de [Pujatti et al., 2014] donde se estudian las causas de fallo en bielas de un motor diesel. Debido al gran número de ciclos que tienen que completar, es necesario diseñar componentes acordes al ciclo de vida requerido por los motores. Sin embargo las grietas por fatiga y su propagación son el principal fenómeno a evitar. En [Pujatti et al., 2014] el fallo por fatiga en bielas se inicia debido al daño producido por el desgaste. Para evaluar los parámetros principales que influyen en el daño y determinar las acciones correctivas, se emplea la mecánica del fallo y la teoría de Hertz. Las bielas estudiadas en este trabajo se monitorizan mediante un procedimiento de ultrasonidos.

En el trabajo de [Juárez et al., 2016] se presentaron los resultados de la investigación de un análisis de fallo llevado a cabo en una biela de un motor diésel para la generación de energía eléctrica. Los autores incluyeron un análisis extensivo de la biela así como de la zona de fractura mediante procedimientos experimentales y técnicas de ensayo: inspección visual, fractografía, inspección mediante partículas magnéticas, análisis químico, test de tracción y microdurezas, metalografía y microanálisis. Al analizar el canal de lubricación, los investigadores apreciaron una zona que contiene un material de base wolframio embebido en la biela, presumiblemente procedente de una



herramienta de mecanizado, por un mal mecanizado. Esta área actúa como una zona de nucleación de grietas y al ser sometida la biela a fatiga, se reduce la sección en esa zona hasta derivar en una grieta y la posterior fractura.

En [Strozzi et al., 2016] se analizaron varios tipos de fallos poco frecuentes en bielas desde el punto de vista del nivel de tensión soportado por el componente. Se interpretaron las fracturas a partir de tres puntos de análisis diferente: cálculos tradicionales, modelos analíticos y simulaciones por elementos finitos. Asimismo se dividió a la biela en sus tres partes características (cabeza, cuerpo y pie), para poder analizar con mayor detalle las causas de los fallos. Principalmente, se observó que los fallos a fatiga se dieron lugar en el pie por una alta concentración de tensiones, aunque se observó en un caso concreto una fractura a lo largo del cuerpo que se dedujo que era por un mal diseño de esta zona.

En el trabajo de [Rakic et al., 2017] se estudiaron las razones del fallo de una biela empleada en un motor diésel de 12 cilindros. Para ello, se realizó un análisis de elementos finitos donde se evaluó la tensión de la biela bajo carga máxima. Los resultados mostraron que la fractura estaba localizada en la zona de mayor valor de tensión, por lo que el exceso de tensión fue la causa principal del fallo. Con el objetivo de prevenir el fallo, los autores propusieron un aumento del radio en la zona de fallo para reducir la concentración de tensiones en esa zona.

Tal y como se ha comentado en el comienzo de este apartado, a parte de los estudios sobre comportamiento a fatiga, existen trabajos donde se estudian otros parámetros como el desgaste.

Un ejemplo es el trabajo de [Meng y Xie, 2012] donde se emplea un análisis numérico para estudiar la camisa de un pistón considerando los efectos de inercia de una biela en el sistema de lubricación de la camisa del pistón. Se analiza la dinámica del pistón, la capa de aceite y la pérdida de fricción del sistema y se comparan los resultados con un modelo desarrollado recientemente. Los resultados en un motor de gasolina muestran que la inercia de la biela tiene influencia en el sistema de lubricación así como la dinámica del pistón, especialmente cuando el motor gira a altas revoluciones.

Asimismo, los investigadores [Daniel y Cavalca, 2011] estudiaron la lubricación de una biela dentro del mecanismo biela-manivela, con el objetivo de reducir la fricción. Cabe destacar que el uso de cojinetes hidráulicos en las juntas del mecanismo es de particular interés para reducir la fricción, sobre todo en mecanismos biela-manivela. Los rodamientos pertenecen a un modelo que funciona con movimiento rotacional alternativo. En [Daniel y Cavalca, 2011], los autores propusieron un modelo matemático para estudiar el problema, considerando para ello, la dinámica de deslizamiento en el sistema biela-manivela y la interacción con el fenómeno de lubricación en los cojinetes con movimiento alternativo. Los autores establecen que la solución al problema del mecanismo biela-manivela con un cojinete hidrodinámico es realmente compleja debido a las ecuaciones no lineales que aparecen en los modelos empleados en la lubricación hidrodinámica.

Finalmente, en la bibliografía apenas se han encontrado estudios, como los de [Gröber et al., 2015] y [Goto et al., 2015] que estudiaron el comportamiento en servicio de piezas fabricadas a partir de materiales nanoestructurados.

En [Gröber et al., 2015] se analizó el comportamiento a fatiga de tornillos previamente procesados por ECAP y anodizados posteriormente. Se compararon los resultados con tornillos sin procesar por ECAP y se observó que los tornillos fabricados mediante ECAP rompían en torno al 28 % y 68 % más tarde, según la carga empleada.

En [Goto et al., 2015] se estudió el efecto del número de pasadas por ECAP en la resistencia a la fatiga del cobre, con tamaño de grano ultrafino. Para ello, se realizaron ensayos de fatiga a probetas cilíndricas. Se observó que, a excepción de amplitudes excesivamente grandes, la vida útil de la fatiga depende del número de pasadas de procesado y es decreciente conforme aumenta el número de pasadas.

## 2.8. Conclusiones

En este capítulo de revisión bibliográfica se ha hecho especial hincapié en todos aquellos aspectos que se van a desarrollar en esta Tesis Doctoral.

Primeramente, se han expuesto los principales trabajos sobre el proceso de deformación plástica severa llamado ECAP, pues que es el empleado para mejorar las propiedades mecánicas del material de partida. Se han expuesto los principales avances realizados en los últimos años, así como estudios de microestructura para mostrar, cómo el tamaño de grano submicrométrico que adquieren los materiales procesados por ECAP, les otorga una mejora en las propiedades mecánicas.

El siguiente punto de estudio ha sido el proceso de forja. Se han analizado los principales trabajos sobre las ventajas de este proceso de fabricación, donde se estudian las principales variables (velocidad, temperatura) y su influencia en las propiedades mecánicas del componente forjado. En esta revisión, se ha detectado que el número de estudios de fabricación de elementos estructurales a partir de materiales nanoestructurados es escaso. Debido a esto, no existen muchos estudios de funcionamiento de los mismos, ni comparaciones con los mismos elementos fabricados con material sin nanoestructurar.

De la revisión del estado del arte, se ha deducido que no existen apenas modelos de fluencia para materiales nanoestructurados.

Se han recopilado los diferentes modelos de predicción de daño encontrados en la bibliografía y su evolución a lo largo de los años y poder prever bajo qué condiciones un material va a colapsar y en qué zonas se formarán y crecerán las grietas es una información muy importante a la hora de poder diseñar y fabricar un componente.

Asimismo, se han recopilado trabajos que estudian el desgaste principalmente por deslizamiento. Se observa que la modelización del desgaste es muy compleja y cómo modelos más lejanos en el tiempo, como el de Archard, siguen siendo referencia válida para este tipo de estudios. En cuanto

al desgaste de los materiales nanoestructurados, cabe destacar que no existen apenas estudios para modelizar el comportamiento de los materiales.

Por último se han analizado diferentes estudios donde se estudia el comportamiento en servicio de diferentes bielas. Se observa principalmente que la gran mayoría de trabajos están supeditados a bielas ya fabricadas, de las cuales se analiza su comportamiento a fatiga o su desgaste. Sin embargo, no se ha encontrado ningún trabajo que combine el análisis a fatiga y el desgaste en servicio a partir de una biela previamente diseñada.

## **CAPÍTULO 3**

# **Equipamiento y aleación empleada**



### **3. EQUIPAMIENTO Y ALEACIÓN EMPLEADA**

A continuación, se van a exponer los diferentes equipos empleados durante la realización de esta Tesis Doctoral. Estos equipos se encuentran instalados en los laboratorios de la UPNA y han sido desarrollados en el marco de las investigaciones realizadas por investigadores del Grupo de Investigación de Ingeniería de Materiales y Fabricación (IMF), al cual pertenezco como investigador. Asimismo, se comentará la aleación empleada en esta Tesis Doctoral.

#### **3.1. Equipo de extrusión en canal angular constante (ECAP)**

En el proceso de ECAP, el material se extruye a través de una matriz, que está formada por unos canales que se intersecan formando un ángulo, tal y como se ha expuesto en el Capítulo 2. Para conseguir que el material que se quiere procesar atraviese la intersección entre los canales es necesario realizar una compresión a la pieza mediante un punzón.

El equipo de ECAP empleado en esta Tesis Doctoral consiste en una prensa hidráulica horizontal, que presenta dos cilindros hidráulicos: uno horizontal para comunicar la fuerza al punzón y otro vertical, para ejercer la fuerza de cierre de las matrices de ECAP, tal y como se observa en la Figura 3.1.

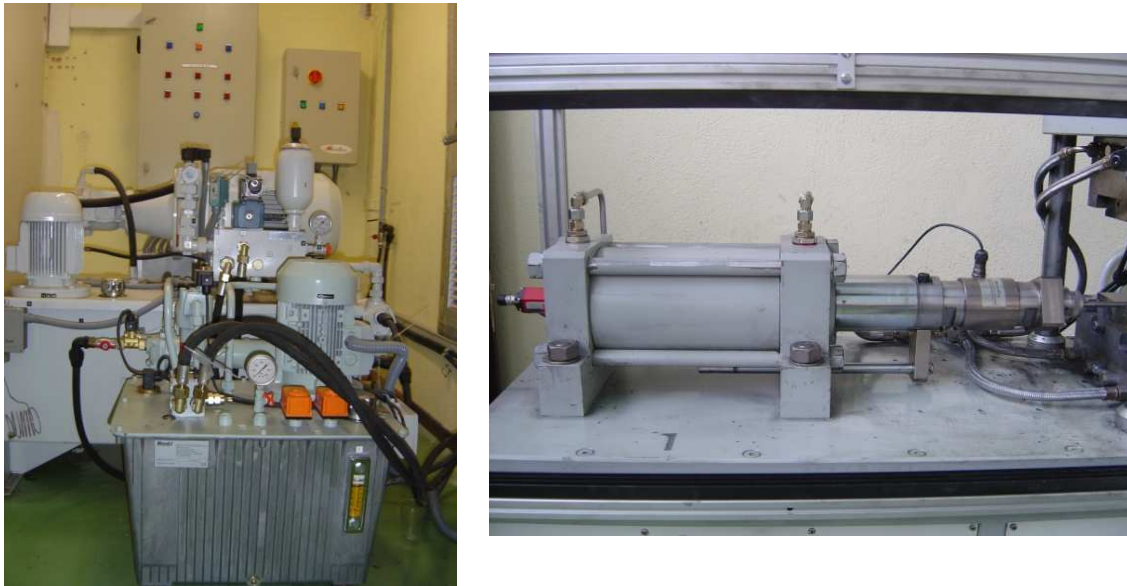


**Figura 3.1.** Prensa de ECAP.

La máquina de ECAP se comunica con un ordenador a través de un programa, que controla los movimientos de la máquina y se encarga de adquirir las curvas de carga-carrera de cada ensayo.

Para poder realizar la extrusión es necesario que el cilindro horizontal empuje al punzón y a la probeta, así como que el cilindro vertical se encargue del cierre de las matrices, para evitar su apertura durante el procesado.

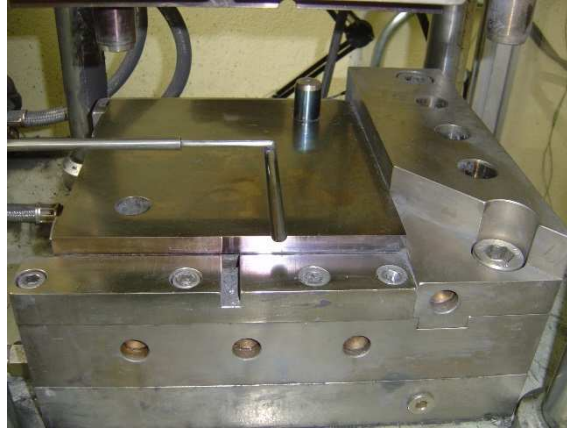
Entre el cilindro horizontal y el punzón de extrusión existe una célula de carga que sirve para medir la fuerza, tal y como se observa en la Figura 3.2. El grupo hidráulico que proporciona la presión necesaria al equipo, se muestra en la Figura 3.2 junto a ambos cilindros.



**Figura 3.2.** Grupo hidráulico y cilindro de presión del punzón.

El conjunto de la máquina tiene un sistema de matriz y portamatriz. De esta forma, se pueden fabricar matrices combinando los diferentes parámetros de diseño anteriormente descritos en la revisión del estado del arte: diferentes ángulos entre los canales, diferentes radios de acuerdo, geometría de la sección transversal, etc. Este sistema de matriz y portamatriz puede observarse en la Figura 3.3.





**Figura 3.3.** Sistema de Matriz y Portamatriz de la prensa de ECAE.

Asimismo, el punzón también es intercambiable, para poder así extruir diferentes secciones de probeta.

La matriz empleada para la fabricación de material nanoestructurado, se puede observar en la Figura 3.4. En ella, se puede apreciar que tiene  $90^\circ$  de ángulo entre canales, radios tangentes iguales de 2,5 mm entre los canales y una longitud del canal de salida reducido para minimizar las fuerzas de procesado. El material obtenido con la matriz de diámetro 20 mm, se utilizará para la forja de bielas y para la fabricación de probetas de material nanoestructurado, para el estudio de sus propiedades mecánicas.



**Figura 3.4.** Matriz de ECAP.

### 3.2. Equipo para la realización de ensayos de compresión

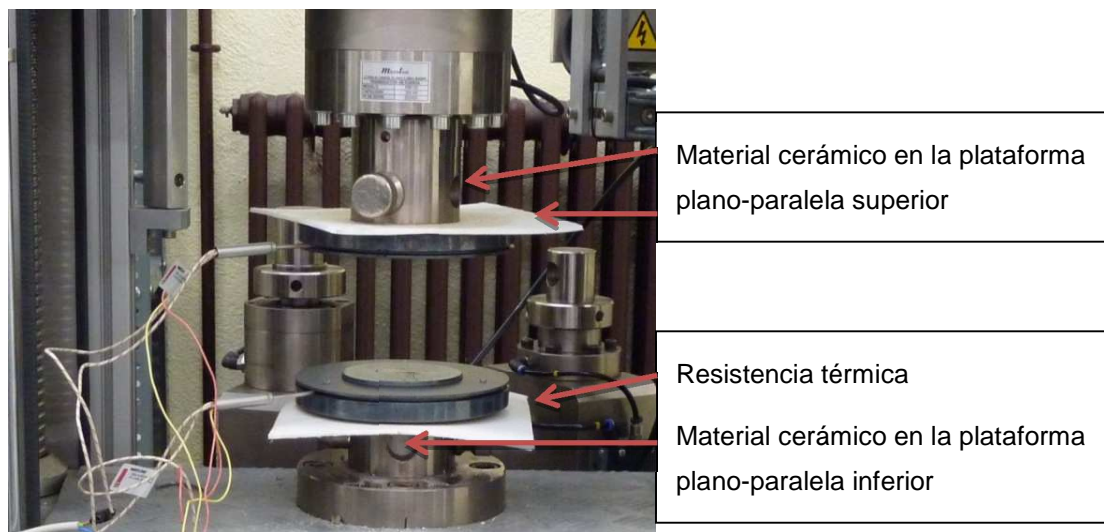
La Universidad Pública de Navarra cuenta con un equipo capaz de realizar ensayos de tracción y compresión a distintas temperaturas, con una capacidad máxima de carga de 200 kN. Se empleará para determinar las

curvas tensión-deformación a distintas temperaturas del material, con el objetivo de obtener las leyes de fluencia. Este equipo, que se muestra en la Figura 3.5, está conectado a un ordenador con un *software* capaz de almacenar la curva de carga-carrera.



**Figura 3.5.** Máquina de tracción y compresión.

Para realizar los ensayos de compresión isotérmica, se han empleado unas plataformas plano-paralelas, que pueden acoplarse a la máquina de ensayos universal mostrada en la Figura 3.6. Las plataformas plano-paralelas cuentan con un rebaje en la parte posterior, en el cual, se alojan unas resistencias que calientan las plataformas, hasta la temperatura de ensayo deseada.



**Figura 3.6.** Detalle del material cerámico.

La temperatura de las resistencias se controla mediante un termopar incorporado a cada plataforma empleando un controlador PID digital en bucle cerrado, como los que se muestran en la Figura 3.7. Una vez programadas las temperaturas de las dos resistencias, éstas inician un proceso de calentamiento hasta alcanzar la temperatura objetivo.



**Figura 3.7.** Controladores digitales PID de la temperatura de las resistencias.

Debido a que las temperaturas requeridas para los ensayos son de hasta 400 °C, se ha introducido material cerámico como material aislante en diferentes zonas de las plataformas, con objeto de disminuir la conducción y la convección de calor hacia la máquina. En concreto, se ha colocado material cerámico en las caras de las plataformas, que no están en contacto con la probeta, tal y como se muestra en la Figura 3.6.

### 3.3. Prensa hidráulica

La prensa empleada para los ensayos de determinación del daño y para la fabricación de bielas, se muestra en la Figura 3.8. Este equipo tiene una carrera de 400 mm y ejerce una fuerza máxima de 3000 kN. La prensa posee un sistema calefactor, que permite calentar y controlar la temperatura de las matrices hasta 500 °C. Además, el autómatas de control está conectado a un ordenador, para la adquisición de las curvas de carga-carrera y para el control de la velocidad de prensado y la temperatura entre otros parámetros.

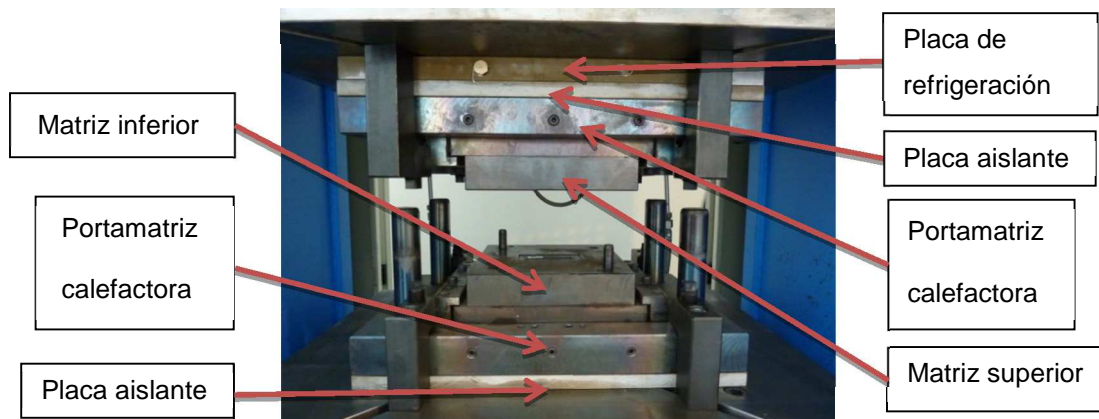


**Figura 3.8.** Vista completa de la prensa hidráulica.

A continuación, se realiza una breve descripción de los elementos que componen el equipo. La prensa tiene una mesa fija y otra móvil unida a un cilindro hidráulico. A su vez, el grupo hidráulico, que proporciona la fuerza necesaria de procesado consta de electroválvulas, para controlar la velocidad y la fuerza de procesado.

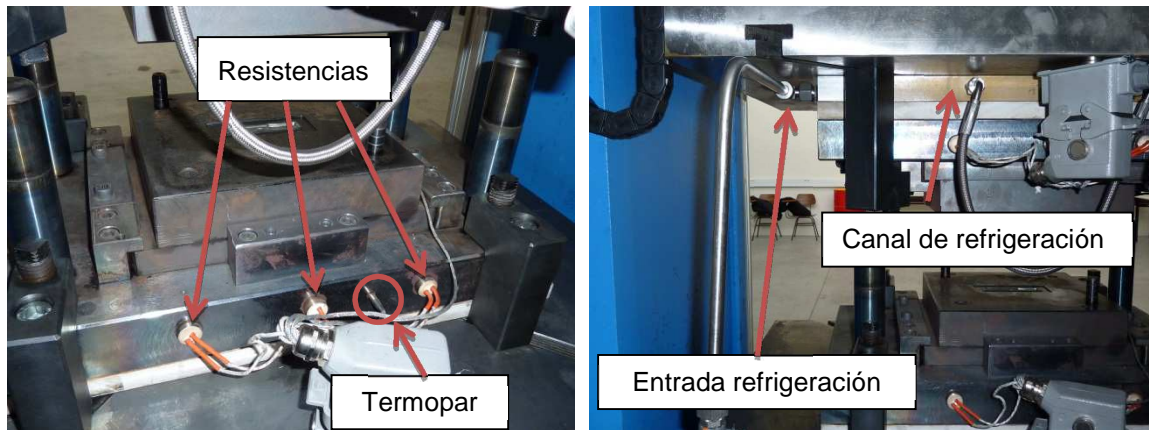
En cada mesa de trabajo existe una placa aislante, una portamatriz con elementos calefactores de 4000 W en total, un termopar para el control de la temperatura y finalmente, las matrices con otro termopar, para comprobar la temperatura en la propia matriz.

Debido a que a altas temperaturas y en largos tiempo de trabajo, la conducción y la convección del calor elevan la temperatura del cilindro superior, la prensa cuenta con una placa de refrigeración y un circuito interno por donde circula agua fría a presión. En la Figura 3.9 se muestran los distintos componentes.



**Figura 3.9.** Modificaciones realizadas en la prensa hidráulica.

En la Figura 3.10 (a) se muestran las resistencias y los termopares introducidos en la portamatriz y en la matriz inferior, donde cada portamatriz incluye tres resistencias y un termopar. Para la portamatriz y la matriz superior el montaje es el mismo.



(a) Portamatriz inferior.

(b) Matriz inferior.

**Figura 3.10.** Resistencias térmicas y termopares.

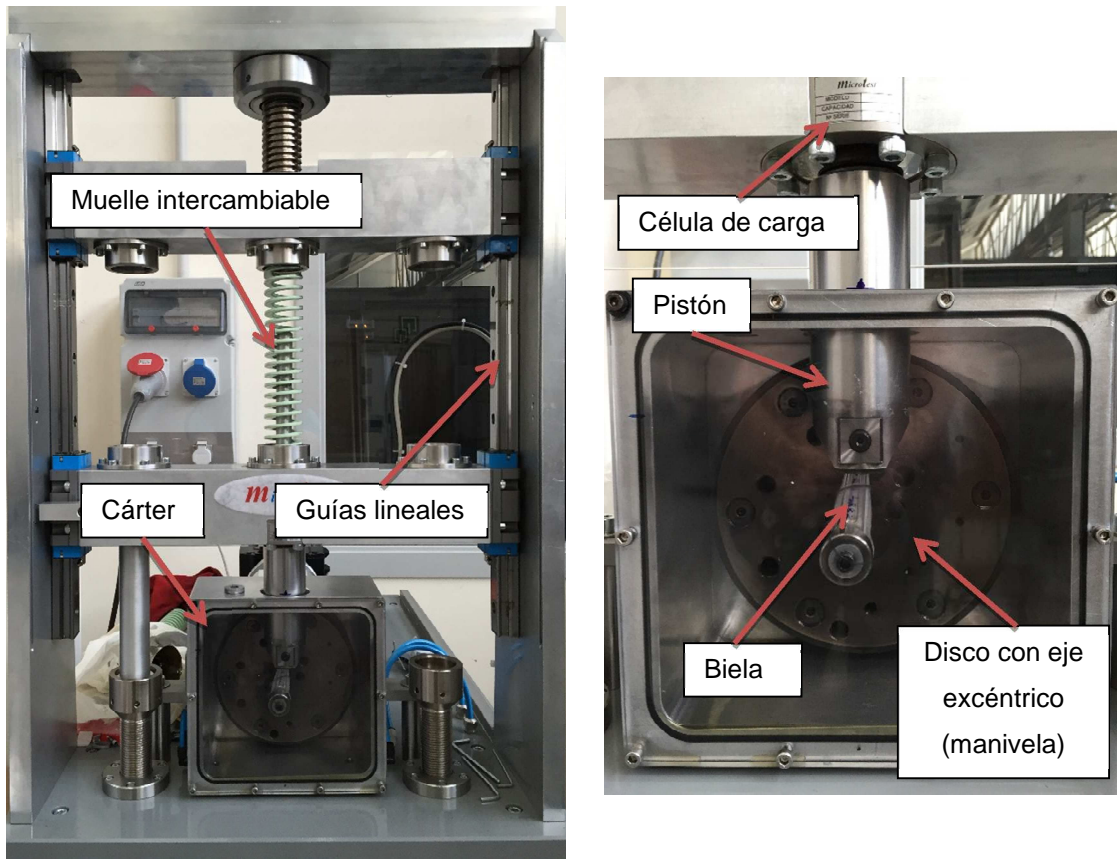
Como se ha comentado anteriormente, para reducir el paso de calor al cilindro de la prensa, en especial a la parte superior del equipo, se han empleado dos placas aislantes y un sistema de refrigeración, en la mesa superior de la prensa, tal y como se muestra en la Figura 3.10 (b). La matriz es intercambiable, de tal forma que puedan fabricarse distintas piezas.

### 3.4. Equipos de ensayos a componentes mecánicos

El que se muestra en la Figura 3.11, se emplea para realizar pruebas de desgaste y fatiga en bielas, que actúan sobre una carga guiada linealmente. Este equipo se ha desarrollado en el marco de las investigaciones llevadas a cabo en el Proyecto de Investigación DPI 2013-41954-P.

Asimismo, se empleará aceite lubricante SAE-5W30 en el cárter para lubricar el sistema pistón-biela-manivela durante los ensayos.

El ensayo consiste en hacer girar un disco con un eje excéntrico sobre el que acopla uno de los extremos de la biela.



(a) Vista general de la máquina

(b) Biela preparada para ensayar

Figura 3.11. Equipo de ensayo de bielas (poner leyendas).

### 3.5. Microdurómetro

Uno de los equipos empleados para caracterizar las probetas es el microdurómetro, que se observa en la Figura 3.12. Se trata del modelo HM-200 de Mitutoyo, que permite realizar ensayos de microdureza “Vickers”. Este equipo permite variar la carga de la indentación entre 0,1 N y 10 N. El microdurómetro posee unas lentes para amplificar la huella (geometría rómbica) realizada en el ensayo con un indentador de diamante, y así poder medirla con precisión.

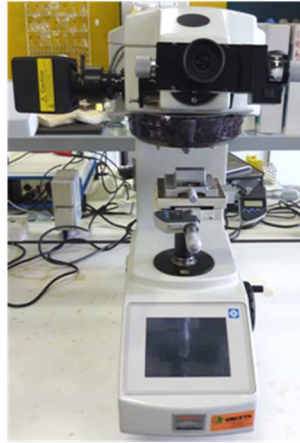


Figura 3.12. Microdurómetro.

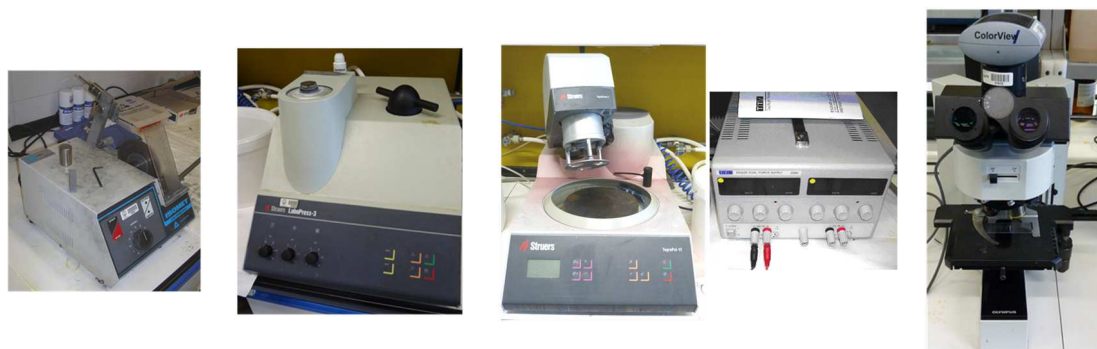
En la presente Tesis Doctoral, se han utilizado cargas entre 2 N y 3 N dependiendo de la aleación estudiada. Siempre que se ha medido alguna muestra, se ha realizado una comprobación previa con el patrón y una puesta a cero de las líneas de medida. El proceso de indentación se ha realizado con 3 s de aproximación, 10 s de mantenimiento de la carga y 3 s para retirar el indentador.

### 3.6. Equipos de microscopía

A continuación, tras describir los equipos necesarios para obtener el material nanoestructurado y para fabricar probetas de compresión y componentes mecánicos, se detallan los equipos empleados para obtener información sobre la microestructura de las piezas obtenidas.

La preparación de muestras con el objetivo de conseguir imágenes con microscopía óptica requiere por un lado una cortadora metalográfica (Figura 3.13 (a)) que no altere la microestructura de las muestras y por el otro realizar un posterior empastillado con una resina transparente con la empastilladora (Figura 3.13 (b)). Tras empastillar las muestras, se procede a pulirlas (Figura 3.13 (c)) con diferentes lijas y paños y se les somete a un ataque electrofórico denominado ataque “*Barker*” (Figura 3.13 (d)).

Una vez realizado todo este proceso, se utiliza el microscopio óptico que se observa en la Figura 3.13 (e), para tomar imágenes desde 50 a 1000 aumentos con la ayuda de los filtros polarizados.



(a) Cortadora metalográfica.

(b) Empastilladora.

(c) Pulidora.

(d) Fuente de tensión.

(e) Microscopio óptico.

Figura 3.13. Equipos necesarios para realizar la microscopía.

Además de la microscopía óptica, se realizó microscopía electrónica de barrido (SEM) para el estudio de la muestras. Las muestras fueron electropulidas con ácido perclórico, etanol y glicerina.

### 3.7. AA5083

A continuación se exponen las principales propiedades y características de la aleación de aluminio, que se va a estudiar en esta Tesis Doctoral: AA5083. Esta aleación tiene una resistencia mecánica alta, muy buena soldabilidad y una gran resistencia a la corrosión.

#### 3.7.1. AA5083-N0

La AA5083 pertenece a la serie de aleaciones de aluminio 5XXX, donde el magnesio es el principal componente aleante y su aporte varía del 2 % al 5 %. Los rangos de la proporción de los distintos aleantes se pueden observar en la Tabla 3.I, donde destaca que la cantidad de magnesio alcanza el 4 % del total de la aleación.

Aluminio (Al)	Cromo (Cr)	Hierro (Fe)	Magnesio (Mg)	Manganeso (Mn)	Silicio (Si=)	Zinc (Zn)
92 - 95 %	0,05 - 0,2 %	<= 0,4 %	4 - 4,9 %	0,4 - 1 %	<= 0,4 %	<= 0,2 %

Tabla 3.I. Composición de la AA5083.

A continuación en la Tabla 3.II, se muestran las principales propiedades físicas de la AA5083. La temperatura de forja recomendada oscila entre los



350 °C y los 480 °C y el tratamiento de recocido se realiza entre 345 °C y 380 °C, en un periodo comprendido entre 30 minutos y 2 horas [ASM, 1993]. Por ello, la fabricación de bielas a partir de AA5083 sin nanoestructurar, se realizará a 380 °C.

PROPIEDADES FÍSICAS TÍPICAS (a temperatura ambiente de 20 °C)						
Módulo elástico N/mm <sup>2</sup>	Peso específico g/cm <sup>3</sup>	Intervalo de fusión °C	Coefficiente de dilatación lineal 1/10 <sup>6</sup> K	Conductividad térmica W/mK	Resistividad eléctrica a 20°C – μcm	Conductividad eléctrica % IACS
71000	2,66	580 - 640	23,8	117	6	28,5

**Tabla 3.II.** Principales propiedades físicas de la AA5083 [ASM, 1993].

### 3.7.2. AA5083-N2

El estado N2 de la aleación AA5083 significa que el material en estado recocido ha sido procesado dos veces por ECAP, mediante la ruta C y posteriormente ha sido tratado térmicamente (TT<sub>flash</sub>). El tratamiento térmico flash consiste en elevar la temperatura del material hasta los 340 °C, con una rampa de 12 °C por minuto.

En esta Tesis Doctoral se va a estudiar el efecto de la nanoestructuración de las aleaciones mediante los procesos de SPD. Para ello, se compararán las propiedades de la AA5083 sin nanoestructurar, con la misma aleación nanoestructurada.

Para alcanzar este segundo estado de partida, se realizan dos pasadas por ECAP a barras de AA5083, con una longitud de 120 mm y un diámetro de 20 mm. Ambas pasadas se realizan siguiendo la ruta C, con las matrices mostradas en la Figura 3.4 en la prensa de ECAP (Figura 3.1). La consecuencia de deformar plásticamente de una manera severa esta aleación de aluminio es la obtención de un material con una mejora en sus propiedades mecánicas (resistencia mecánica y límite elástico, entre otras). En la Figura 3.14 se muestra una probeta procesada por ECAP (antes de procesar, en mitad de la extrusión y tras el procesado).



**Figura 3.14.** *Probeta procesada por ECAP.*

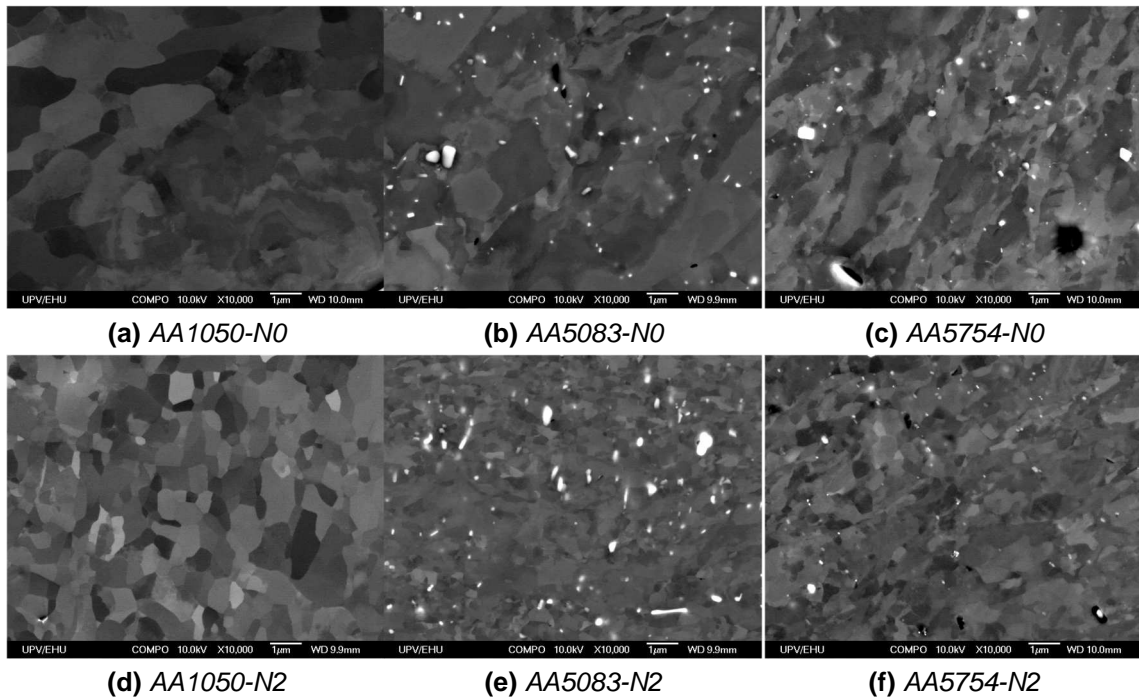
Para denominar la aleación sin nanoestructurar, se empleará la nomenclatura AA5083-N0, mientras que la que se haya sometido al procesado mediante ECAP y un posterior tratamiento térmico flash, se denominará AA5083-N2.

A continuación, en la Tabla 3.III se muestran valores de microdurezas de las aleaciones estudiadas, donde se puede observar que aquellas aleaciones de aluminio que han sido procesadas previamente por ECAP tienen una mayor dureza que las que han sido analizadas en estado recocido. Esto reafirma la afirmación de que someter un material a deformación plástica severa aumenta su dureza.

AA5083	
N0	N2
93,7	120,3

**Tabla 3.III.** *Valores comparativos de microdurezas (HV) de la AA5083 según su estado de partida.*

Para entender esta mejoría de las propiedades mecánicas en la aleación, se ha incluido la Figura 3.15, donde se puede observar la microestructura mediante SEM de cada uno de los materiales de partida, para tres aleaciones de aluminio distintas. Se aprecia como el tamaño de grano de las tres aleaciones en estado recocido es mayor, que las que han sufrido dos pasadas por ECAP, siendo ésta la principal razón de la mejoría de las propiedades mecánicas. En los sucesivos capítulos se irá mostrando la ventaja que supone partir de un material predeformado por ECAP, ante diversos ensayos mecánicos.



**Figura 3.15.** Comparativa SEM de material en estado recocido y tras dos pasadas de ECAP.

### 3.8. Conclusiones

En este capítulo se han comentado y descrito los equipos que se han empleado para la realización de esta Tesis Doctoral. Con ellos, tal y como se mostrará en los siguientes capítulos, se obtendrán las leyes de fluencia y se determinará el daño crítico de la AA5083.

Asimismo, se emplearán estos equipos para fabricar una biela y estudiar sus propiedades mecánicas (dureza, resistencia al desgaste y fatiga, entre otras), y así determinar las ventajas de fabricarla a partir de un material nanoestructurado. Posteriormente, se analizará también su comportamiento en servicio (fatiga y desgaste).



## **CAPÍTULO 4**

### **Determinación de la ley de fluencia de la AA5083**



## **4. DETERMINACIÓN DE LA LEY DE FLUENCIA DE LA AA5083**

### **4.1. Introducción**

Como se ha mostrado en la revisión bibliográfica de la AA5083 existen pocos estudios, en los que se obtengan leyes de fluencia para materiales nanoestructurados. El conocimiento de dichos materiales es muy importante para actividades de diseño de procesos de forja, que requieran del uso de simulaciones por elementos finitos.

En este capítulo, se buscará una ley de fluencia que tenga una buena aproximación con el comportamiento real de la AA5083 nanoestructurada por ECAP y sin nanoestructurar. Con ello, en próximos capítulos se diseñará una biela a partir de estos materiales, el conjunto de matrices necesarias para su forja y su comportamiento en servicio.

Para realizar este estudio se emplearán ensayos de compresión entre plataformas plano-paralelas. Con los resultados obtenidos se determinarán las relaciones entre la tensión de fluencia, la deformación y la temperatura.

El estudio para la determinación de la ley de fluencia, que se va a exponer en este Capítulo ha sido un trabajo en equipo desarrollado por investigadores del Grupo de Investigación de IMF, del cual formo parte. El trabajo desarrollado se plasmó en el artículo de [León et al., 2016], del cual soy coautor.

Tal y como se demostrará a lo largo de este Capítulo, el procedimiento empleado en [León et al., 2016] es válido para predecir el comportamiento, tanto de materiales sin deformación previa acumulada, como para materiales que han sido sometidos a procesos de deformación plástica severa (SPD). El rango de temperaturas empleado estará comprendido desde temperatura ambiente, hasta 350 °C.

Por último, también se complementará el estudio con simulaciones por elementos finitos, que se emplearán para realizar una comparativa entre los

resultados de las simulaciones y los obtenidos experimentalmente y así validar las leyes del material.

## 4.2. Obtención de las leyes de fluencia de la AA5083 mediante modelos tradicionales

Para llevar a cabo los ensayos experimentales, se ha empleado la prensa de ensayos universal existente en la Universidad Pública de Navarra, que se ha mostrado anteriormente en la Figura 3.5. A esta máquina, se le acopla el conjunto de plataformas plano-paralelas expuestas en la Figura 3.6, y cuyo control de temperatura viene determinado por los controles digitales PID mostrados en la Figura 3.7.

Se realizaron ensayos de compresión para cada estado diferente de partida (N0, N2), tal y como se muestra en la Tabla 4.I.

	<b>AA5083</b>
<b>N0</b>	<b>X</b>
<b>N2</b>	<b>X</b>

**Tabla 4.I.** Relación de tipos de materiales que se van a utilizar en el ensayo.

Para obtener las leyes de fluencia, se estudian seis temperaturas de ensayo diferentes: 25 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C y 300 °C y a una velocidad de compresión de 60 mm/min. La elección de esta velocidad es debido a que es la que se va a emplear cuando se forjen las bielas y se ensayen las probetas del estudio de daño.

Para la determinación de las leyes de fluencia, se fabrican probetas de AA5083-N0 y AA5083-N2, con un diámetro de 8 mm y una longitud de 16 mm.

El procedimiento seguido es el siguiente:

- Calentar las plataformas plano-paralelas a la temperatura del ensayo.
- Lubricar las plataformas y la probeta con teflón.
- Calentar la probeta hasta la temperatura del ensayo.
- Colocar la probeta en la plataforma inferior.



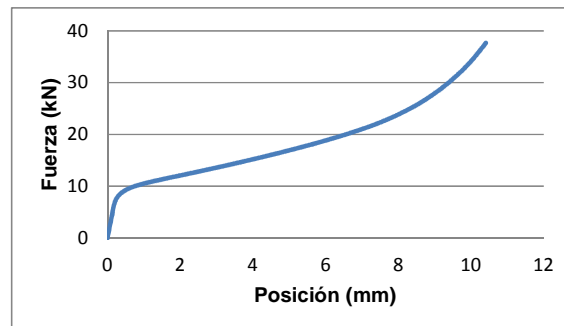
- Realizar el ensayo de compresión.

En la Figura 4.1 se observa el conjunto de plataformas plano-paralelas en el instante previo al ensayo de compresión.



**Figura 4.1.** Ensayo de compresión entre plataformas plano-paralelas.

Para cada ensayo, mediante el programa de control y de adquisición de datos se obtienen las curvas de carga-carrera, tal y como se muestra en la Figura 4.2. En concreto, se muestra el caso de la AA5083-N2 a una temperatura de 200 °C.



**Figura 4.2.** Curva fuerza-posición para la AA5083-N2 a 200 °C.

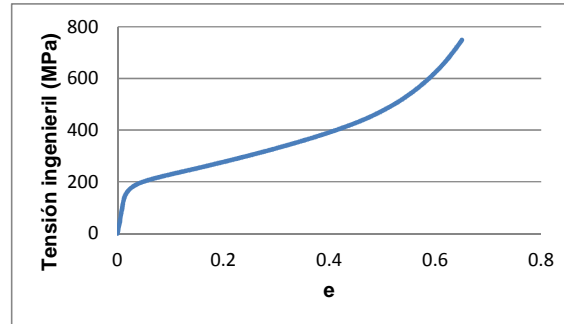
Con la finalidad de exponer el procedimiento seguido para el tratamiento de datos de cada ensayo, a partir de aquí, se expone como ejemplo la AA5083-N2 comprimida a una temperatura de 200 °C. Los datos de los demás ensayos son tratados de la misma forma.

El primer paso consiste en obtener la curva tensión nominal, frente a alargamiento unitario (S vs e). Para ello, se emplea la Ecuación 4.1 y la Ecuación 4.2.

$$e = \frac{l_i - l_f}{l_i} = \frac{\Delta l}{l_i} \quad (4.1)$$

$$S = \frac{F}{A_i} \quad (4.2)$$

En la Ecuación 4.1, el término del numerador ( $l_f$ ) es directamente la posición en cada momento del ensayo de compresión. La longitud inicial ( $l_i$ ) de las probetas es de 16 mm. El diámetro de partida de las probetas es de 8 mm, dando un área inicial ( $A_i$ ) de 50,27 mm<sup>2</sup>. Aplicando la Ecuación 4.1 y la Ecuación 4.2 se obtiene la Figura 4.3.



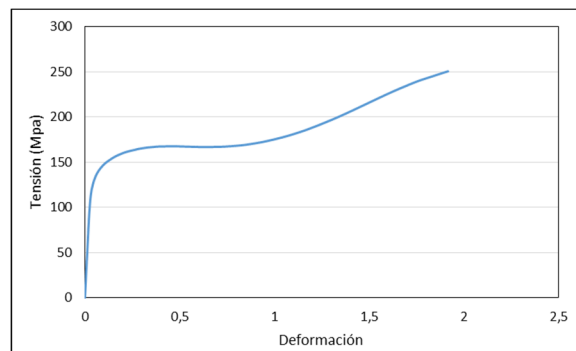
**Figura 4.3.** Tensión nominal frente a alargamiento unitario para la AA5083-N2 a 200 °C.

Por último, a partir de la Ecuación 4.3 y de la Ecuación 4.4, se calculan la deformación real y la tensión real respectivamente.

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \tag{4.3}$$

$$\sigma = \frac{F}{A_i} = \frac{S}{(1+e)} \tag{4.4}$$

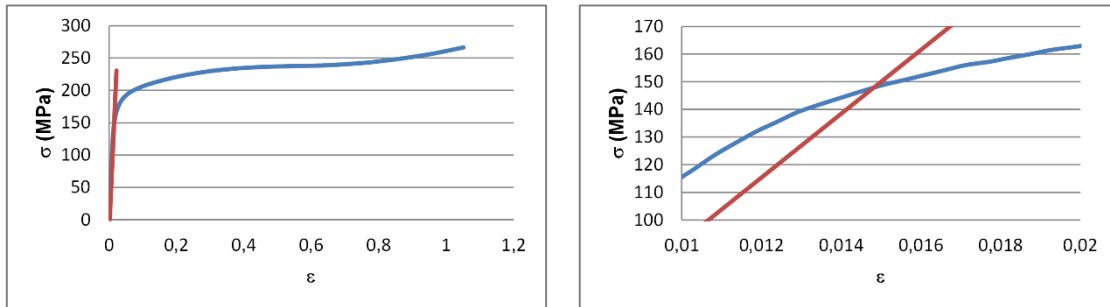
Empleando las Ecuaciones 4.3 y 4.4 y los datos de la Figura 4.3, se obtiene la curva tensión-deformación (Figura 4.4). En el ajuste de las leyes de fluencia se emplean los datos de la zona plástica. Para ello, hay que determinar el límite elástico y recoger sólo los datos de la parte plástica (Figura 4.5 (a)).



**Figura 4.4.** Curva tensión-deformación para la AA5083-N2 a 200 °C.

Para obtener el límite elástico, se traza una línea paralela a la pendiente de la zona elástica de la Figura 4.5 (a) y se desplaza un valor de deformación igual a 0,002. En la Figura 4.5 (b), se muestra la intersección entre la recta y la

curva de la Figura 4.5 (a). La intersección entre ambas curvas es el límite elástico.



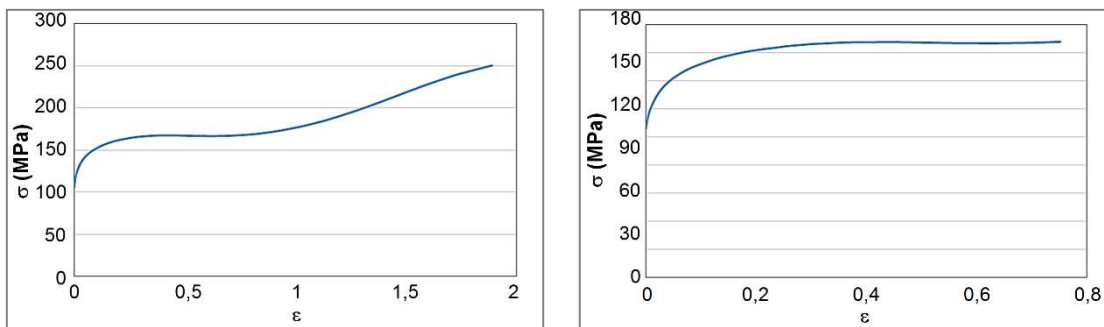
(a) Curva tensión-deformación

(b) Límite elástico

**Figura 4.5.** Determinación del límite elástico para la AA5083-N2 a 200 °C.

Eliminando los datos de la parte elástica en la curva de la Figura 4.5 (a), se obtiene la curva de la Figura 4.6. Como puede observarse, existe un cambio de tendencia en la curva en la parte el final del ensayo (para un valor de deformación en torno a 0,7 a la temperatura de 200 °C). Esto es debido al abarrilamiento que experimenta el material en el ensayo. Tal y como se indica en [Altan, 2005], se han de eliminar los datos obtenidos cuando comienza el abarrilamiento obteniéndose así la Figura 4.6.

Estos datos son los que se emplearán para la obtención de las leyes de fluencia.



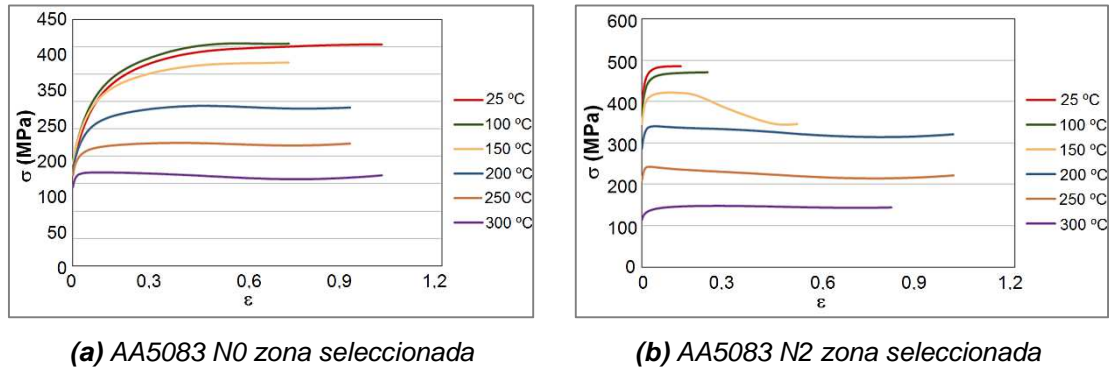
(a) Parte plástica con abarrilamiento

(b) Parte plástica sin abarrilamiento

**Figura 4.6.** Parte plástica de la AA5083-N2 a 200 °C.

En la Figura 4.7 (a) y (b) se observa la zona seleccionada en las curvas tensión-deformación de la AA5083, para los dos estados de partida. Se muestra que las curvas pertenecientes a las temperaturas de 25 °C y 100 °C presentan un comportamiento parecido, mientras que a partir de 150 °C, se

aprecia un cambio en el comportamiento, ya que las curvas tensión-deformación se encuentran más separadas.



**Figura 4.7.** Curvas de fluencia obtenidas experimentalmente para la AA5083.

En la Figura 4.7 (c) y (d), se representan las zonas seleccionadas para obtener las leyes de fluencia de Hollomon, Voce y la ley de fluencia que se va a emplear en esta Tesis Doctoral y que, como se ha indicado anteriormente, ha sido desarrollada por investigadores del Grupo de Investigación de IMF, de la Universidad Pública de Navarra (UPNA) [León et al., 2016].

En la Figura 4.7, se puede apreciar que el límite elástico disminuye con la temperatura. Asimismo, si se aumenta la temperatura, el endurecimiento disminuye. De la observación de los gráficos se puede ver que existen dos fenómenos en contraposición durante el proceso. Por un lado, está el endurecimiento por deformación y por otro lado, el ablandamiento por efecto de la temperatura. Se constata que la importancia del endurecimiento es mayor a bajas temperaturas, mientras que al aumentar la temperatura, el efecto del ablandamiento aumenta. Esto es debido a que, al realizar la deformación a temperatura mayor que la temperatura ambiente existe un alivio de tensiones y una recristalización dinámica [Humpherys, 1999]].

Una vez que se han obtenido las curvas tensión-deformación, se van a ajustar los diferentes modelos de leyes de material a las curvas obtenidas. Tal y como se ha comentado previamente, en esta Tesis Doctoral se van a ajustar las leyes de fluencia tipo Hollomon (Ecuación 4.5), Voce (Ecuación 4.6) y por último, la ley de fluencia propuesta en [León et al., 2016].

$$\sigma_H = k * \epsilon^n \tag{4.5}$$

$$\sigma_V = B - (B - A) * e^{m*\epsilon} \tag{4.6}$$

### 4.2.1. Ajuste de los parámetros de la ley de fluencia de tipo Hollomon

Para determinar los parámetros de la ley de fluencia de tipo Hollomon, se aplican logaritmos neperianos (ln) a ambos términos de la Ecuación 4.5 obteniéndose la Ecuación 4.7 [Hollomon y Jaffe, 1945].

$$\ln(\sigma_H) = \ln(k * \epsilon^n) = \ln(k) + n \ln \epsilon \quad (4.7)$$

Si se ajusta la Ecuación 4.7 a una recta ( $Y = A+Bx$ ) donde Y sea el  $\ln(\sigma_N)$  y  $x = \ln \epsilon$ , entonces  $A = \ln(k)$  y  $B = n$ . En la Figura 4.8 se muestra un ejemplo con la ecuación de la recta y el  $R^2$  del ajuste realizado por mínimos cuadrados.

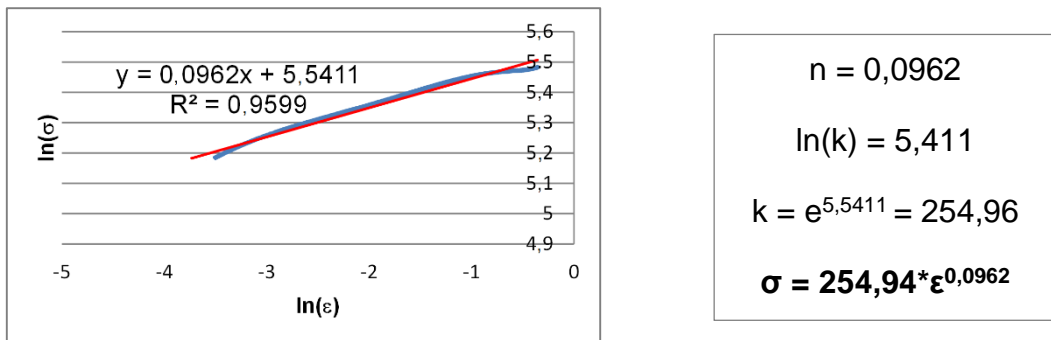


Figura 4.8. Determinación de los parámetros de la ley de Hollomon para la AA5083-N2 a 200 °C.

La comparativa entre los datos experimentales y la aproximación según la ley de material del tipo Hollomon, se muestra en la Figura 4.9.

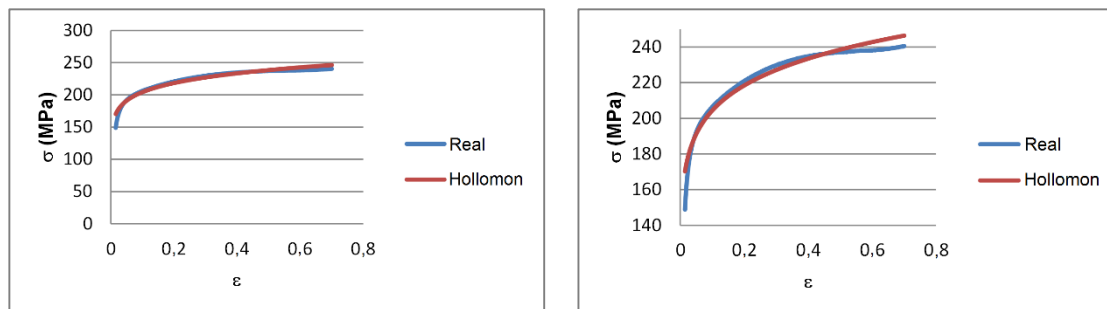


Figura 4.9. Comparativa entre los datos experimentales y la aproximación según la ley de fluencia de Hollomon.

A continuación, en la Tabla 4.II se muestran los valores obtenidos para la ley de fluencia tipo Hollomon en los diferentes estados de partida seleccionados para la AA5083.

			25 °C	100 °C	150 °C	200 °C	250 °C	300 °C	
AA5083	N0	V60	k	426,32	448,71	402,92	319,04	236,49	163,13
			n	0,13	0,14	0,11	0,08	0,04	-0,01
	N2	V60	k	507,12	492,84	375,36	320,59	218,02	156,72
			n	0,02	0,03	-0,03	-0,02	-0,03	0,04

Tabla 4.II. Valores de los parámetros para la ley tipo Hollomon para la AA5083.

En la Figura 4.10, se muestra una comparativa entre la curva tensión-deformación real y la obtenida mediante la ley de Hollomon, para la AA5083-N2 a una temperatura de 200 °C. Como se puede observar, el ajuste de la ley de fluencia tipo Hollomon a la curva real, no es el adecuado en todo el rango de deformación estudiado (Figura 4.10 (b)). Esto es debido, a que la ley de fluencia de Hollomon no predice bien el comportamiento del material, cuando se está dando lugar la recristalización dinámica.

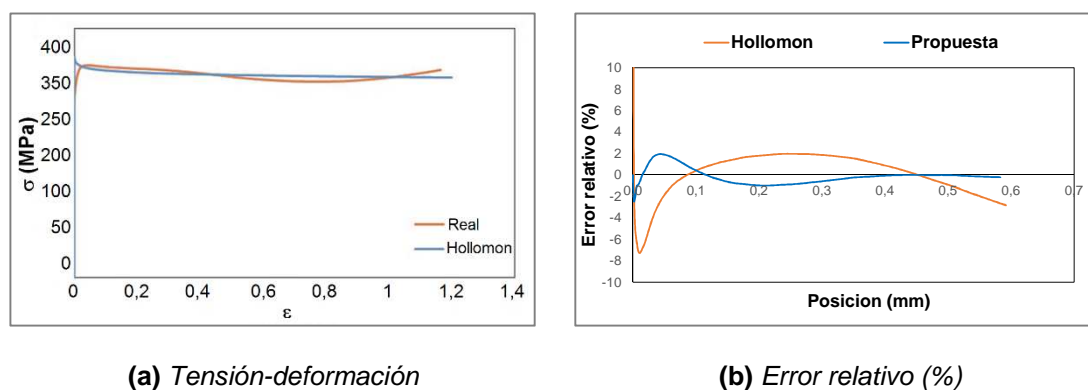


Figura 4.10. Comparativa entre curva tensión-deformación real y Hollomon para la AA5083-N2 a 200 °C.

#### 4.2.2. Ajuste de los parámetros de la ley de fluencia de tipo Voce

La segunda ley de fluencia estudiada es la de [Voce, 1948], cuya función característica viene dada por la Ecuación 4.6. A continuación, se expone la forma de determinar los diferentes parámetros que la componen.

Derivando la Ecuación 4.6 se obtiene la Ecuación 4.8.

$$\frac{d\sigma_V}{d\varepsilon} = -m * (B - A) * e^{m*\varepsilon} \quad (4.8)$$

Reescribiendo la Ecuación 4.6, tal y como se muestra en la Ecuación 4.9, y sustituyéndola en la Ecuación 4.8, se obtiene la Ecuación 4.10.

$$\sigma_V - B = -(B - A) * e^{m*\varepsilon} \quad (4.9)$$

$$\frac{d\sigma_V}{d\varepsilon} = m * (\sigma_V - B) = (m * \sigma_V) - (m * B) \quad (4.10)$$

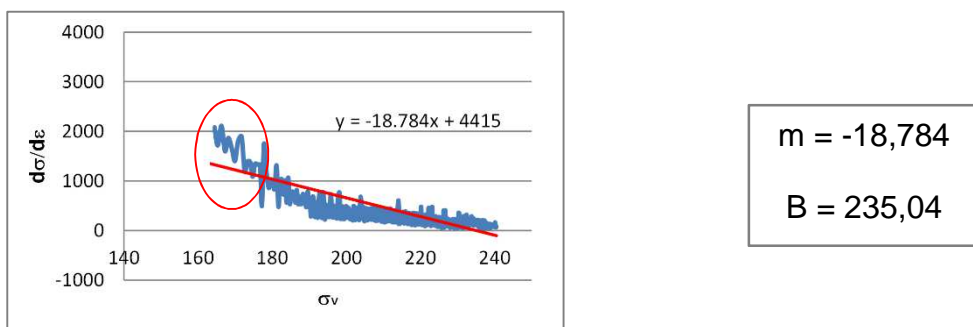
Si se ajusta la Ecuación 4.10 a una recta ( $Y = Ax+C$ ) donde  $Y$  es el término  $d(\sigma_V)/d\varepsilon$ ,  $A = m$  y  $C = -mB$ . Para realizar el cálculo del primer término de la Ecuación 4.10 es necesario emplear la discretización mostrada en la Ecuación 4.11.

$$\frac{d\sigma_V}{d\varepsilon} = \frac{\sigma_{V_{i+1}} - \sigma_{V_i}}{\varepsilon_{i+1} - \varepsilon_i} \quad (4.11)$$

De esta manera, al obtener la ecuación de una recta de pendiente ( $m$ ), ya es posible representar gráficamente la Ecuación 4.10. Los valores de la tensión real ( $\sigma_V$ ), se toman en el valor medio de cada incremento, tal y como se puede observar en la Ecuación 4.12.

$$\frac{\sigma_{V_{i+1}} + \sigma_{V_i}}{2} \quad (4.12)$$

En la Figura 4.11 se muestra la representación gráfica de la recta de la Ecuación 4.10, así como su ajuste por mínimos cuadrados. Se puede observar que el ajuste no es preciso a lo largo de toda la curva. Esto es debido a que, para realizar el ajuste por mínimos cuadrados y así obtener los parámetros  $B$  y  $m$  de la ley de Voce, es necesario determinar a qué zona de la curva real (inicial, central o final) se desea aproximar esta ley de fluencia. En este caso, se ha decidido aproximar la recta de mínimos cuadrados a la zona central de la curva.



**Figura 4.11.** Obtención de los parámetros  $m$  y  $B$  para la AA5083-N2 a 200 °C.

Una vez conocida la pendiente ( $m$ ) es posible obtener de esta misma gráfica el valor del parámetro ( $B$ ), simplemente dividiendo el valor del corte con el eje de ordenadas, entre el valor negativo de la pendiente ( $-m$ ).

Finalmente, para determinar el valor del parámetro A, se toma el logaritmo neperiano de la Ecuación 4.8 en ambos términos quedando la Ecuación 4.13.

$$\ln\left(\frac{d\sigma_v}{d\varepsilon}\right) = \ln(-m * (B - A)) + (m * \varepsilon) \quad (4.13)$$

Representando nuevamente dicha ecuación, se obtiene una nueva recta, de donde se podrá determinar (A), a partir del valor de la intersección con el eje de ordenadas, ya que (B) y (m) son conocidas. La representación gráfica se puede observar en la Figura 4.12.

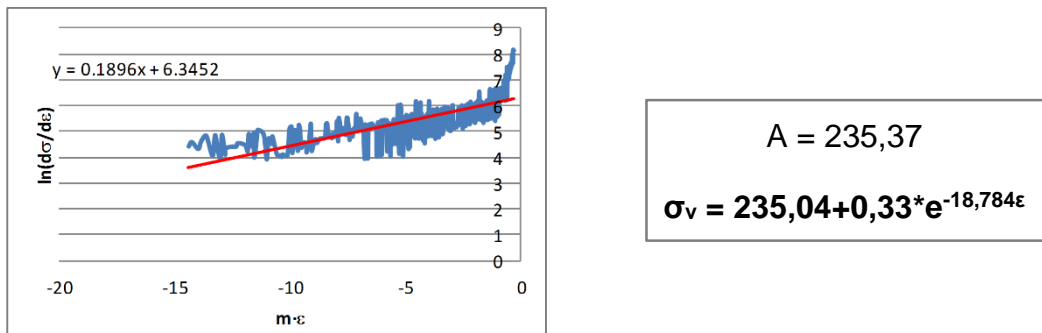


Figura 4.12. Determinación del parámetro A para la AA5083-N2 a 200 °C.

Finalmente, en la Figura 4.13 se muestra la comparativa de la parte plástica entre los datos experimentales y el modelo de Voce ajustado. Como se ha comentado previamente, se ha buscado ajustar la curva de fluencia de Voce a la zona intermedia de la curva real, dando lugar a un mal ajuste al comienzo y al final de la curva, tal y como se puede ver en la Figura 4.13.

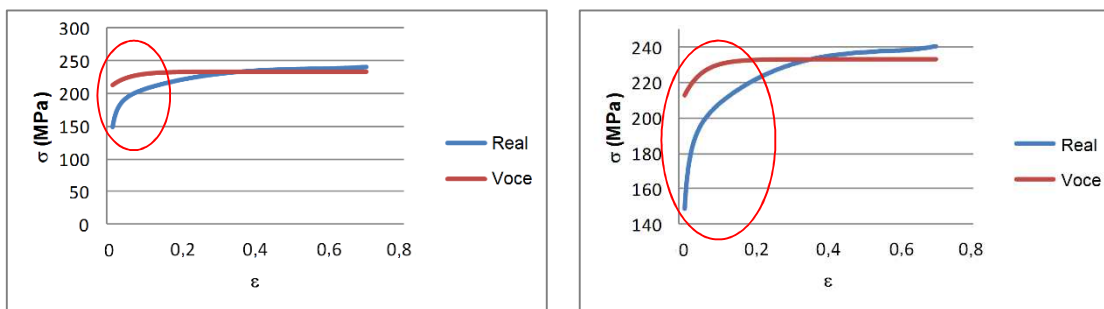


Figura 4.13. Comparativa entre los datos experimentales y la aproximación según la ley de material de Voce.

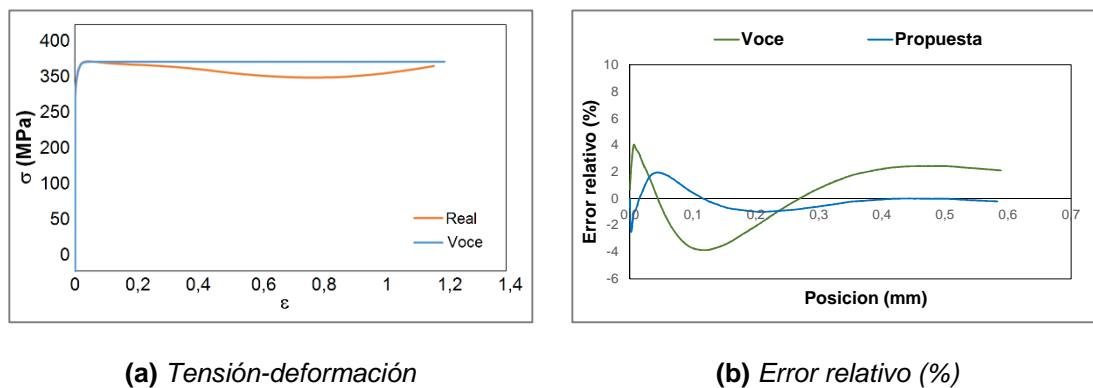
A continuación, en la Tabla 4.III se muestran los valores obtenidos para la ley de tipo Voce, en los dos estados de partida diferentes seleccionados para la AA5083.



			25 °C	100 °C	150 °C	200 °C	250 °C	300 °C	
AA5083	N0	V60	m	-10,57	-12,01	-13,84	-21,00	-43,88	-131,31
			B	395,41	398,21	364,08	286,91	221,62	168,84
			a	183,75	189,73	191,83	180,52	173,65	148,46
	N2	V60	m	-87,71	-76,02	-126,75	-128,65	-172,33	-51,54
			B	484,36	468,45	411,84	339,88	243,26	146,39
			a	399,49	385,00	354,85	295,54	216,22	118,78

**Tabla 4.III.** Valores de los parámetros para la ley tipo Voce para la AA5083.

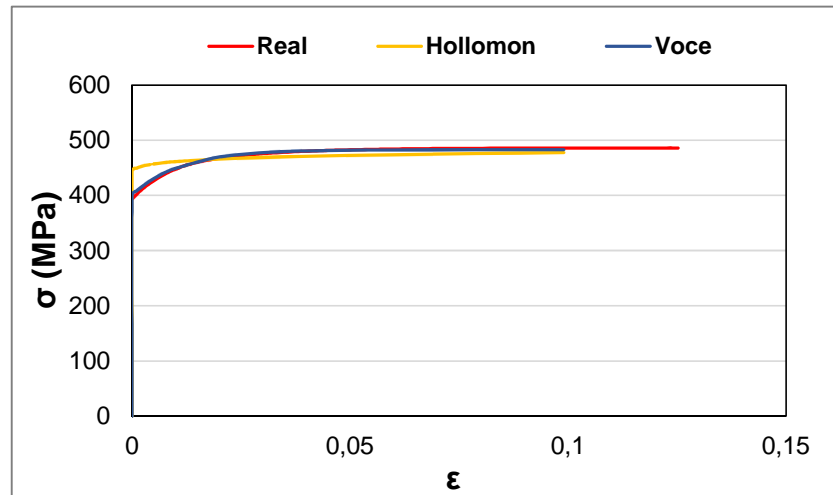
En la Figura 4.14 se puede observar el ajuste de una ley de fluencia de Voce al comportamiento real de una AA5083-N2 a 200 °C. Al estudiar la correlación entre ambas curvas se puede ver que mientras la ley de Voce tiene un valor constante de tensión (340 MPa) durante el rango de deformaciones estudiadas, la curva real primeramente decrece y luego aumenta su valor de tensión, a partir de un valor de deformación de 0,7. Este comportamiento se debe a que la ley de Voce no predice adecuadamente la recristalización dinámica, que sucede en la AA5083-N2 a 200 °C. En la Figura 4.14 (b), se muestra la comparativa del error relativo (%) entre las leyes de fluencia de Voce y la propuesta por [León et al., 2016] respecto al comportamiento real del material. Se puede observar como la ley de Voce tiene un mayor error y por lo tanto ajusta peor.



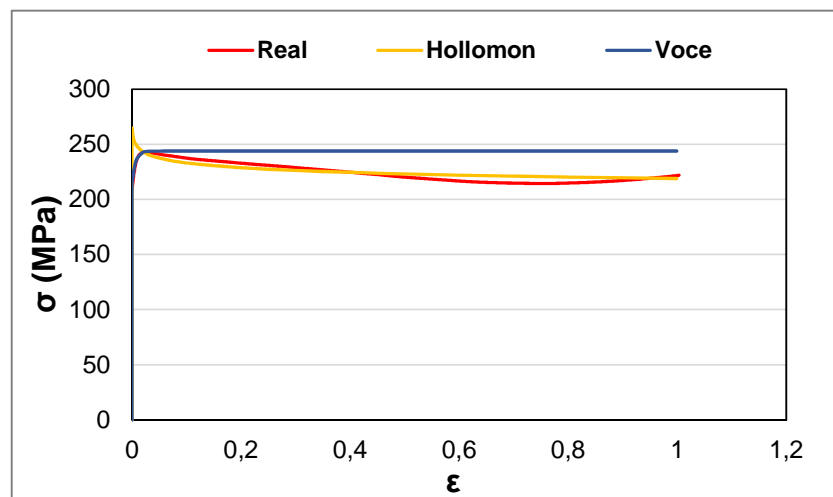
**Figura 4.14.** Comparativa entre curva tensión-deformación real y Voce para la AA5083-N2 a 200 °C.

### 4.3. Determinación de la ley de fluencia de la AA5083 con el modelo de [León et al., 2016]

Tal y como se muestra en la Figura 4.15, tanto la ley de fluencia de tipo Hollomon, como la de tipo Voce no se ajustan con precisión al comportamiento real del material, a distintas temperaturas. Por ello, en esta Tesis Doctoral se va a emplear la ley de fluencia descrita en [León et al., 2016].



(a) Curva a temperatura ambiente



(b) Curva a altas temperaturas

**Figura 4.15.** Comparativa de las leyes de material tipo Hollomon y Voce frente a la curva real en la AA5083-N2.

La formulación que se emplea en esta Tesis Doctoral presenta la novedad, de ser capaz de predecir adecuadamente el comportamiento de los materiales analizados, en un amplio rango de temperaturas (desde 25 °C hasta

300 °C). Tal y como se ha comentado previamente, esta ecuación se ha validado tanto para materiales que están en estado recocido (N0), como para materiales que presentan deformación acumulada, por haber sido sometidos a algún proceso de deformación plástica. En concreto, se ha tomado como punto de partida materiales previamente deformados mediante compresión en canal angular (ECAP). La ley de fluencia propuesta en [León et al., 2016] se muestra en la Ecuación 4.14.

$$\sigma_N = \sigma_2 + \left( a + \frac{b * \varepsilon^n}{c + \varepsilon^2} \right) * \exp^{-d * \varepsilon} \quad (4.14)$$

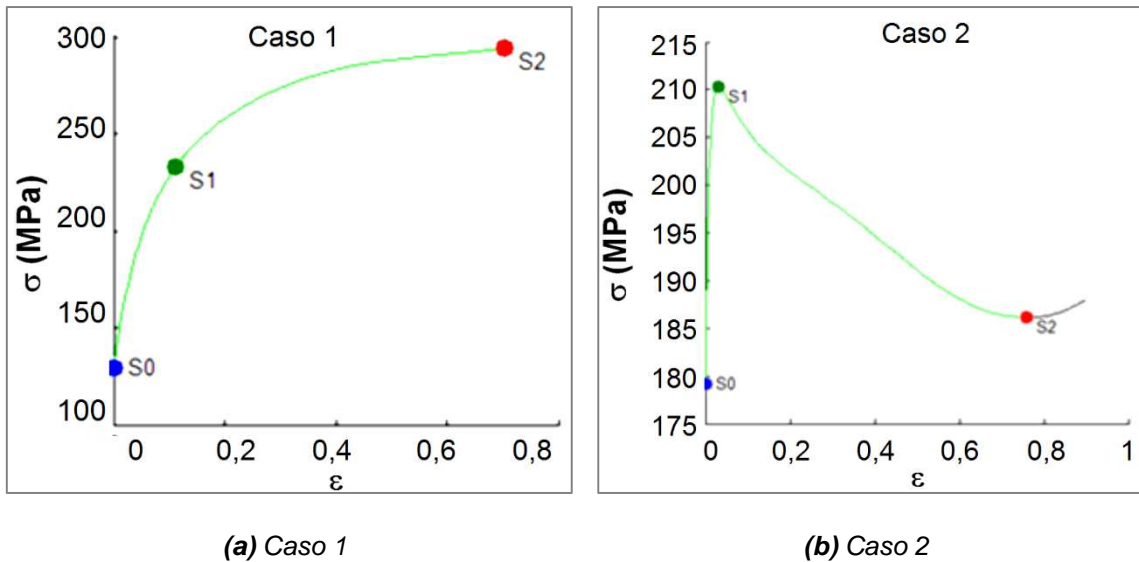
A continuación, se expone el procedimiento seguido para obtener los cinco parámetros característicos de esta nueva ley (a, b, c, d y n). Al igual que en las dos leyes de fluencia estudiadas en el apartado anterior, se parte de la curva experimental de tensión-deformación, donde los datos iniciales ya han sido filtrados y se han eliminado los relativos a la parte elástica.

Se distinguen dos tipos de comportamiento dependiendo de la temperatura a la que se deforma el material. En la Figura 4.16 se muestran ambos comportamientos.

En el caso 1 (Figura 4.16 (a)), la tensión de fluencia se incrementa, al aumentar la deformación plástica acumulada. Se trata de una función monótona creciente. Este caso se da a temperaturas bajas, tanto en un material nanoestructurado como sin nanoestructurar.

En el caso 2 (Figura 4.16 (b)), primeramente la tensión aumenta hasta alcanzar un máximo (S1) y posteriormente decrece hasta S2. Este fenómeno tiene que ver con la recristalización dinámica que se produce al aumentar la temperatura, como consecuencia de la acumulación de deformación debido al procesado por ECAP.

El primer paso a realizar, consiste en encontrar los tres puntos característicos de la curva real (S<sub>0</sub>, S<sub>1</sub> y S<sub>2</sub>), que se muestran en la Figura 4.16. Cada uno de estos tres puntos se obtiene de la siguiente manera, según sea el caso seleccionado.



**Figura 4.16.** Representación de los tipos de casos considerados [León et al., 2016].

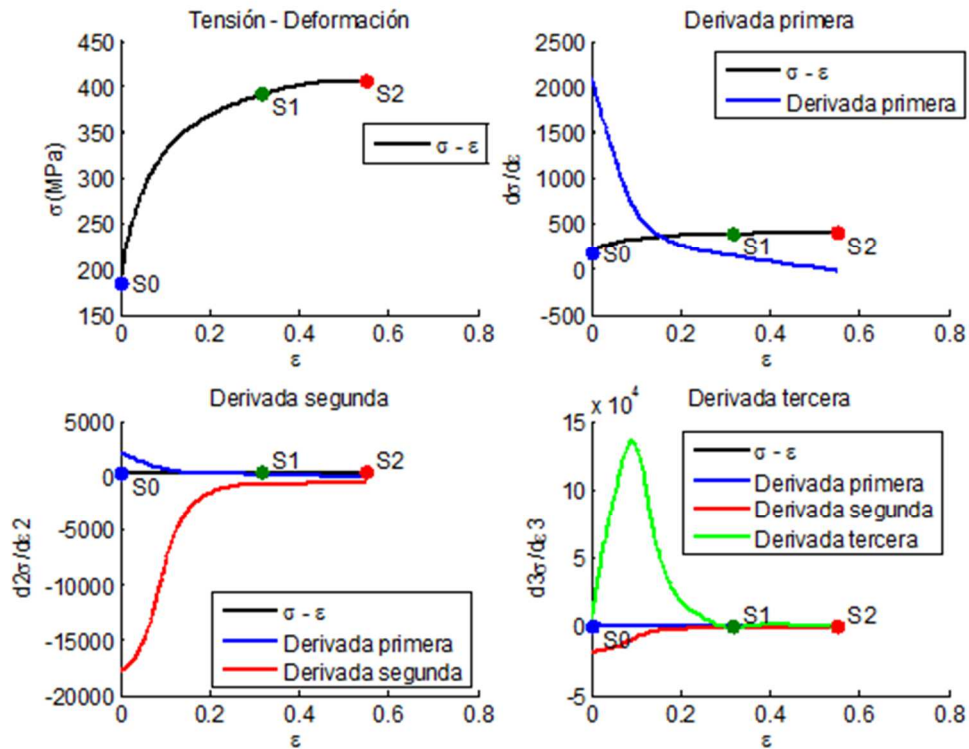
Para el Caso 1:

- El punto  $S_0$  corresponde al límite elástico.
- El punto  $S_1$  corresponde con el punto de cambio de tendencia de la curva y se calcula a partir de la tercera derivada de la curva tensión-deformación. Estas derivadas se pueden calcular de forma numérica a partir de los datos experimentales de las curvas de tensión-deformación, mostradas anteriormente.
- El punto  $S_2$  se selecciona antes de que tenga lugar el abarrilamiento, lo cual puede determinarse porque se observa una variación de pendiente en la curva tensión-deformación.

Para el Caso 2:

- El punto  $S_0$  sigue siendo el límite elástico.
- El punto  $S_1$  corresponde con el punto de mayor valor de la tensión.
- El punto  $S_2$  se corresponde con el valor mínimo antes de que se observe un cambio de tendencia en la curva de tensión-deformación. Es decir, que la curva comience a crecer, situación en la que empieza el abarrilamiento.

En la Figura 4.17 se observa la curva tensión-deformación junto con la representación de las tres derivadas.



**Figura 4.17.** Representación de la curva tensión-deformación junto con su primera, segunda y tercera derivada [León et al., 2016].

Mediante la determinación de los puntos  $S_0$ ,  $S_1$  y  $S_2$ , se obtienen tres ecuaciones algebraicas (Ecuaciones 4.15, 4.16 y 4.17) que se muestran a continuación, donde  $\sigma_2 = S_2$ :

$$S_0 = \sigma_2 + \left( a + \frac{b \cdot \varepsilon_0^n}{c + \varepsilon_0^2} \right) * \exp^{-d \cdot \varepsilon_0} \quad (4.15)$$

$$S_1 = \sigma_2 + \left( a + \frac{b \cdot \varepsilon_1^n}{c + \varepsilon_1^2} \right) * \exp^{-d \cdot \varepsilon_1} \quad (4.16)$$

$$S_2 = \sigma_2 + \left( a + \frac{b \cdot \varepsilon_2^n}{c + \varepsilon_2^2} \right) * \exp^{-d \cdot \varepsilon_2} \quad (4.17)$$

La ley de fluencia que se empleará en esta Tesis Doctoral tiene cinco parámetros ( $a$ ,  $b$ ,  $c$ ,  $d$  y  $n$ ). Empleando las Ecuaciones 4.15, 4.16 y 4.17 y sustituyendo en la Ecuación 4.14, se obtiene una función como la que se muestra en la Ecuación 4.18 [León et al., 2016].

$$S = f(n, d) \quad (4.18)$$

Posteriormente, se realiza un ajuste por mínimos cuadrados (Ecuación 4.19) y mediante una doble iteración de los valores de  $n$  y  $d$ , se consigue ajustar ambos parámetros.

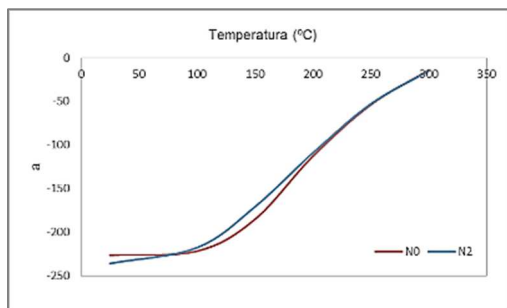
$$\min\{MSE\} = \min\left\{\frac{1}{N}\sum_{j=1}^N(\sigma_j - \hat{\sigma}_j)^2\right\} \quad (4.19)$$

A continuación, en la Tabla 4.IV se muestran los valores obtenidos para la nueva ley de fluencia propuesta en la AA5083, tanto en N0 como en N2. Dichos valores se han obtenido empleando el software Matlab.

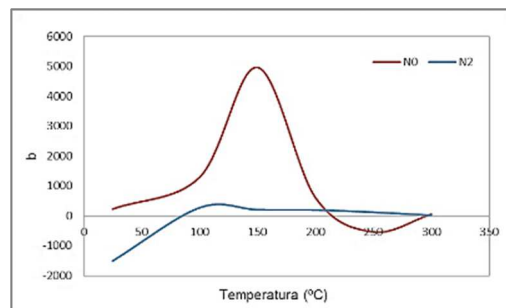
		T	a	b	c	d	n	$\sigma_2$
AA5083	N0	25 °C	-226,36	226,16	0,000353	3,10	2,30	404,78
		100 °C	-221,66	1287,65	4,37	4,60	0,50	406,14
		150 °C	-185,25	4962,15	22,7	4,40	0,40	371,96
		200 °C	-112,88	607,28	2,95	3,70	0,40	292,66
		250 °C	-53,91	-541,05	-5,52	4,00	0,30	219,96
		300 °C	-14,17	52,99	0,0000665	4,50	2,20	158,37
	N2	25 °C	-235,76	-1508,98	-5,37	5,3	0,6	388,85
		100 °C	-217,70	269,52	0,000181	4,7	2,5	379,35
		150 °C	-170,90	203,08	0,000101	4,9	2,4	326,85
		200 °C	-109,13	193,92	0,93	3,2	0,5	255,71
		250 °C	-52,90	116,07	1,09	2,9	0,4	178,89
		300 °C	-15,21	17,16	0,53	1,5	0,2	118,31

Tabla 4.IV. Valores de los parámetros para la ley propuesta para la AA5083.

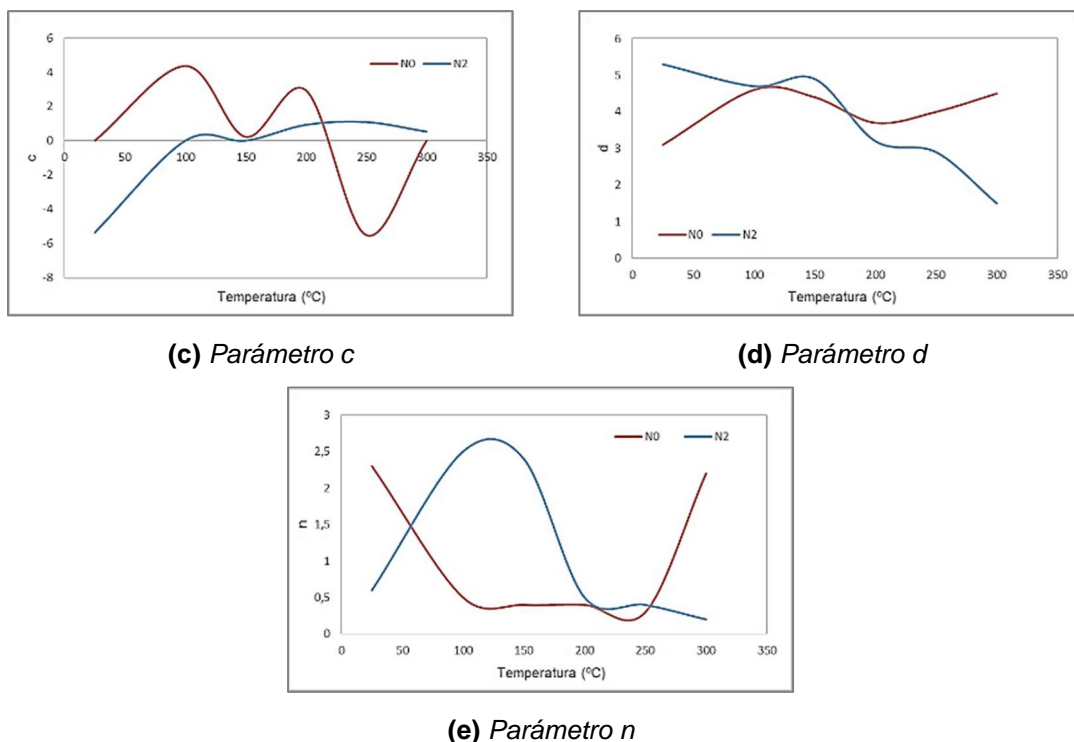
A continuación, en la Figura 4.18 se muestra la variación de los parámetros de la ley de fluencia descrita en [León et al., 2016] en función de la temperatura. Realizando un ajuste polinómico, se obtienen las ecuaciones de los parámetros a, b, c, d, n y  $S_2$ , en función de la temperatura. Estas ecuaciones pueden sustituir en la Ecuación 4.14 y se obtiene así una ecuación, donde la tensión se encuentra en función de la deformación y la temperatura  $\sigma = f(\epsilon, T)$ .



(a) Parámetro a



(b) Parámetro b



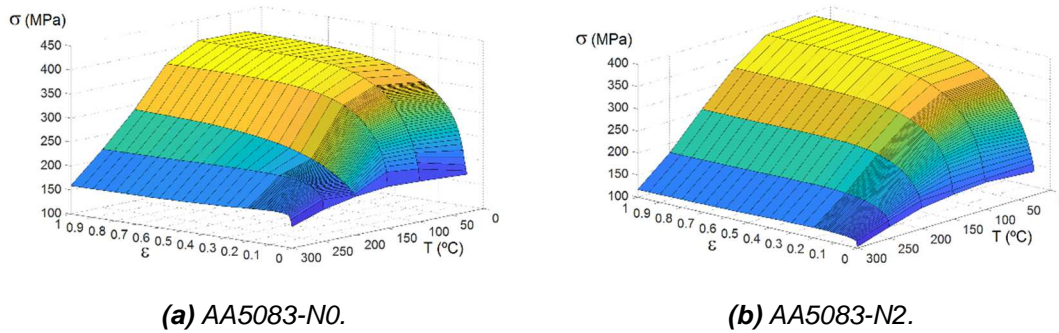
**Figura 4.18.** Variación de los parámetros de la ley de [León et al., 2016] en función de la temperatura, para la AA5083-N0 y la AA5083-N2.

En la Tabla 4.V se muestran las curvas polinómicas de ajuste de los parámetros de la ley de fluencia propuesta en [León et al., 2016] en función de la temperatura, para cada uno de los estados de la AA5083 (N0 y N2).

Estado	Parámetro	Curva polinómica de ajuste
N0	a	$a(T) = -2,44 \cdot 10^{-5} T^3 + 0,014 T^2 - 1,46 T - 198$
	b	$b(T) = -0,13 T^2 + 38,76 T - 490,54$
	c	$c(T) = 1,76 \cdot 10^{-7} T^4 - 1,10 \cdot 10^{-4} T^3 + 0,02 T^2 - 1,41 T + 23,01$
	d	$d(T) = 7,59 \cdot 10^{-7} T^3 - 3,92 \cdot 10^{-4} T^2 + 0,06 T + 1,90$
	n	$n(T) = 8,22 \cdot 10^{-9} T^4 - 5,25 \cdot 10^{-6} T^3 + 1,19 \cdot 10^{-3} T^2 - 0,12 T + 4,53$
N2	a	$a(T) = -2,04 \cdot 10^{-5} T^3 + 0,01 T^2 - 0,94 T - 218,97$
	b	$b(T) = -2,97 \cdot 10^{-6} T^4 + 2,36 \cdot 10^{-3} T^3 - 0,67 T^2 + 80,74 T - 3139,28$
	c	$v(T) = -1,16 \cdot 10^{-8} T^4 + 8,36 \cdot 10^{-6} T^3 - 2,17 \cdot 10^{-3} T^2 + 0,25 - 10,30$
	d	$d(T) = -4,44 \cdot 10^{-5} T^2 + 7,98 \cdot 10^{-4} T + 5,28$
	n	$n(T) = 1,06 \cdot 10^{-6} T^3 - 5,92 \cdot 10^{-4} T^2 + 0,09 T - 1,22$

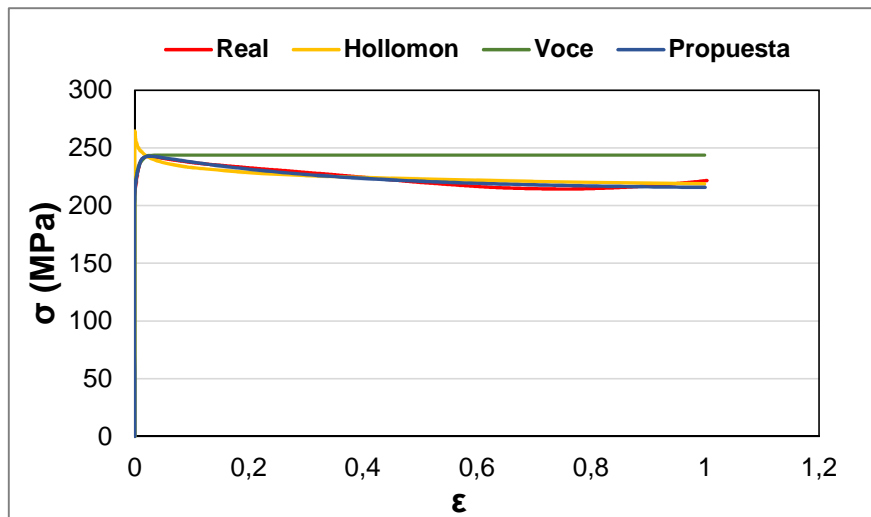
**Tabla 4.V.** Curvas polinómicas de ajuste para los parámetros de la ley de fluencia de [León et al., 2016].

Al sustituir las curvas polinómicas de los parámetros en la Ecuación 4.14, se obtiene una ecuación que relaciona la tensión de fluencia, con la deformación plástica y la temperatura ( $\sigma = f(\epsilon, T)$ ). Representando gráficamente la tensión de fluencia respecto a la deformación plástica y la la temperatura, se obtiene la Figura 4.19.



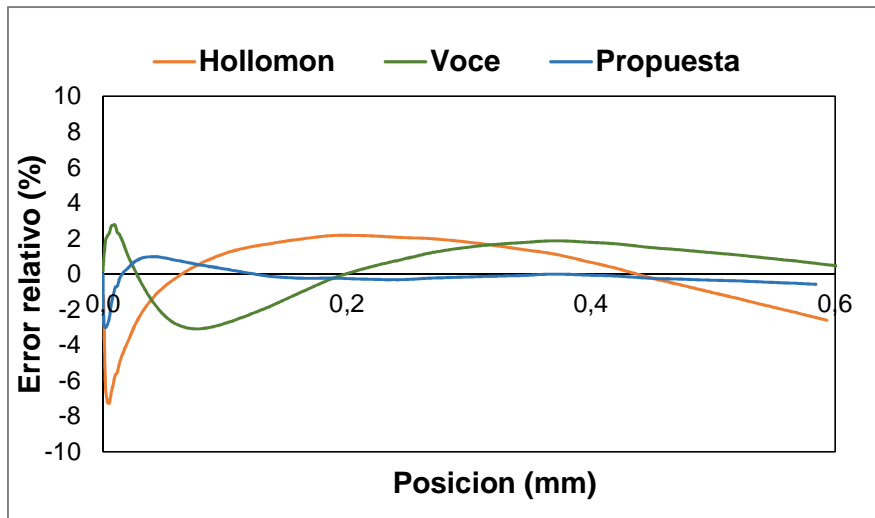
**Figura 4.19.** Superficie que engloba las curvas de la ley de fluencia de [León et al., 2016].

Una vez mostrados los parámetros obtenidos para las leyes de fluencia de Hollomon, Voce y la ley de fluencia de [León et al., 2016], empleada en esta Tesis Doctoral, en la Figura 4.20 (a) se muestra una comparativa de las tres leyes de fluencia, con la curva obtenida experimentalmente. Se observa que la ley de [León et al., 2016] se ajusta mejor a la realidad, que las leyes de Hollomon y Voce. Esto mismo se muestra en la Figura 4.20 (b), donde se comparan los errores de cada una de las leyes con la curva experimental.



**(a)** Leyes de fluencia





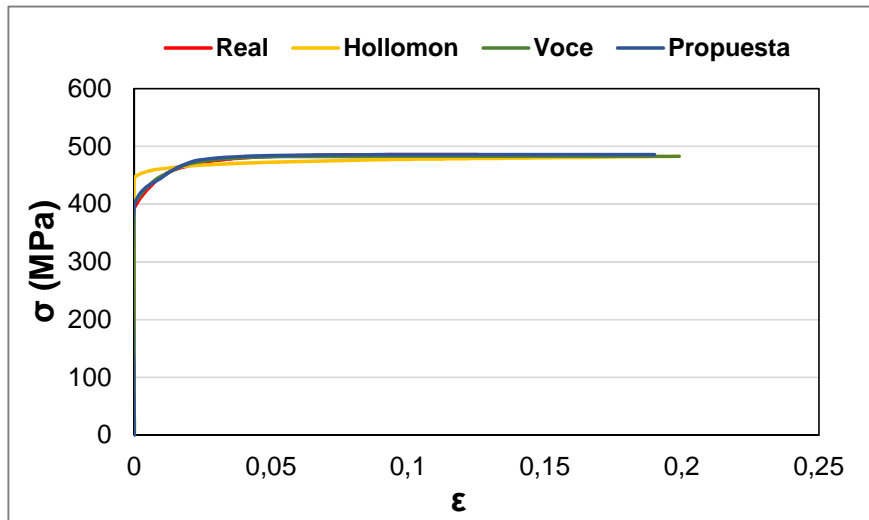
(b) Errores relativos (%)

Figura 4.20. Comparativa entre las tres leyes de fluencia estudiadas para la AA5083-N2 a 250 °C [León et al., 2016].

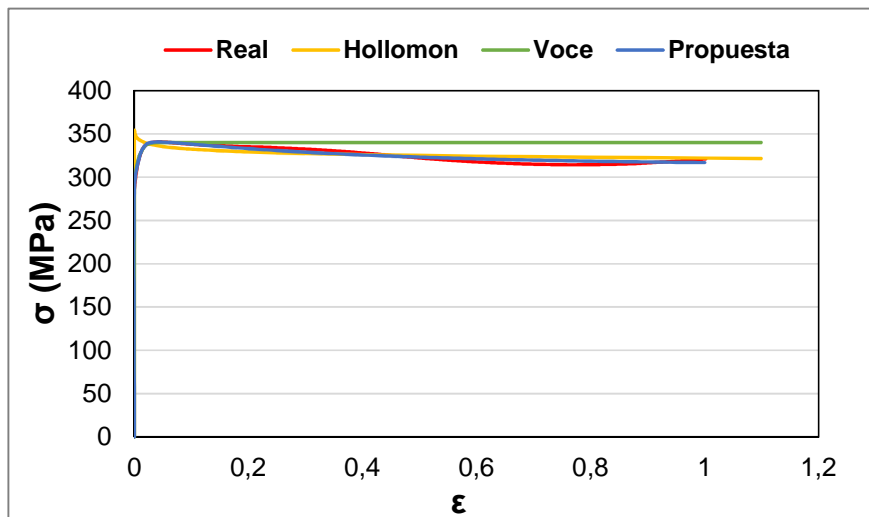
#### 4.4. Validación de la ley de fluencia de la A5083 con los resultados experimentales

En la Figura 4.21 se muestra el ajuste que presentan las tres leyes de fluencia, a bajas temperaturas (25 °C) y a altas temperaturas (250 °C), frente a la curva tensión-deformación real. Se puede observar que a bajas temperaturas, el ajuste es aceptable para las leyes de Hollomon y Voce y muy bueno, para la ley de fluencia de [León et al., 2016], ya que prácticamente se encuentra superpuesta a la curva real. Por otra parte, a una temperatura de 250 °C, donde se aprecia una recristalización dinámica del material que ha sido previamente procesado por ECAP, la curva correspondiente a la ley de Hollomon asciende hasta un valor de 240 MPa de tensión, cerca de 40 MPa por encima de la curva real, para luego experimentar un descenso más brusco, que corta a la curva real en torno al valor 0,04 de deformación. Asimismo, la curva correspondiente a la ley de fluencia de Voce alcanza al mismo valor de tensión máxima que la curva real, pero luego se mantiene constante conforme aumenta la deformación, por lo que tampoco puede seguir correctamente a la curva real. Por otra parte, la ley de fluencia de [León et al., 2016], sí que es capaz de predecir correctamente el comportamiento del material. Por lo tanto,

se puede concluir, que el grado de ajuste de esta nueva ley a la realidad es muy bueno y superior a las aproximaciones dadas por las leyes de fluencia de Hollomon y Voce.



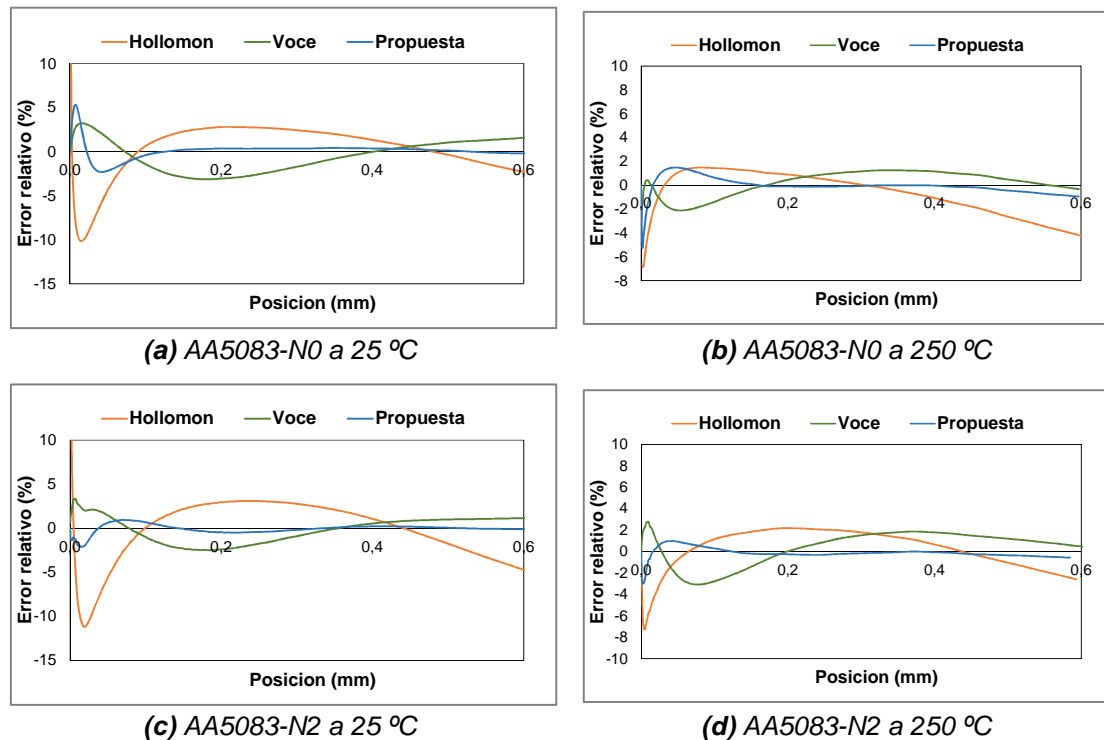
(a) AA5083-N2 a 25 °C



(b) AA5083-N2 a 200 °C

**Figura 4.21.** Comparativa de las tres leyes de material a temperatura ambiente y a altas temperaturas (250 °C) frente a la real para la AA5083-N2 [León et al., 2016].

En la Figura 4.22 se observa la representación gráfica de las curvas de los errores relativos (%), de cada una de las leyes de fluencia respecto de la curva real. En todos los casos analizados, se puede ver que el ajuste de la ley de fluencia de [León et al., 2016] al comportamiento real del material es mejor que el de las leyes de Hollomon y Voce.



**Figura 4.22.** Gráficas de los errores cuadráticos medios de cada ley de fluencia respecto a la curva experimental para la AA5083.

Con el objetivo de poder cuantificar el ajuste entre las diferentes leyes de fluencia estudiadas y el comportamiento real del material durante el ensayo de compresión entre plataformas plano-paralelas, se ha estudiado la raíz del error cuadrático medio (RMSE) en cada uno de los experimentos, según se muestra en la Ecuación 4.20.

$$RMSE = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{j=1}^N (\sigma_j - \hat{\sigma}_j)^2} \quad (4.20)$$

Al estudiar los errores en la AA5083 entre las leyes de material obtenidas y la curva real, se observa que la nueva ley propuesta en [León et al., 2016] tiene un mejor ajuste en todos los estados de partida, frente a las leyes de Hollomon y Voce. Por último, para esta aleación la diferencia entre el ajuste de la ley de [León et al., 2016] y la de Hollomon y Voce es bastante significativa, tal y como se puede observar en la Tabla 4.VI.

Aleación	T (°C)	N0			N2		
		HOLL	VOCE	PROPUESTA	HOLL	VOCE	PROPUESTA
AA5083	25	5,71	5,16	4,39	3,76	5,27	1,78
	100	6,28	6,52	1,87	14,30	6,02	0,98
	150	5,54	5,99	1,76	4,08	4,16	1,55
	200	4,05	5,45	2,29	4,53	3,56	2,05
	250	2,64	3,70	0,93	3,05	2,96	0,67
	300	2,61	1,69	0,83	3,36	15,47	0,74

**Tabla 4.VI.** RMSE de cada ley de fluencia obtenida para la AA5083 respecto a la curva real (MPa) [León et al., 2016].

## 4.5. Validación de la ley de fluencia de la AA5083 mediante FEM

Para validar las leyes obtenidas, se realizan simulaciones de compresión entre plataformas plano-paralelas introduciendo las leyes determinadas en el apartado anterior y así se obtienen las fuerzas necesarias para realizar el proceso. Estas fuerzas de los modelos de FEM, se comparan con las curvas de carga-carrera de los ensayos experimentales determinando de esta manera, la precisión de la ley propuesta en [León et al., 2016] al ser empleada en procesos de simulación por elementos finitos.

Para ello, se crea el modelo formado por las dos plataformas plano-paralelas y la probeta con las dimensiones exactas de cada uno de los estudios (diámetro 8 mm y longitud 16 mm) (Figura 4.23 (a)). Posteriormente, se realiza un mallado en tres dimensiones de la probeta, con un tamaño de borde de elemento de 0,4 mm de altura y un tipo de elemento hexaédrico, tal y como se muestra en la Figura 4.23 (b). En total, la probeta está dividida en 61040 elementos. Dado que el material va a estar sometido a altas deformaciones es necesario definir una condición de remallado, con el objetivo de que los resultados sean correctos y no se vean condicionados, por la alta distorsión de los elementos. Para ello, se establece un tipo de elemento tetraédrico con 0,5 mm de borde, junto con la condición de que se ejecute el remallado cada 50 incrementos.

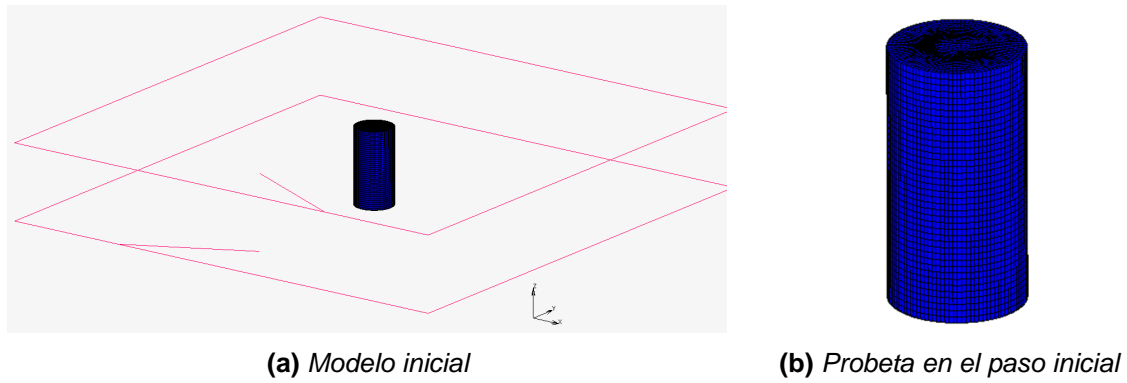


Figura 4.23. Conjunto inicial.

En la simulación existen tres cuerpos de contacto: dos son sólidos-rígidos (plataformas plano-paralelas) y el otro es deformable (probeta). Al cuerpo correspondiente a la plataforma superior, se le asigna un movimiento descendente, con una velocidad de 60 mm/min, que es la velocidad de compresión de la prensa en los ensayos experimentales. Dentro de la descripción de los contactos, se define el coeficiente de rozamiento entre las plataformas y la probeta, mediante el modelo de Tresca y que en este caso tiene un valor de 0,3. En la Figura 4.24 (a) se muestran los tres cuerpos de contacto.

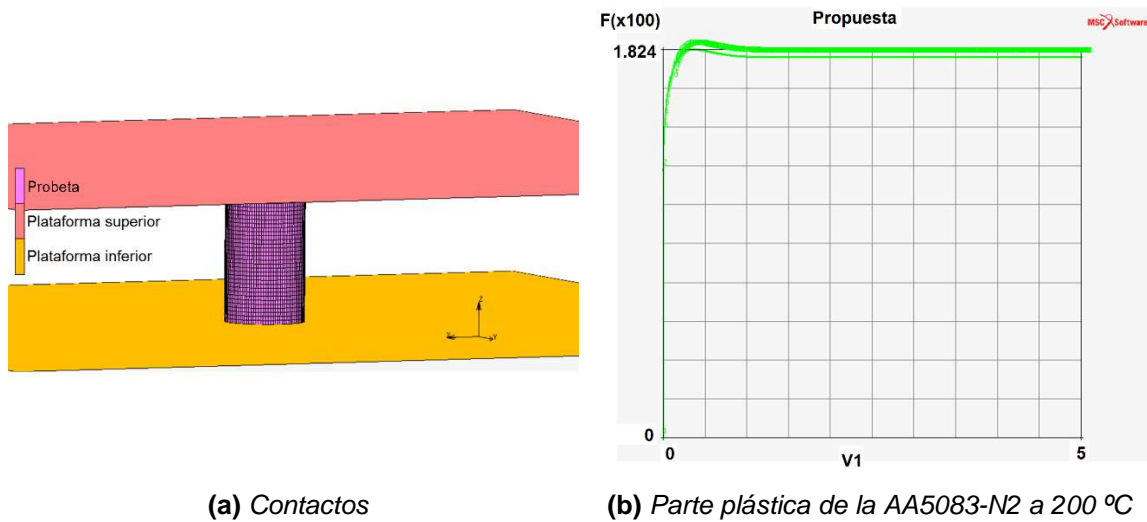


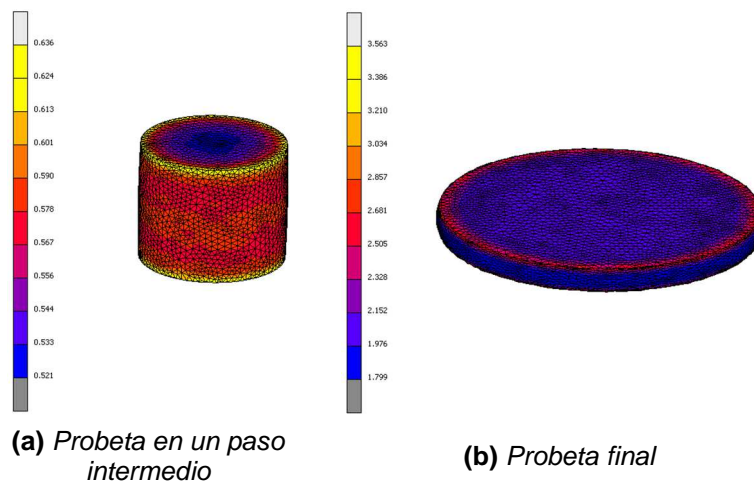
Figura 4.24. Relación de contactos y ley de fluencia empleada.

Para poder simular el proceso de compresión, entre plataformas plano-paralelas, de la forma más precisa posible es necesario introducir las leyes de comportamiento del material. En este caso, se realizan simulaciones para cada una de las tres leyes del material comentadas en este capítulo, con el objetivo de observar la correlación, entre el estudio por elementos finitos y el

experimental. Para describir el comportamiento del material, se introduce el módulo de módulo de Young del aluminio (70 GPa), su coeficiente de Poisson (0,3) y la parte plástica de la curva correspondiente a cada ley y a cada temperatura (25 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C). En la Figura 4.24 (b), se muestra la curva correspondiente a la ley mostrada en [León et al., 2016], para la AA5083-N2 a una temperatura de 200 °C.

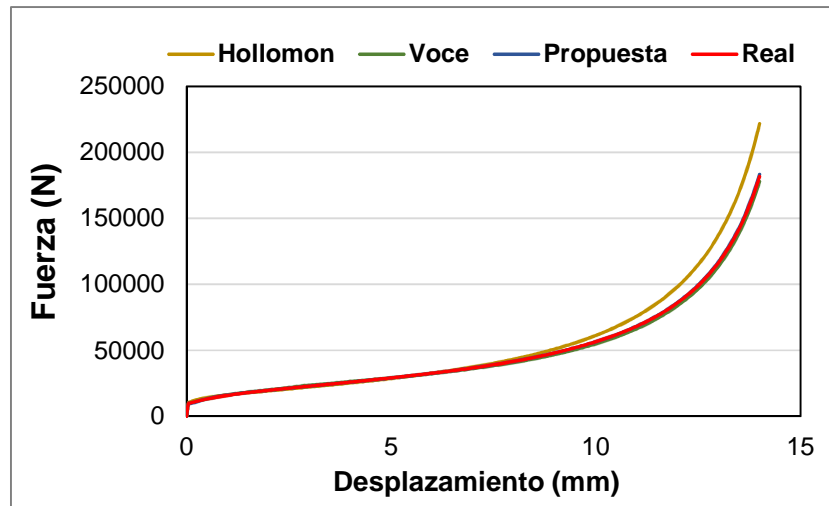
Por último es necesario establecer el método de solución y para ello, se selecciona un método no lineal de grandes deformaciones y desplazamientos, como es el algoritmo *uptaded-lagrange*. Asimismo, se define que la simulación tenga un total de 560 incrementos y que se emplee un método de cálculo para sistemas “*Multifrontal Sparse*”.

Conforme se va comprimiendo la probeta, en la simulación se pueden apreciar las zonas con más deformación en la pieza, como es el borde de contacto con las plataformas plano-paralelas y la zona central debido al abarrilamiento (Figura 4.25 (a)). Por último, en la Figura 4.25 (b), se muestra la probeta final con la distribución de la deformación, tras haber sido comprimida hasta la altura final del ensayo.

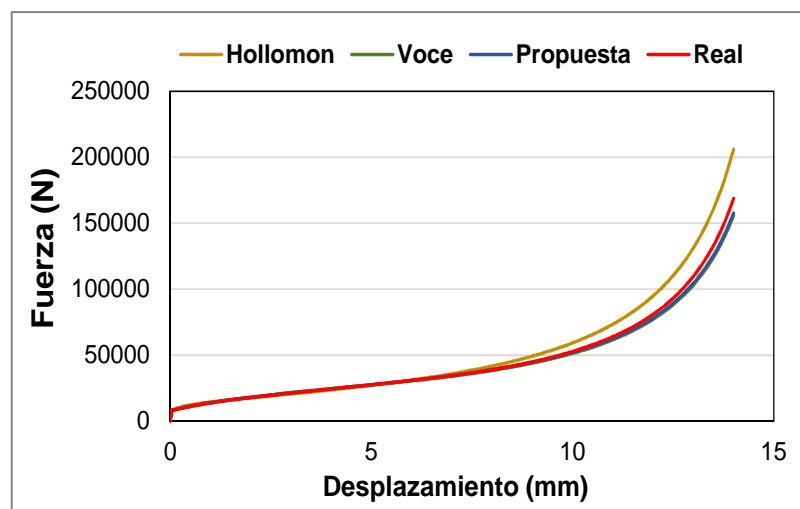


**Figura 4.25.** Modelo en FEM de la compresión entre plataformas plano-paralelas.

Para la AA5083, en la Figura 4.26 (a) se observa una desviación de la curva de Hollomon a bajas temperaturas respecto de la real, tal y como ocurre en la Figura 4.26 (b). Asimismo, para el material procesado por ECAP dos veces y a altas temperaturas, se puede observar que la curva de Voce se desvía del resto, prácticamente desde el inicio del proceso de compresión.



(a) AA5083 N0 25 °C



(c) AA5083 N2 25 °C

**Figura 4.26.** Curvas de carga-carrera obtenidas mediante FEM para la AA5083, en los 3 estados de partida.

Por lo tanto, en la Figura 4.26, se muestra que la ley propuesta en [León et al., 2016] predice la curva carga-carrera con mucha mayor precisión, que las leyes de Hollomon y de Voce.

## 4.6. Conclusiones

En este Capítulo se han ajustado los parámetros de las leyes de fluencia de tipo Hollomon y Voce para una AA5083 previamente procesada por ECAP y sin nanoestructurar. Para ello se han realizado compresiones entre plataformas plano-paralelas a diferentes temperaturas. Tras detectar ineficiencias en el ajuste de las leyes de fluencia de tipo Hollomon y Voce para caracterizar el

material previamente procesado por ECAP, se ha empleado una nueva ley de fluencia propuesta en [León et al., 2016]. Esta nueva ley de fluencia presenta un mejor ajuste al comportamiento del material nanoestructurado a diferentes temperaturas, que las leyes de fluencia de tipo Hollomon y Voce.

Una vez se determinaron los parámetros de las tres leyes de fluencia empleadas, se procedió a su validación mediante ensayos experimentales y simulaciones por elementos finitos.

Para validar experimentalmente las leyes de fluencia, se determinó la calidad del ajuste de cada una de ellas. Para ello, se calculó por un lado el error relativo (%) de cada una, frente a la curva tensión-deformación real, en cada uno de los ensayos y, por otro lado, se cuantificó la precisión del ajuste mediante el estudio de la raíz del error cuadrático medio (RMSE). Con los resultados obtenidos, se observó que la nueva ley propuesta en [León et al., 2016] era la que mejor modelizaba el comportamiento real del material en todos los casos, especialmente cuando aparecía la recristalización dinámica en el material.

Para realizar la validación de las leyes de fluencia expuestas en este Capítulo mediante simulaciones por elementos finitos, se simuló la compresión entre plataformas plano-paralelas con cada ley de fluencia y se compararon sus curvas carga-carrera con las obtenidas experimentalmente. Para la AA5083 (Figura 4.26), la nueva ley expuesta en [León et al., 2016] mostró un mejor ajuste en los resultados obtenidos mediante FEM.

Por último, se puede concluir que la ley de fluencia propuesta en [León et al., 2016] permite caracterizar mejor un material que ha sido previamente procesada por ECAP. Por ello, se empleará en todas las simulaciones por elementos finitos que se realicen en esta Tesis Doctoral.



## **CAPÍTULO 5**

### **Análisis del daño en la AA5083**



## **5. ANÁLISIS DEL DAÑO EN LA AA5083**

### **5.1. Introducción**

Como se ha mostrado previamente en la revisión del estado del arte, una de las técnicas para fabricar componentes mecánicos nanoestructurados consiste en forjar isotérmicamente materiales previamente procesados por SPD [Salcedo et al., 2013 (b)].

En los procesos de forja pueden aparecer defectos por la nucleación y el crecimiento de grietas. Por ello, es necesario conocer el comportamiento y el daño admisible por el material, antes de que aparezcan grietas en el mismo.

El estudio para el análisis del daño del material durante los procesos de conformado por deformación plástica ha sido un trabajo en equipo desarrollado por investigadores del Grupo de Investigación de IMF, del cual formo parte y que se ha plasmado en el artículo de [Luri et al., 2016], del cual soy coautor junto con compañeros del Grupo de Investigación. A continuación, se muestra el estudio de daño para la AA5083.

### **5.2. Determinación del daño crítico para la AA5083**

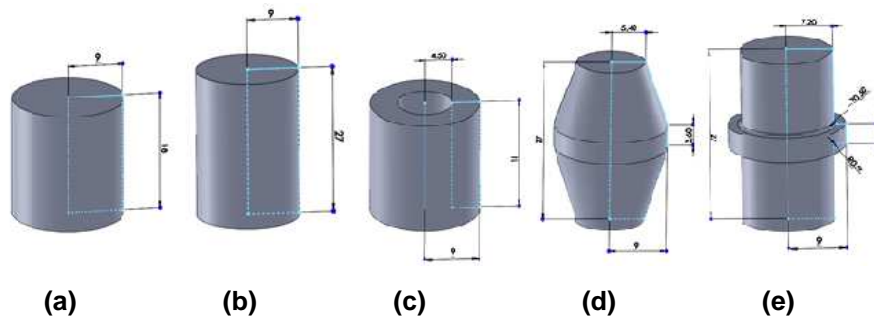
En este apartado se expone cómo se ha realizado el estudio experimental para la obtención del daño crítico de la AA5083-N0 y la AA5083-N2 empleada en esta Tesis Doctoral. El daño crítico es la cantidad de daño que puede soportar un material, sin que aparezcan grietas o defectos.

El estudio experimental consiste en realizar compresiones isotérmicas entre plataformas plano-paralelas a diferentes alturas, a una probeta diseñada previamente, hasta acotar los valores de daño, entre los que aparecen, o no, grietas en la superficie de la probeta. El rango de alturas finales está comprendido entre los 10 mm y los 2 mm pudiendo variando su valor con incrementos de 0,5 mm [Luri et al., 2016].

### 5.2.1. Diseño de la probeta para determinar el daño crítico

Antes de realizar los ensayos y estudiar los resultados, es necesario determinar la geometría más adecuada de la probeta, para evaluar el daño crítico, en cada estado. Para ello, se establece como condición para el diseño de la geometría de la probeta de ensayo, que las grietas aparezcan en la superficie exterior, al realizar los ensayos de compresión.

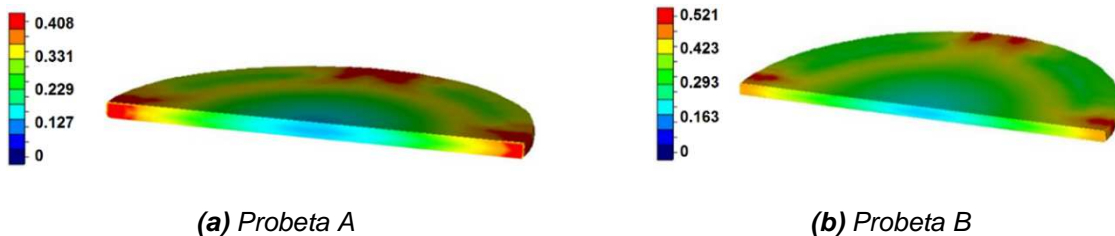
Tras evaluar las probetas de [Gouveia et al., 1996] (Figura 5.1) mediante ensayos por elementos finitos, se observa que el daño máximo no aparecía siempre en la zona central, que es la zona calibrada para detectar la aparición de grietas [Fuertes et al., 2015].



**Figura 5.1.** Geometrías iniciales encontradas en [Gouveia et al., 1996].

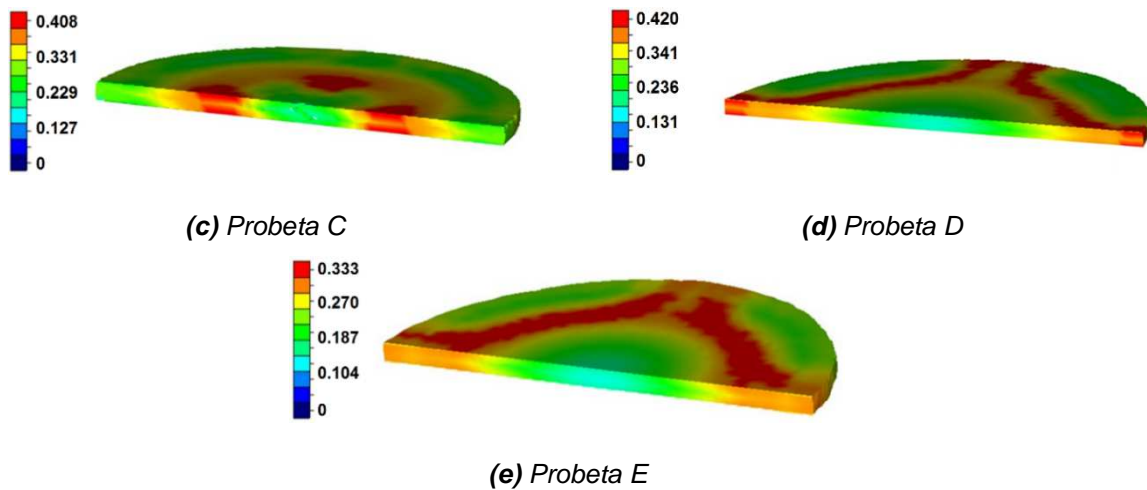
En las probetas C (Figura 5.2 (c)) y E (Figura 5.2 (e)), se observa que el daño máximo aparece en el interior de la probeta, por lo que no cumplen la premisa de que el daño aparezca en la superficie.

Seguidamente, se busca que el daño aparezca en una zona de fácil detección. Debido a esto, el modelo de la Figura 5.2 (d) tiene el daño acotado en las zonas de las aristas centrales, por lo que se considera que es la mejor geometría, de entre las presentadas por [Gouveia et al., 1996].



**(a) Probeta A**

**(b) Probeta B**



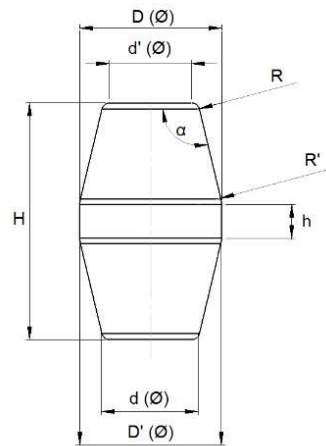
**Figura 5.2.** Distribución de daño a una altura final de 2 mm para las probetas de [Gouveia et al., 1996].

Una vez analizados los resultados del daño acumulado en las probetas de [Gouveia et al., 1996], se proceder a realizar un nuevo diseño de probeta para analizar el daño crítico, que mejore los modelos expuestos en la Figura 5.1.

El principal objetivo que se debe cumplir es facilitar la aparición de las grietas en la superficie exterior. Esto permitirá determinar el daño con una mayor facilidad y de una manera visual, sin necesidad de emplear microscopía óptica. Para llevar a cabo este diseño, los parámetros a tener en cuenta son que:

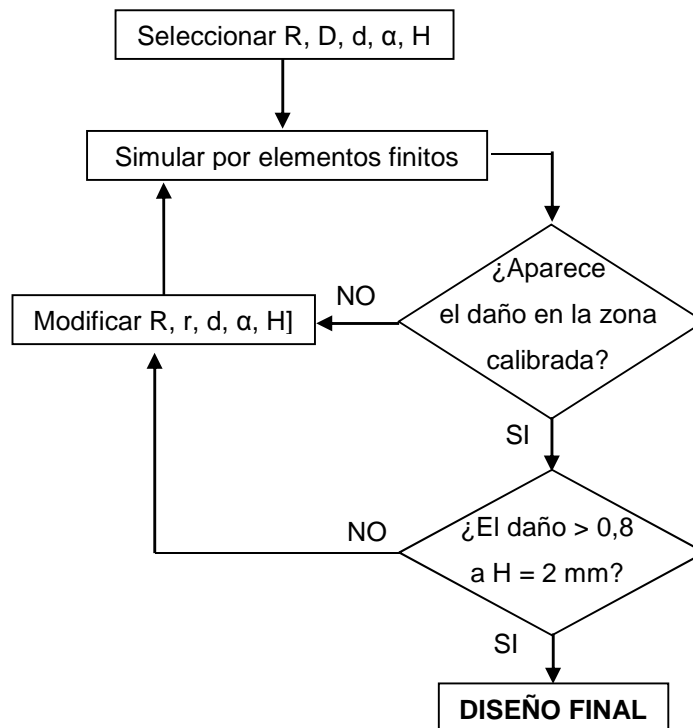
- El mayor valor de daño aparezca en la superficie.
- El mayor valor de daño a la altura final de 2 mm sea superior a 0,8.

Para obtener una probeta adecuada para evaluar el daño, se parte de la geometría que se muestra en la Figura 5.3 y se realizan simulaciones por elementos finitos, donde se varían los parámetros R, D, d,  $\alpha$  y H, hasta cumplir las dos premisas anteriormente comentadas.



**Figura 5.3.** Geometría inicial [Luri et al., 2016].

En la Figura 5.4 se puede observar un diagrama representativo de los pasos seguidos en el diseño de la probeta, para los ensayos de daño entre plataformas plano-paralelas.



**Figura 5.4.** Metodología de diseño.

En la Figura 5.5 (a) se muestran las dimensiones de la probeta resultante del proceso de diseño expuesto en la Figura 5.4.

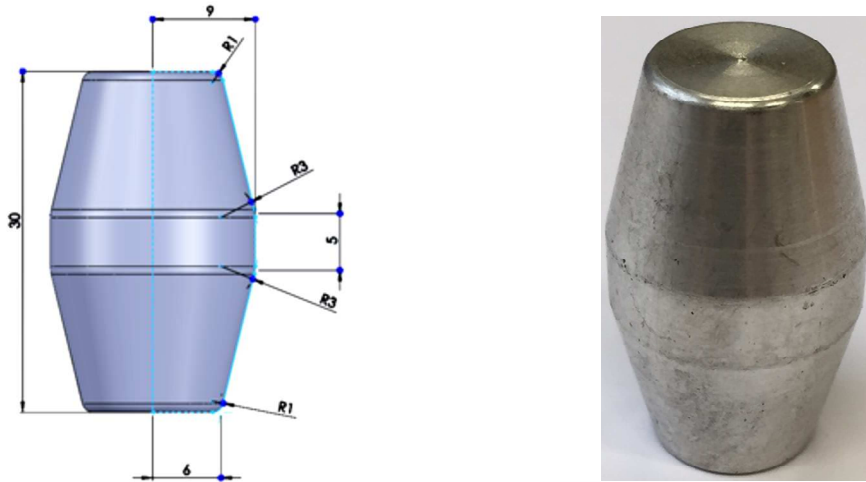


Figura 5.5. Probeta empleada para los ensayos de daño [Luri et al., 2016].

La mayor ventaja obtenida por esta probeta respecto a las anteriores es que se consigue obtener el daño máximo en una zona reducida de la parte central y exterior de la probeta. Eso permite una mayor facilidad en la detección de grietas, tal y como se ha comentado anteriormente. Esto se puede observar en la Figura 5.6, donde se aprecia que la zona de los radios de acuerdo es la zona donde se registra mayor valor de daño.

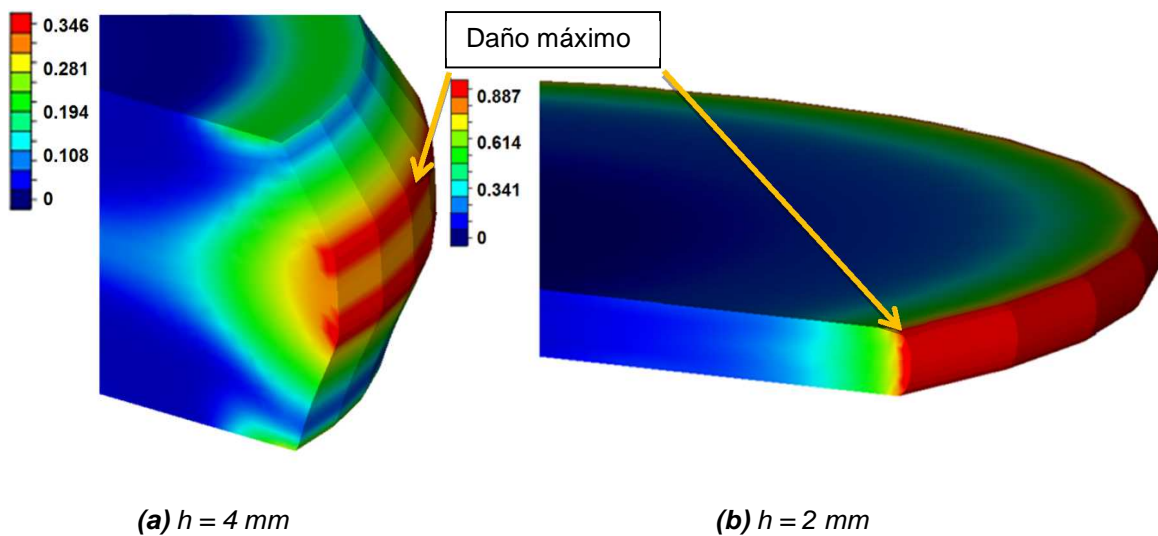


Figura 5.6. Superficie donde aparece en daño crítico en la probeta.

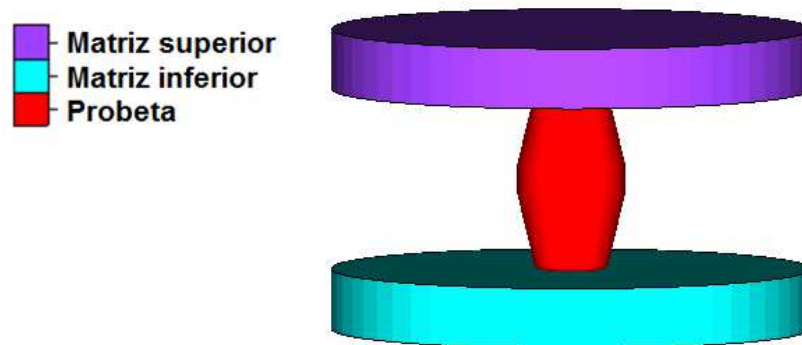
### 5.3. Análisis del daño mediante simulaciones por FEM en la AA5083

En este apartado se busca averiguar el valor del daño crítico de la aleación de aluminio 5083 en los diferentes estados estudiados. Para ello, mediante elementos finitos, se simulará cada uno de los casos de compresión entre plataformas plano-parallelas y se analizará el valor del daño, en cada uno de ellos. Combinando este estudio con el análisis experimental, donde se detectará, en qué momento de la compresión surge la grieta, se podrá obtener el valor del daño crítico para cada caso.

#### 5.3.1. Generación del modelo

En este apartado, se procede a exponer de manera detallada tanto la creación del modelo, como la resolución del proceso de compresión isotérmica, mediante volúmenes finitos empleando el software Simufact™.

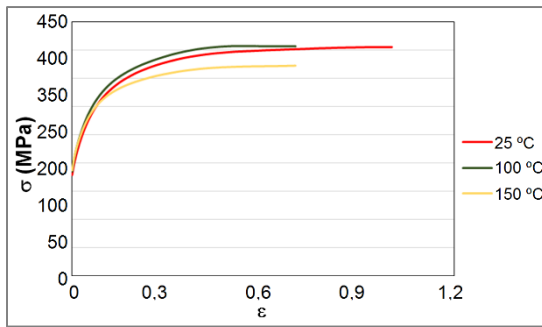
Primeramente, se genera el modelo que consta de un cuerpo deformable, que es la probeta a ensayar y dos cuerpos rígidos, que son las plataformas plano-parallelas, tal y como se muestra en la Figura 5.7.



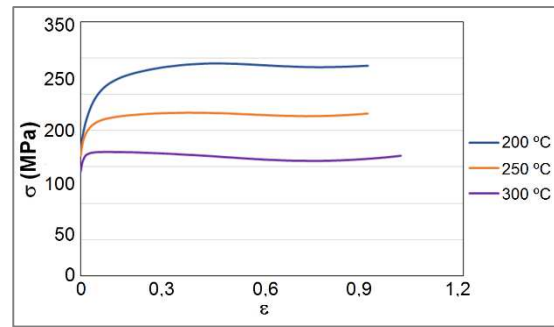
**Figura 5.7.** Modelo de la probeta y el conjunto de plataformas plano-parallelas seleccionado para estudiar el daño.

Para una mejor caracterización del material, se introducen en el programa las nuevas curvas de fluencia de cada aleación y en cada estado de partida (N0 y N2). Para ello, se emplean las curvas obtenidas mediante la nueva ley de material propuesta en [León et al., 2016] y que se muestran en la Figura 5.8.

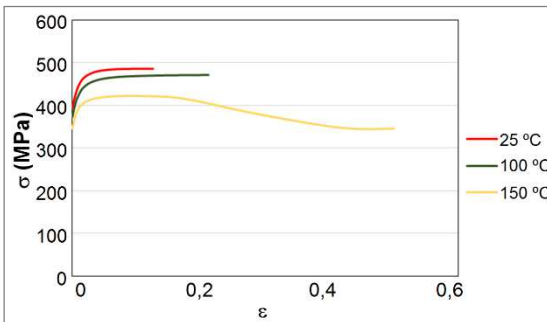




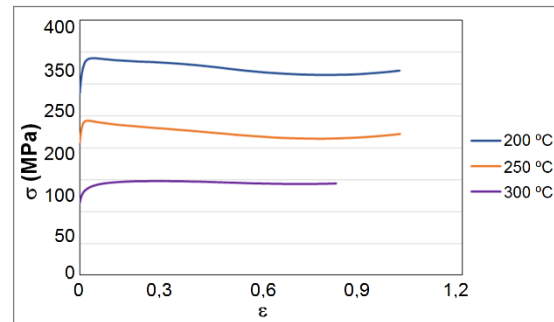
(a) Curvas de fluencia de la AA5083-N0 para bajas temperaturas.



(b) Curvas de fluencia para la AA5083-N0 altas para temperaturas.



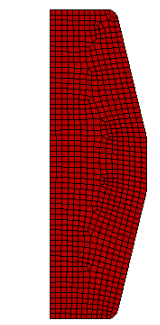
(c) Curvas de fluencia de la AA5083-N2 para bajas temperaturas.



(d) Curvas de fluencia para la AA5083-N2 para altas temperaturas.

**Figura 5.8.** Curvas de fluencia a diferentes temperaturas para el estudio del daño crítico.

Una vez introducida la ley de fluencia del material, se realiza el mallado de la probeta. Para ello, se emplean elementos hexaédricos, con 8 nodos de integración (Hex-8) y con un tamaño de arista de 0,5 mm. Asimismo, se crea una orden de remallado para que se ejecute durante la simulación con los mismos parámetros que la malla inicial. Esto se realiza para evitar la excesiva distorsión de los elementos debida a la compresión. En la Figura 5.9, se muestra una sección transversal de la probeta remallada.



**Figura 5.9.** Sección mallada de la probeta inicial.

Seguidamente, se establecen las condiciones de la compresión isotérmica indicando por un lado la velocidad de bajada de la prensa (60 mm/min), como la carrera de la matriz superior. El valor de ésta última es de 2 mm, puesto que es el mínimo valor de altura, a la que se ha previsto llegar en este estudio mediante elementos finitos.

Asimismo, es necesario indicar al software Simufact™, la temperatura a la que se va a realizar la compresión. En este caso, se han seleccionado las siguientes temperaturas: 25 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C y 300 °C. En la simulación se tiene en cuenta la convección con el medio, que se encuentra a temperatura ambiente (25 °C), tal y como se observa en la Figura 5.10.

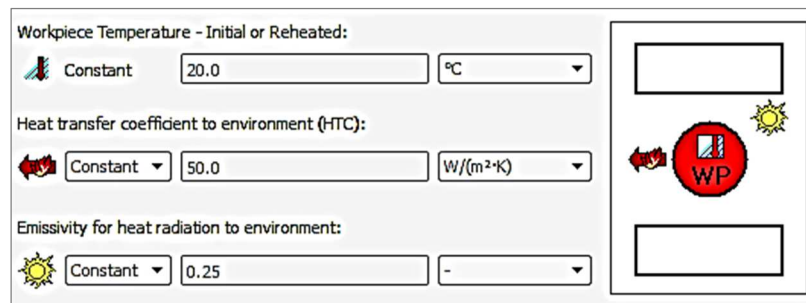


Figura 5.10. Parámetros de temperatura.

La carrera de compresión máxima será de 28 mm (altura final de probeta de 2 mm). Este valor se ha seleccionado teniendo en cuenta las condiciones reales de experimentación, que se van a desarrollar posteriormente.

Por último, el contacto simulado entre los tres cuerpos es del tipo *node to segment* y se selecciona un criterio de fricción de tipo Tresca, con un valor de 0,3, que se ha tomado a raíz de estudios previos del Grupo de Investigación, como es el caso de [Salcedo et al., 2014 (b)].

### 5.3.2. Obtención del daño en la AA5083 mediante simulaciones por volúmenes finitos

En este apartado se muestran los resultados obtenidos en las simulaciones por volúmenes finitos, que posteriormente se emplearán para el cálculo numérico del daño crítico.

Para modelar el daño crítico es necesario conocer primeramente el daño absoluto ( $D$ ) y para ello, se emplea el modelo de daño de Cockroft-Latham (Ecuación 5.1).

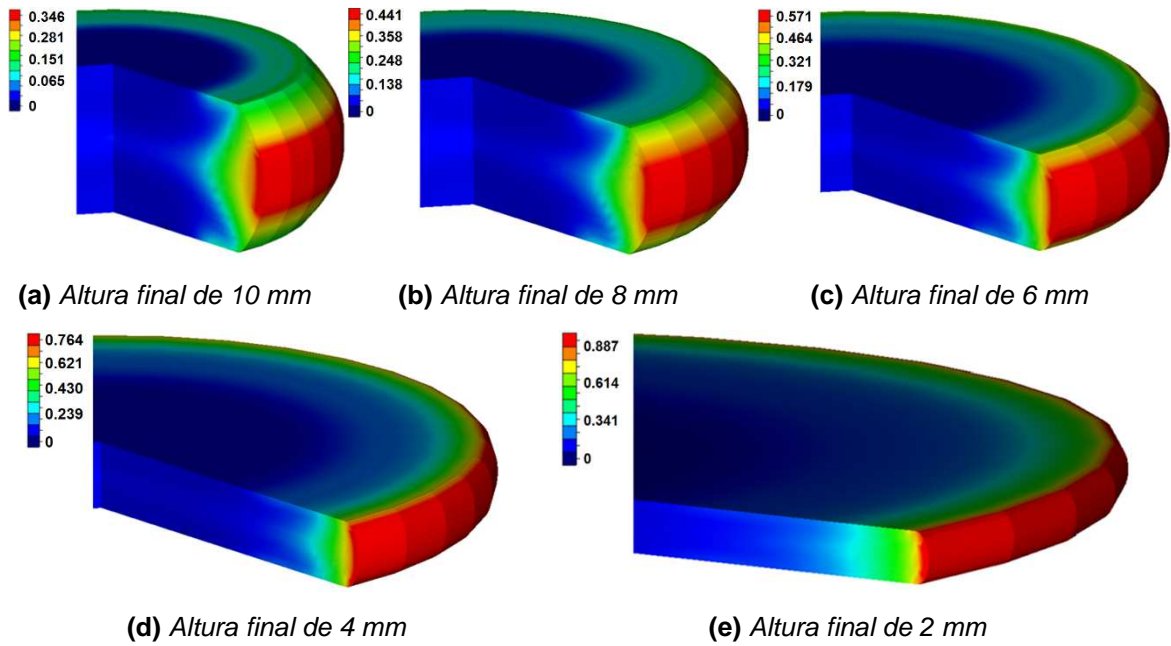
$$D = \int \frac{\sigma_{max}}{\bar{\sigma}} d\varepsilon \leq D_{crit} \quad (5.1)$$

Durante el ensayo experimental, el daño absoluto aumentará hasta que alcance el valor en el que aparezcan grietas. Estos valores de daño se conocen como daño crítico absoluto ( $D_{crit}$ ), que permite predecir la iniciación de las grietas. Por lo tanto, en la forja de un componente, si el valor de daño absoluto ( $D$ ) es menor que el valor de daño absoluto crítico ( $D_{crit}$ ) no habrá grietas. Si se relaciona el daño absoluto ( $D$ ) con el daño crítico absoluto ( $D_{crit}$ ), se puede definir el valor de daño relativo ( $D_{rel}$ ), de la forma en que se muestra en la Ecuación 5.2 y éste varía entre 0 y 1.

$$0 < D_{rel} = \frac{D_{absolute impartido}}{D_{crit}} < 1 \quad (5.2)$$

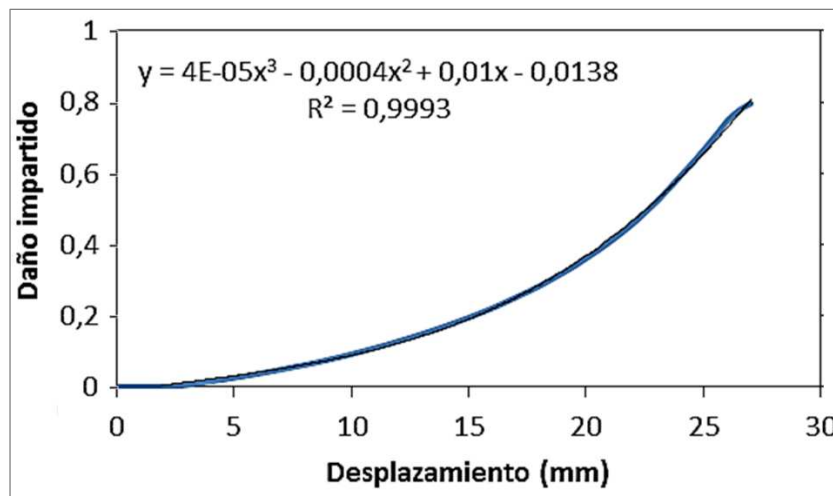
En esta Tesis Doctoral, para determinar del daño crítico en función de la deformación y la temperatura del proceso, se analiza por un lado, la evolución del daño en función de la altura para la geometría diseñada y por el otro, se obtienen los valores de daño crítico, para cada una de las alturas escogidas previamente.

En la Figura 5.11 (a) (a una altura final de 10 mm), se observa que la zona donde se encuentran los valores más elevados de daño es la zona central, comprendida entre los radios de acuerdo de 3 mm, tal y como se buscaba a la hora de diseñar la probeta de partida. Esto facilita la detección de grietas en las probetas comprimidas hasta esa altura. Asimismo, conforme se va comprimiendo cada vez más la probeta (Figura 5.11 (b)-(d)), el daño máximo se va distribuyendo sobre la superficie exterior. Una vez llegado a la altura mínima (Figura 5.11 (e)) el daño máximo se encuentra a lo largo de toda la superficie exterior de la probeta, siendo ese el lugar donde aparecerán las grietas cuando se hagan los estudios experimentales.



**Figura 5.11.** Distribución del daño en diferentes alturas de probeta a  $T = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Además de comprobar la distribución del daño en la probeta para cada altura de compresión, es necesario estudiar la evolución del valor del daño durante el proceso, en un punto concreto de la superficie exterior. El objetivo es poder obtener el valor de daño en cada una de las alturas y esto se utiliza para cuantificar el daño máximo, en cada altura de los ensayos experimentales. Como se ha indicado anteriormente, el valor de daño obtenido a la altura a partir de la cual empiezan a aparecer grietas es el daño crítico. En la Figura 5.12, se muestra la curva obtenida al relacionar el daño obtenido en cada instante de la compresión, así como la curva de tendencia y su ecuación.



**Figura 5.12.** Evolución del daño durante la compresión para una AA5083-N2 a  $T = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$   
 ( $R^2 = 99,93\%$ ,  $R^2_{ajustado} = 99,92\%$ ).

## 5.4. Estudio experimental para la detección del daño

Una vez se ha analizado el diseño de la probeta a estudiar, se procede a exponer el estudio experimental de daño.

Para ello, se emplea un conjunto de matrices de 5 huellas cuadradas, que corresponden con las alturas de 10 mm (inferior), 8 mm (izquierda), 6 mm (superior), 4 mm (derecha) y 2 mm (central), donde se realizan las compresiones. Asimismo, también se emplean dos placas de espesores 1 mm y 0,5 mm, para acoplarlas a las matrices y así obtener alturas intermedias, con un rango de 0,5 mm [Luri et al., 2016].

A continuación, en la Figura 5.13 (a) se muestran las matrices fabricadas, junto con las dos placas de 1 mm y de 0,5 mm de espesor (Figura 5.13 (b)).



(a) Huellas de las matrices



(b) Placas de 1 mm y 0,5 mm

**Figura 5.13.** Conjunto de matrices y placas para realizar las compresiones isotérmicas.

El procedimiento experimental seguido para el estudio de cada aleación y en cada temperatura es el siguiente:

- Primeramente, se parte de la temperatura más baja, es decir 25 °C, y se realiza una compresión en la huella de 10 mm de altura. Para realizar el ensayo, se lubrican previamente con teflón las huellas superior e inferior de las matrices y la probeta se coloca a la misma temperatura que las matrices, para que la compresión sea isotérmica. Tras la retirada de las matrices, se examina la probeta detenidamente en busca de grietas. En algunos casos es necesario el empleo de una lupa para determinar la existencia de una grieta en

la superficie calibrada. Según se detecte o no una grieta en la probeta se actúa de la siguiente manera:

- **Aparece grieta:** Se selecciona la huella inmediatamente superior. Si la grieta aparece en la huella de 10 mm, se concluye el ensayo y se pasa a la temperatura siguiente.
- **No aparece grieta:** En este caso se selecciona la huella inmediatamente inferior. Si el ensayo se ha realizado en la huella de 2 mm, se concluyen los ensayos para dicha aleación, ya que aunque se aumente la temperatura, el material se va a comportar de manera más dúctil y por lo tanto, van a seguir sin aparecer grietas.
- Una vez que se ha acotado la presencia de la grieta entre dos de las huellas consecutivas de la matriz, se acopla sobre la matriz inferior la placa de 1 mm de espesor, para así aproximar el valor de la altura límite con un 1 mm de precisión. Según aparezcan o no grietas a esa altura intermedia se actúa de la siguiente manera:
  - **Aparece grieta:** Se añade la placa de 0,5 mm sobre la de 1 mm de espesor y se vuelve a realizar la compresión isotérmica.
  - **No aparece grieta:** Se retira la placa de 1 mm y se coloca únicamente la de 0,5 mm.
- Tras esta última compresión se obtiene el valor de altura límite, en la cual aparece una grieta en la probeta. A esa altura le corresponde un valor de daño crítico, que en breve se expone como se obtiene.

A continuación, en la Figura 5.14 se muestra un diagrama esquemático del procedimiento seguido, para detectar el daño crítico de manera experimental.

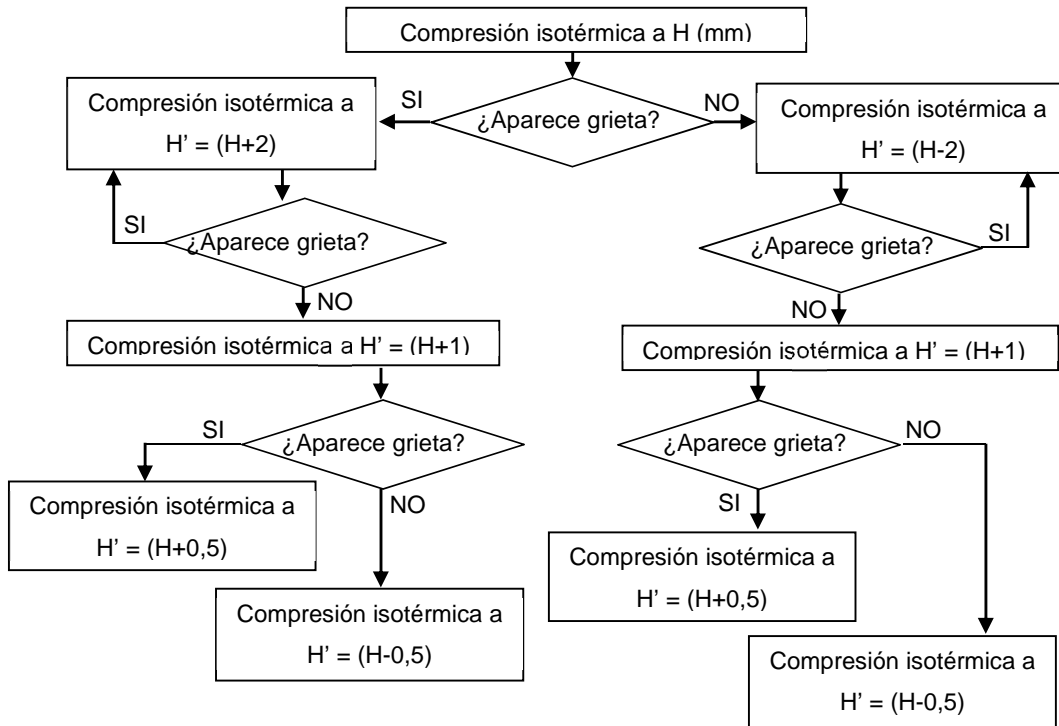


Figura 5.14. Procedimiento para evaluar el daño de manera experimental.

A continuación, en la Figura 5.15 se muestra el resultado de las compresiones realizadas a la AA5083 en estado N2 a 25 °C siguiendo el procedimiento anterior.

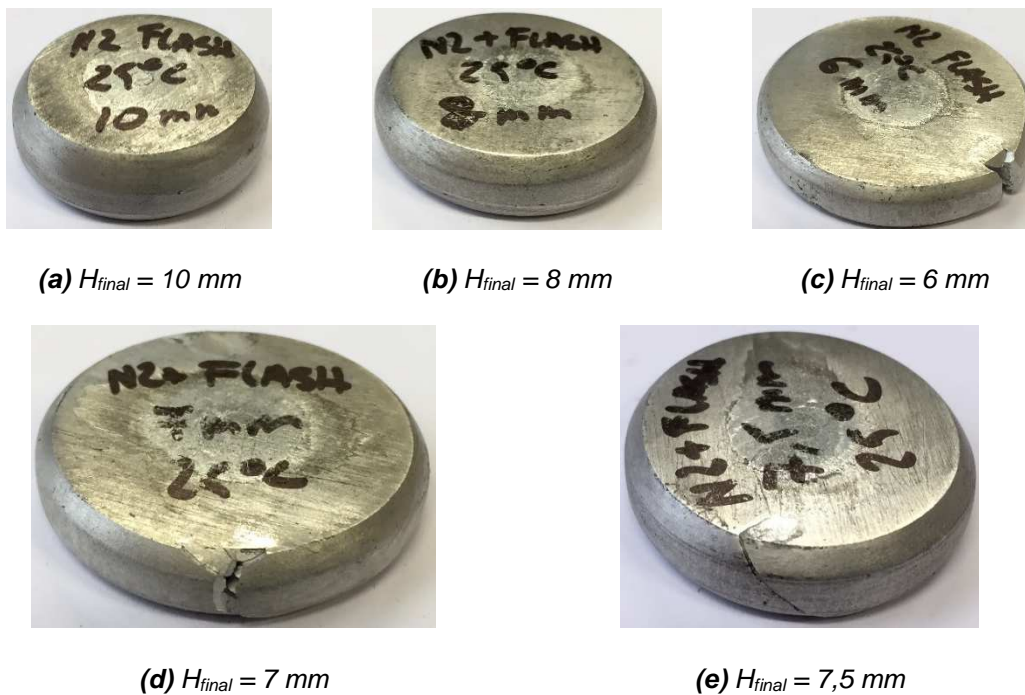


Figura 5.15. Procedimiento experimental mediante compresión isotérmica de probetas de AA5083 en estado N2 a 25 °C.

En la Figura 5.15 (a), se observa que el material no presenta grieta alguna en la superficie, por lo que, siguiendo el procedimiento anteriormente expuesto, se decide realizar la siguiente compresión a 8 mm. Como también a esta altura no aparecen grietas (Figura 5.15 (b)), se vuelve a rebajar la altura del ensayo hasta 6 mm, donde sí aparece grieta (Figura 5.15 (c)). En esta situación en la que a 8 mm no aparece grieta y a 6 mm sí, se coloca la placa de 1 mm de espesor, para realizar así una compresión a 7 mm. En la Figura 5.15 (d), se muestra que también aparecen grietas en la superficie de la probeta a esta altura y por lo tanto, que es necesario incorporar la placa de 0,5 mm, para hacer una última compresión a 7,5 mm. Este último ensayo da lugar a una probeta con grieta (Figura 5.15 (e)), por lo que se establece que la altura límite para 25 °C en una AA5083 en estado N2 es de 7,5 mm.

## 5.5. Discusión de resultados

Una vez expuesto el procedimiento de cálculo del daño crítico para cada una de las aleaciones, estados y temperaturas, se comentan a continuación los resultados obtenidos, para cada uno de ellos.

### 5.5.1. AA5083

En la Tabla 5.I, se muestran los resultados obtenidos para la AA5083. En ellos, se puede observar cómo hasta los 250 °C de temperatura, no se consigue comprimir una probeta hasta los 2 mm, sin que aparezca una grieta en N0.

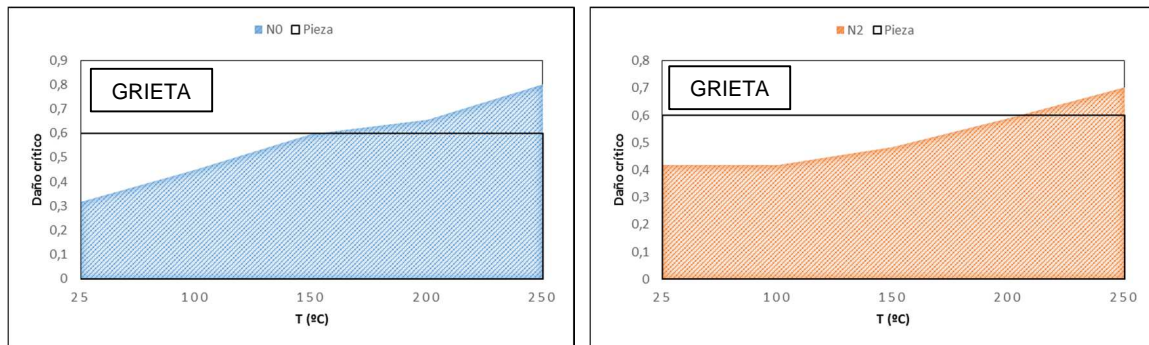
AA5083	25 °C		100 °C		150 °C		200 °C		250 °C	
	H (mm)	Daño	H (mm)	Daño	H (mm)	Daño	H (mm)	Daño	H (mm)	Daño
N0	9,2	0,32	7,0	0,45	4,9	0,60	4,1	0,66	2	0,80
N2	7,5	0,42	7,5	0,42	6,5	0,48	5	0,59	2	0,80

Tabla 5.I. Resultados de daño crítico para la AA5083.

Comparando los valores de daño obtenidos en este estudio, con los de la forja de una biela (daño = 0,6), se observa que es necesario elevar la temperatura de forja por encima de 150 °C para la N0 y por encima de 250 °C



para la N2, tal y como se muestra en la Figura 5.16. Por lo tanto, si se realiza una simulación de la forja de un elemento y se determina el daño máximo con la Figura 5.16, se puede determinar si aparecerán defectos en forma de grieta en la pieza final, o no.

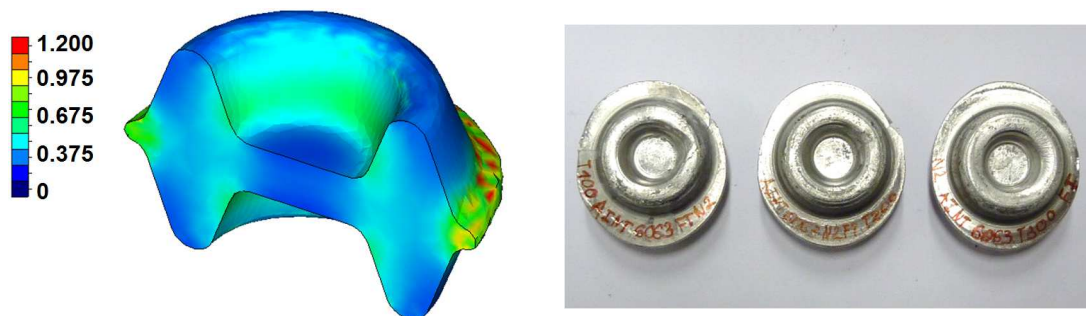


(a) Daño en AA5083-N0

(b) Daño en AA5083-N2

Figura 5.16. Evolución del daño crítico según la temperatura en la AA5083.

En la Figura 5.17 (b), se muestra otro componente mecánico (anillos de AA5083-N2), en donde se puede observar la aparición de grietas a 200 °C, mientras que a temperaturas superiores no aparecen grietas [Luis et al., 2013]. En este caso, analizando la Tabla 5.1, se observa que el valor de daño de los anillos tiene que ser superior a 0,65, dato que se corresponde con lo obtenido en la simulación de FEM, que es de 0,7 (Figura 5.17 (a)). Asimismo, se observa que las grietas del anillo forjado a 200 °C, se originan en las zonas de mayor daño en la simulación.



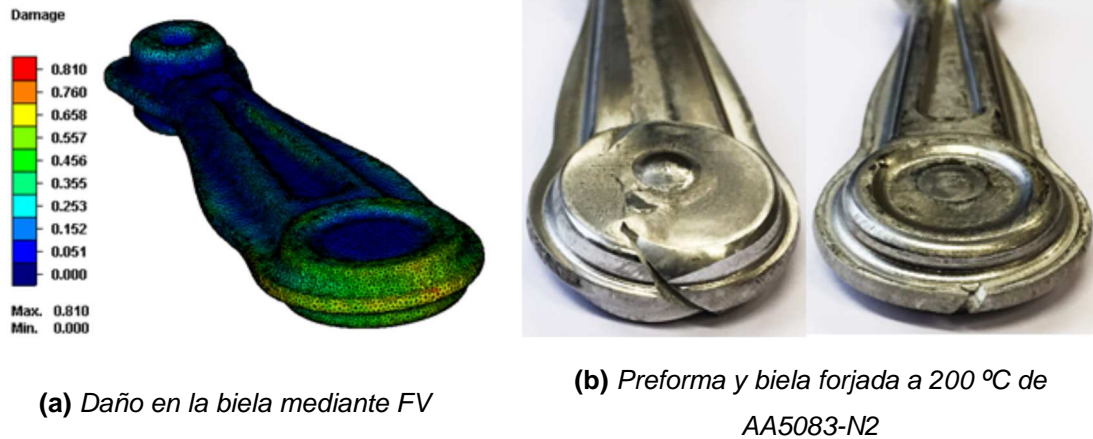
(a) Daño en un anillo forjado mediante FEM

(b) Anillos forjados a diferentes temperaturas

Figura 5.17. Anillos forjados a partir de AA5083-N2 [Luis et al., 2013].

También en [Fuertes et al., 2016], se comparan los resultados experimentales, con el valor de daño obtenido para una biela simulada por volúmenes finitos (Figura 5.18 (a)). En la Figura 5.16, se observa que para forjarla sin grieta sería necesario elevar la temperatura por encima de 200 °C

para la N2. En Figura 5.18 (b), se muestra una preforma y una biela final de AA5083 en N2 forjadas a 200 °C, en las cuales aparecen grietas y por lo tanto sucede lo que se preveía en el análisis de daño crítico.



**Figura 5.18.** Biela forjada a partir de AA5083-N2 [Fuentes et al., 2016].

Finalmente, se han realizado microdurezas a las probetas que se han obtenido en la compresión isotérmica, para comparar así la diferencia obtenida en los distintos casos. En la Tabla 5.II se puede observar cómo el material AA5083-N2 tiene un 7 % más de dureza, que la aleación AA5083-N0.

	AA5083						
	N0			N2			
	100	150	200	100	150	200	250
	121,3	121,4	115,8	129,4	130,5	130,4	96,4
	131,9	108,3	123	139,8	124	121,2	88,7
	118,5	127	113,7	127,2	130,4	117,4	104,4
	125,7	123,2	126,3	134,5	133,1	122,5	102
	120,4	122,2	121,9	130,5	130,3	121	91,9
<b>Hv</b>	123,6	120,4	120,1	132,3	129,7	122,5	96,7
<b>SHV</b>	5,4	7,1	5,2	5,0	3,4	4,8	6,6

**Tabla 5.II.** Valores de microdurezas obtenidos en probetas de daño de la AA5083 en cada uno de los estados.

## 5.6. Conclusiones

En este Capítulo se ha mostrado el estudio experimental realizado mediante simulaciones por elementos finitos, para determinar el daño crítico de la AA5083. Debido a esto, es posible predecir el momento de la generación y propagación de grietas en un proceso de conformado por deformación plástica. Para ello, se ha empleado la probeta diseñada en [Luri et al., 2016], con la que se consigue focalizar la aparición de las grietas en una zona reducida y de fácil visualización.

Se ha realizado un estudio experimental, mediante compresiones isotérmicas entre plataformas plano-paralelas, para evaluar la aparición de grietas en la AA5083. Mediante este estudio se consiguió acotar la aparición de la grieta según la altura final, con una precisión de 0,5 mm. Posteriormente, se combinó este estudio, junto con los resultados obtenidos por elementos finitos, para obtener el valor de daño crítico en cada temperatura.

Una vez obtenidas las curvas de daño para la AA5083-N0 y la AA5083-N2, se compararon los valores obtenidos, con el daño acumulado en la fabricación de dos componentes mecánicos (anillos y biela). Al realizar esta comparativa, se comprobó que la metodología expuesta puede predecir la formación de grietas antes de forjar la pieza. Por lo tanto, con esta metodología se puede predecir la temperatura a la que sería necesario fabricar cualquier pieza por deformación plástica, sin que presenten defectos.

Finalmente, se puede concluir que se ha avanzado en el mejor desarrollo de un proceso de fabricación de elementos mecánicos, a partir de material nanoestructurado. Esto es debido a que al tener un conocimiento previo del daño crítico, se puede predecir la temperatura adecuada de conformado por deformación plástica de una pieza sin la presencia de grietas.



## **CAPÍTULO 6**

### **Análisis de la forja de la biela de AA5083 a partir de material nanoestructurado**



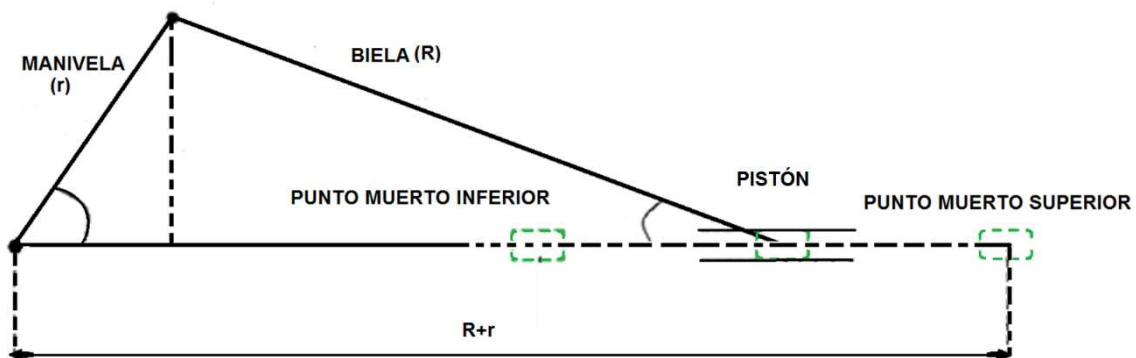
## **6. ANÁLISIS DE LA FORJA DE LA BIELA DE AA5083 A PARTIR DE MATERIAL NANOESTRUCTURADO**

### **6.1. Introducción**

En este capítulo de la Tesis Doctoral, se va a mostrar el diseño de las matrices, que posteriormente se emplearán para fabricar las bielas obtenidas a partir de material con estructura submicrométrica, como consecuencia de un procesado por ECAP. El proceso de diseño consiste en obtener mediante un proceso iterativo el correcto llenado de la huella, minimizar la fuerza necesaria para la forja, minimizar el daño infligido al componente mecánico y maximizar la deformación impartida al mismo.

Para realizar con éxito el diseño de la geometría de las matrices es necesario que se pueda forjar la biela en dos pasos, de manera que tanto la preforma (tras el primer golpe), como la biela final (segundo golpe) rellenen bien la huella de la matriz, sin superar los 3000 kN de fuerza límite que tiene la prensa hidráulica disponible en los laboratorios de la UPNA. Para ello, se parte de un prediseño, tanto de la probeta de partida, como del primer golpe, que se simularán mediante elementos finitos empleando MarcMentat™.

Posteriormente, se analizarán las propiedades mecánicas de las bielas fabricadas. Como es sabido, una biela es un elemento mecánico que forma parte de un mecanismo pistón-biela-manivela. Este mecanismo transforma un movimiento giratorio en un movimiento rectilíneo alternativo, tal y como se muestra en la Figura 6.1.



**Figura 6.1.** Mecanismo pistón-biela-manivela.

La biela conecta la manivela que se mueve, con un movimiento giratorio con el pistón, que desliza sobre una corredera y tiene un movimiento rectilíneo alternativo. En la Figura 6.2 se puede observar una biela, así como sus tres partes principales:

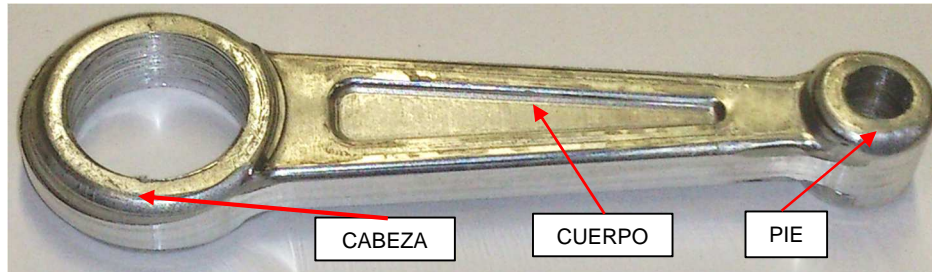


Figura 6.2. Partes de una biela.

- **Pie:** Es la parte con el agujero de menor diámetro, en la que se introduce el casquillo a presión y donde luego se inserta el bulón, que une la biela con el pistón.
- **Cuerpo:** Es la parte central y está sometido a esfuerzos de tracción-compresión en su eje longitudinal.
- **Cabeza:** Es la parte con el agujero de mayor diámetro. En el agujero se aloja un casquillo, cojinete o rodamiento, que es el que abraza a la correspondiente muñequilla en el cigüeñal.

## 6.2. Consideraciones de diseño de la matriz para la forja de la biela

La matriz diseñada, se empleará para conformar bielas de la AA5083, mediante forja isotérmica. Cabe destacar, que el caso de la forja isotérmica a 25 °C para la AA5083-N2 es la que presenta mayores tensiones y la situación en la que las fuerzas de procesado y los requerimientos mecánicos son más exigentes. Por ello, para el diseño de la matriz, se empleará este caso particular de forja de la AA5083-N2.

En primer lugar, es necesario asegurar que la fuerza de procesado sea inferior a 3000 kN y que el material rellena totalmente la huella, tanto en el primer golpe, como en el segundo. Para ello, se sigue la metodología de diseño que se expone a continuación:



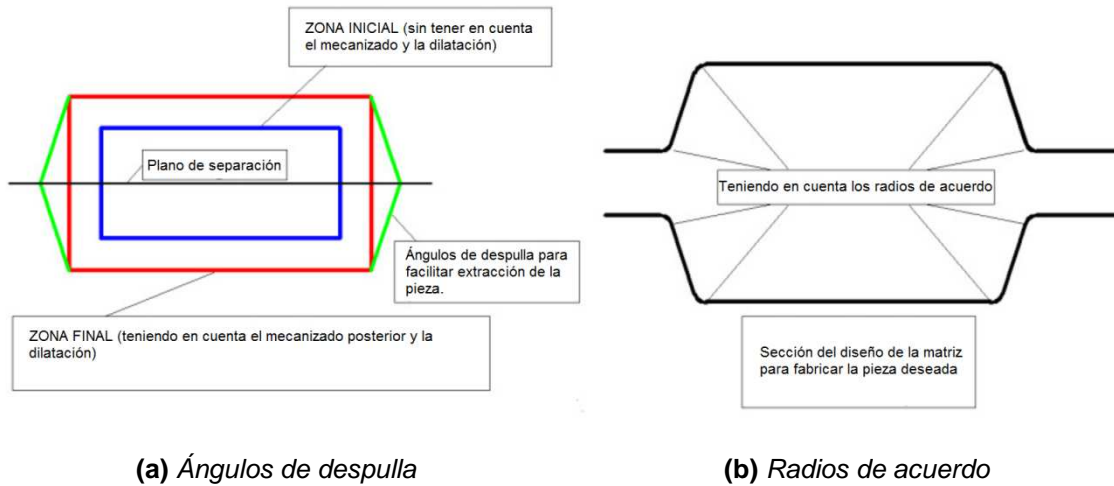
### 6.2.1. Metodología del diseño

El estudio para el diseño de las matrices para la forja de la biela ha sido un trabajo en equipo desarrollado por investigadores del Grupo de Investigación de IMF, del cual formo parte. El trabajo desarrollado se plasmó en el artículo de [Fuertes et al., 2015 (b)]. Sin embargo, en este capítulo, como novedad, se emplea la ley de fluencia propuesta en el trabajo de [León et al., 2016], en las simulaciones de volúmenes finitos para la obtención del daño de las matrices.

La primera variable que se tiene en cuenta es la temperatura. Dado que la forja de la biela se va a realizar a una temperatura superior a la temperatura ambiente, donde tanto la pieza, como las matrices se van a encontrar aproximadamente a la misma temperatura (forja isotérmica), es necesario tener en cuenta la dilatación del material, cuando las matrices se encuentran a dicha temperatura. Esto significa que hay que sobredimensionar la huella, debido a la contracción por enfriamiento que sufrirá la pieza una vez forjada.

Otro factor a tener en cuenta es el mecanizado posterior al que va a ser sometida la pieza, tanto para eliminar la rebaba, como para el mecanizado posterior de los agujeros. Sin embargo, se ha tratado de que la rebaba obtenida tras la forja del material sea la menor posible para evitar el desperdicio de material.

Asimismo, hay que tener en cuenta en el diseño los radios de acuerdo y los ángulos de despulla. Los radios de acuerdo permiten reducir la acumulación de tensiones y, por tanto, la formación de una grieta, que pueda propagarse hasta el interior y dañar irreversiblemente la pieza fabricada. Por otra parte, los ángulos de despulla facilitan la extracción de la pieza de la matriz. En la Figura 6.3 se puede observar una sección de una matriz, donde se han tenido en cuenta todos los factores comentados anteriormente (ángulos de despulla, contracción, mecanizado y radios de acuerdo).



**Figura 6.3.** Sección de una matriz que incluye ángulos de despulla y sobre-espesores debido a la contracción y el mecanizado posterior de la pieza.

A partir de la experiencia adquirida en anteriores trabajos de diseño, como los de [Salcedo et al., 2013 (a)] y [Luri et al., 2013], se establece un ángulo de despulla de  $10^\circ$  y unos radios de acuerdo, que varían entre 1 mm y 2 mm según zonas de la huella. En el caso de que en el posterior análisis mediante simulaciones de volúmenes finitos (FV), se observe la necesidad de modificar estos valores, dicho cambio se llevaría a cabo.

### 6.2.2. Desarrollo del modelo para la simulación por volúmenes finitos

A continuación, en este apartado, se va a exponer la configuración del modelo para simular la forja isotérmica de la biela mediante simulaciones por volúmenes finitos, empleando para ello el software Simufact<sup>TM</sup>.

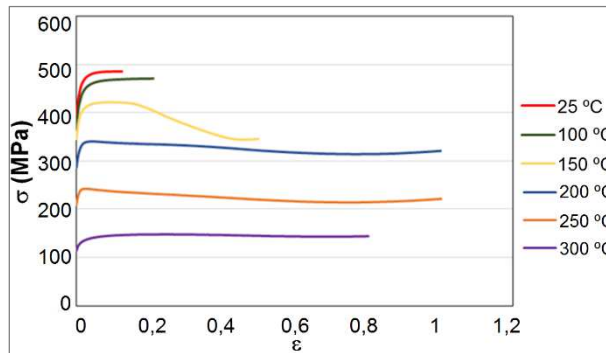
Lo primero que es necesario establecer es el proceso de fabricación. En concreto, se trata de una forja con rebaba en tres dimensiones, donde tanto la matriz superior, como inferior son rígidas y la probeta inicial un cuerpo deformable.

El siguiente paso es introducir los sólidos como geometría importada asignando el movimiento de bajada automático de la prensa, a la matriz superior. En este caso, se designa una velocidad de 60 mm/s, que es la misma a la que se forjarán posteriormente las bielas de la AA5083.

Puesto que se van a realizar forjas isotérmicas a diferentes temperaturas es necesario indicar la temperatura en cada uno de los casos y asignarla, tanto a las matrices, como a la probeta inicial.

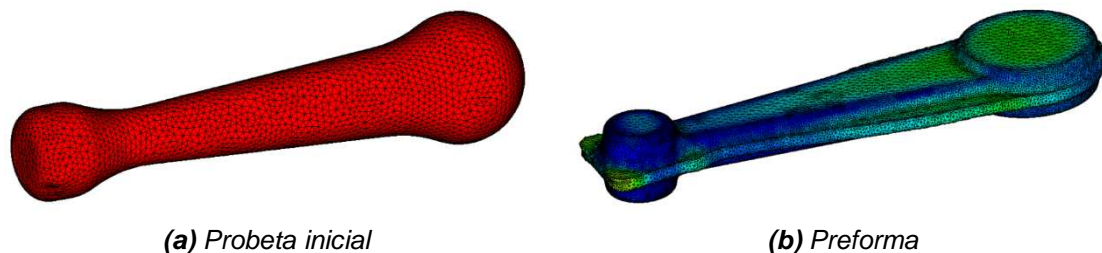
Asimismo, se indica el coeficiente de rozamiento, que por la experiencia adquirida en otros trabajos previos, como el de [Salcedo et al., 2013 (a)], se tomará con un valor constante de 0,3 y de tipo Shear.

Posteriormente, el siguiente paso consiste en indicar el material empleado en la probeta inicial. Para ello, se introducen las leyes de material obtenidas y mostradas en el Capítulo 4, de determinación de las leyes de fluencia (Figura 6.4).



**Figura 6.4.** Ley de fluencia para la AA5083-N2.

Seguidamente, debido a las deformaciones propias de un proceso de deformación plástica, los elementos van a sufrir una distorsión de sus dimensiones. Para evitar que esto suceda, se configura un remallado, que se irá aplicando a lo largo de la simulación. Los elementos empleados son tetraedros con cuatro puntos de integración y el tamaño de elemento elegido es de 1 mm de arista, para la probeta inicial y 0,7 mm de arista, para la preforma en el segundo golpe. Esto hace un total de 11000 elementos para el primer golpe (Figura 6.5 (a)) y 63000 elementos en el segundo golpe (Figura 6.5 (b)).



**Figura 6.5.** Remallado de las geometrías empleadas.

Una vez que se ha visto la simulación del primer golpe cumple con las condiciones de no superar los 3000 kN durante la forja y que la huella se rellene completamente, se realiza el diseño del segundo golpe. Para ello, se emplea la misma configuración que en el primer golpe, con la diferencia de que se importa el modelo obtenido como resultado en esta segunda simulación. El modelo que se importa incluye principalmente: el mallado y los resultados de tensiones, de deformación y de daño del golpe anterior, tal y como se muestra en la Figura 6.5 (b).

### **6.3. Obtención del diseño de la matriz para la fabricación de las bielas**

Una vez que se ha expuesto el procedimiento para definir las simulaciones por elementos finitos, se detallan los pasos correspondientes al diseño. En la Figura 6.6 se expone de forma esquemática el proceso desarrollado en [Fuertes et al., 2015 (b)], para obtener el diseño adecuado de cada uno de los dos golpes y empleando la ley de fluencia mostrada en [León et al., 2016]. Este proceso se lleva a cabo primeramente, para conseguir una preforma de la biela a partir de la probeta inicial y, posteriormente, para obtener la biela definitiva en un segundo golpe, bajo las mismas condiciones que el anterior.

El proceso parte de una geometría inicial que luego se simula para analizar el llenado de la huella de la matriz y la fuerza de procesado. Si el llenado no es completo, o la fuerza es superior a 3000 kN, se realiza un rediseño de la geometría eliminando material en las secciones donde sobre y añadiendo donde falte [Fuertes et al., 2015 (b)]. De esta manera, se repite el proceso de simulación hasta que se cumplan las condiciones establecidas, tal y como se muestra en la Figura 6.6.

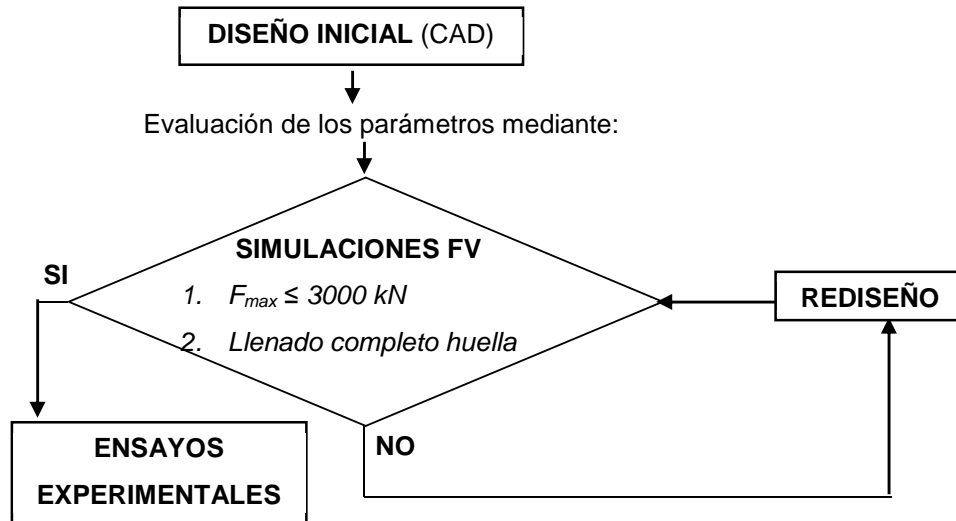


Figura 6.6. Procedimiento de diseño [Fuertes et al., 2015 (b)].

Para analizar el correcto llenado de las huellas de la matriz, se analiza la fluencia del material en cinco secciones a lo largo de la huella (Figura 6.7). Se han seleccionado estas secciones, debido a que se trata de zonas críticas de llenado. Las secciones S<sub>1</sub>, S<sub>3</sub> y S<sub>5</sub> definen las dimensiones del pie, el cuerpo y la cabeza y las secciones S<sub>2</sub> y S<sub>4</sub> son las zonas de contacto, entre el pie-cuerpo y cuerpo-cabeza.

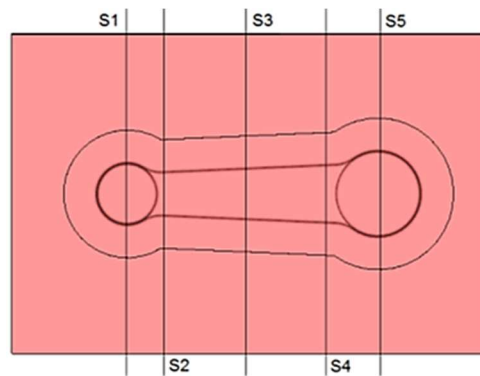


Figura 6.7. Secciones transversales para el análisis del llenado de la huella.

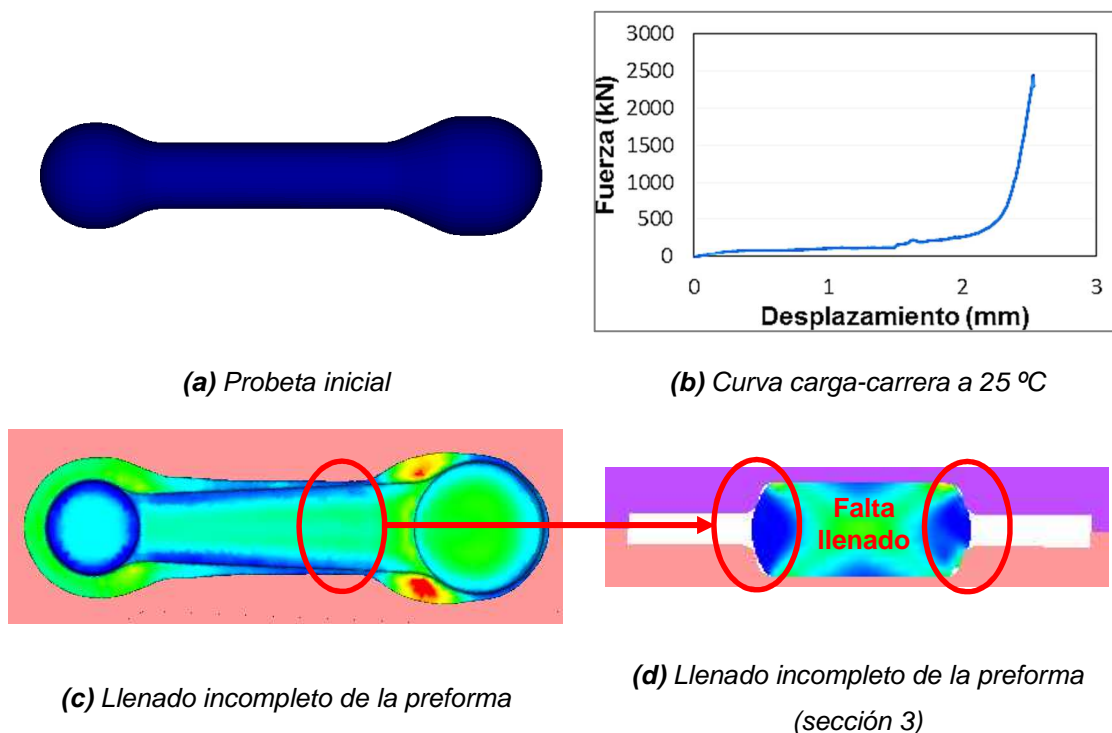
### 6.3.1. Diseño del primer golpe del proceso de forja de la biela

Una vez expuesto el proceso de diseño, se muestran a continuación los diferentes pasos seguidos hasta obtener la preforma y el diseño adecuados, para fabricar la biela deseada. La primera limitación existente para obtener el diseño adecuado son las dimensiones de la probeta inicial. Con el fin de tener el material nanoestructurado homogéneo, a las probetas de ECAP de 20 mm de diámetro y 120 mm de longitud, se les mecanizan 20 mm del final y del

principio quedando una probeta de 20 mm de diámetro y 80 mm de longitud. Además, es necesario realizar un cilindrado que rebaje el diámetro hasta 18 mm. De esta forma, el material tiene unas propiedades más homogéneas en todo su volumen.

### 6.3.1.1. Primer diseño de la preforma

Como geometría inicial, se ha desarrollado una probeta inicial con geometría esférica en ambas cabezas, para mejorar la fluencia del material en la matriz, tal y como se muestra en la Figura 6.8 (a).



**Figura 6.8.** Primer diseño de la preforma [Fuertes et al., 2015 (b)].

Sin embargo, tal y como se aprecia en la Figura 6.8 (c) y (d), por un lado, el material no rellena completamente la matriz, y por el otro, existe un exceso de rebaba, tanto en el pie, como en la unión del cuerpo de la biela con la cabeza.

Asimismo, se puede observar que en la sección 3 (Figura 6.8 (d)) el llenado es incompleto en los bordes y como las secciones 1 (Figura 6.9 (a)) y 5 (Figura 6.9 (b)) tienen un llenado excesivo.

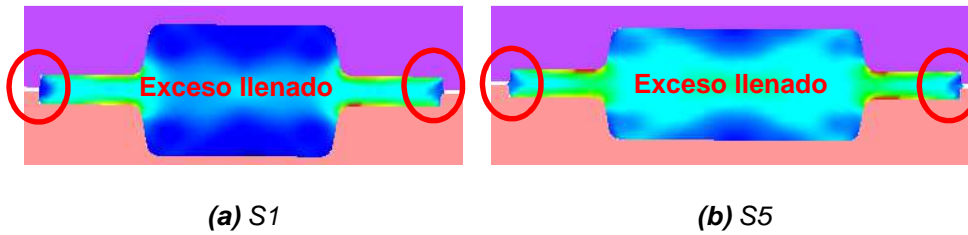


Figura 6.9. Secciones internas del primer diseño.

Tal y como se ha mostrado en el Capítulo de análisis de daño, se ha incorporado al estudio del proceso de fabricación de la biela, la posibilidad de detectar la aparición de una grieta, mediante la metodología de [Luri et al., 2016]. En la Figura 6.10 se muestra la distribución del daño en este primer diseño y se observa que los valores máximos de daño obtenidos están en torno a 0,5. Según la metodología expuesta en el capítulo anterior (Figura 5.16) sería necesario elevar la temperatura por encima de 150 °C para forjar la biela sin grietas.

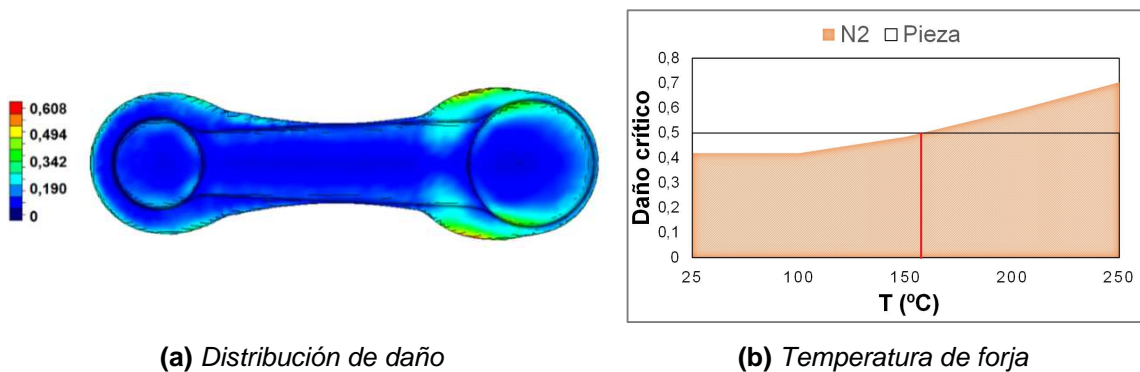


Figura 6.10. Distribución del daño.

Por lo tanto, a pesar de que la fuerza de procesado, se encuentra dentro de los límites de la prensa (Figura 6.8 (b)) es necesario hacer un rediseño, puesto que no se cumple la condición de llenado completo de la huella.

### 6.3.1.2. Segundo diseño de la preforma

Tras los fallos observados en el primer diseño, se introducen cuatro mejoras, que son: una reducción de material en la zona del pie, un aumento de material en la zona de la cabeza, el diseño de una geometría troncocónica para el cuerpo y la introducción de un lado plano en la probeta. Aunque esta última mejora implica una peor fluencia del material en el pie de la biela, facilita que se

pueda mecanizar por CNC la preforma inicial, tal y como se muestra en la Figura 6.13.

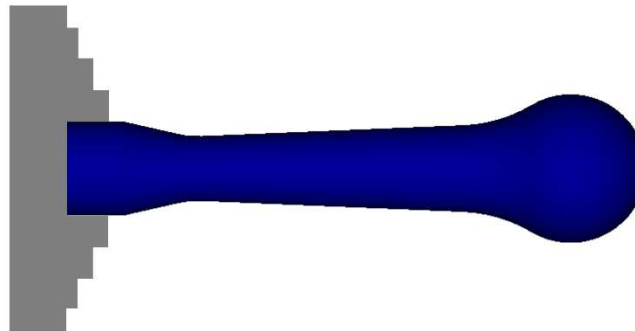


Figura 6.11. Probeta en plato de garras.

En este nuevo diseño de la probeta inicial (Figura 6.12 (a)), se observa que el material no rellena la huella, tal y como se observa en la Figura 6.12 (c) y (d).

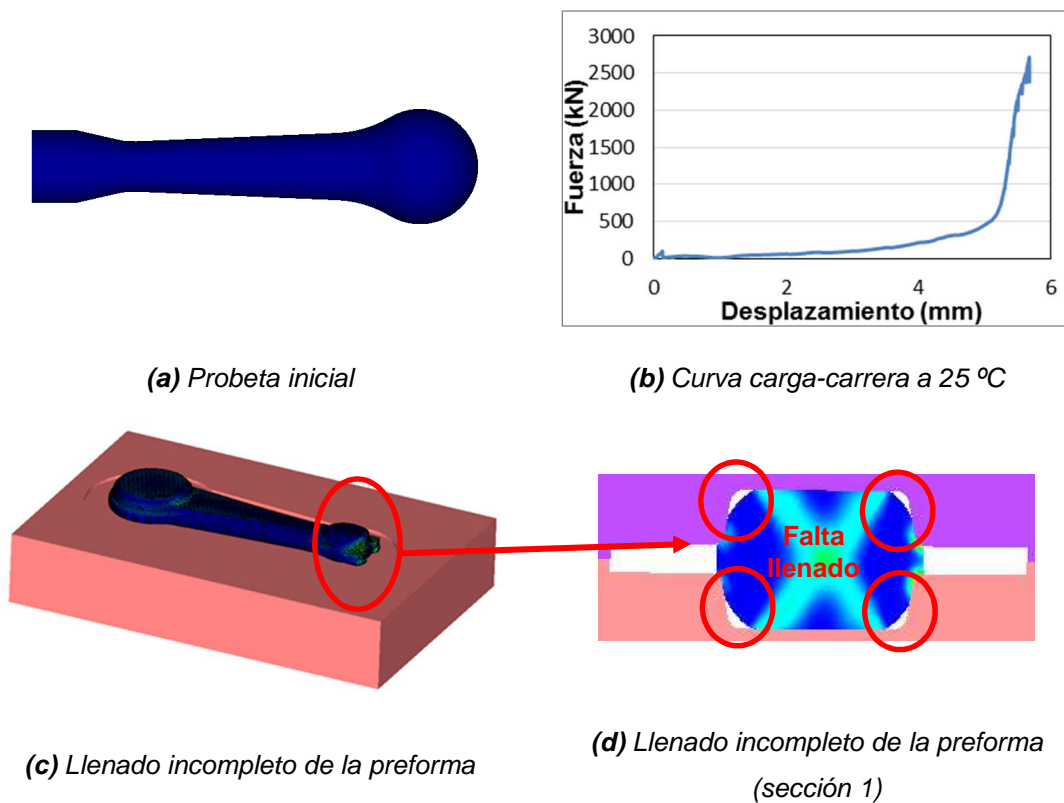


Figura 6.12. Segundo diseño de la preforma [Fuertes et al., 2015 (b)].

Asimismo, en la curva carga-carrera, se aprecia que la fuerza no supera el límite de 3000 kN de la prensa hidráulica disponible para los ensayos (Figura 6.12 (b)).



Si se analiza el proceso de llenado en las secciones de la matriz, se aprecia como en el pie (Figura 6.12 (c) y (d)), el llenado es incompleto en los bordes. Sin embargo, en la Figura 6.13 (a), el llenado es completo en las zonas centrales, que eran las que no se rellenaban en el anterior diseño, por lo que se puede dar ese problema como solucionado.

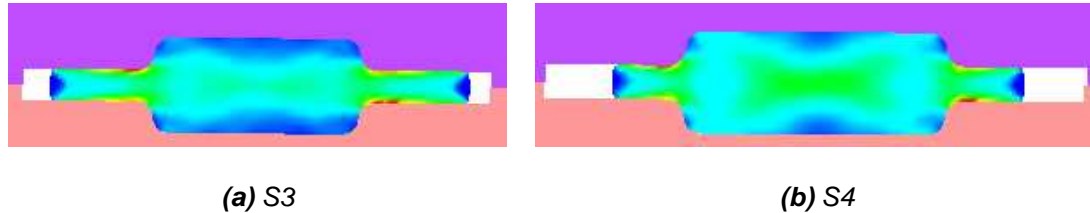


Figura 6.13. Secciones internas del segundo diseño.

A continuación, en la Figura 6.14 se muestra la distribución del daño según el modelo de Cockroft-Latham, donde se puede observar que sería necesario elevar la temperatura de forja hasta 150 °C, para que en la pieza no aparezcan grietas.

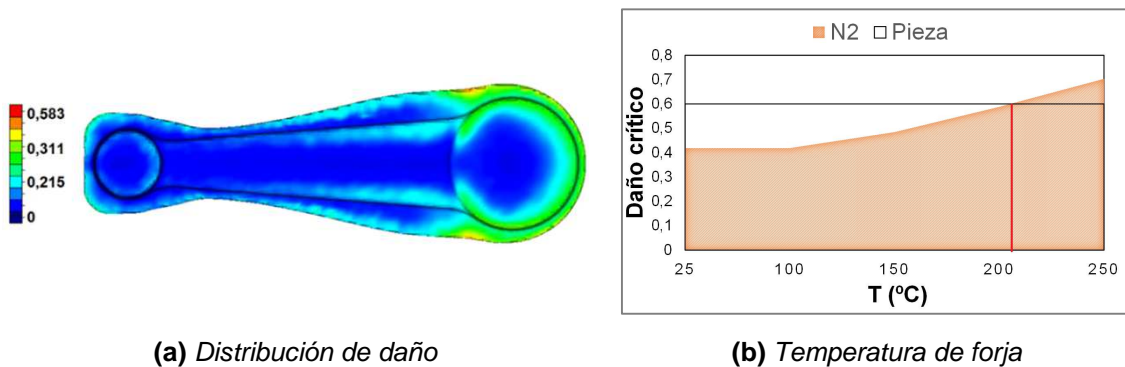
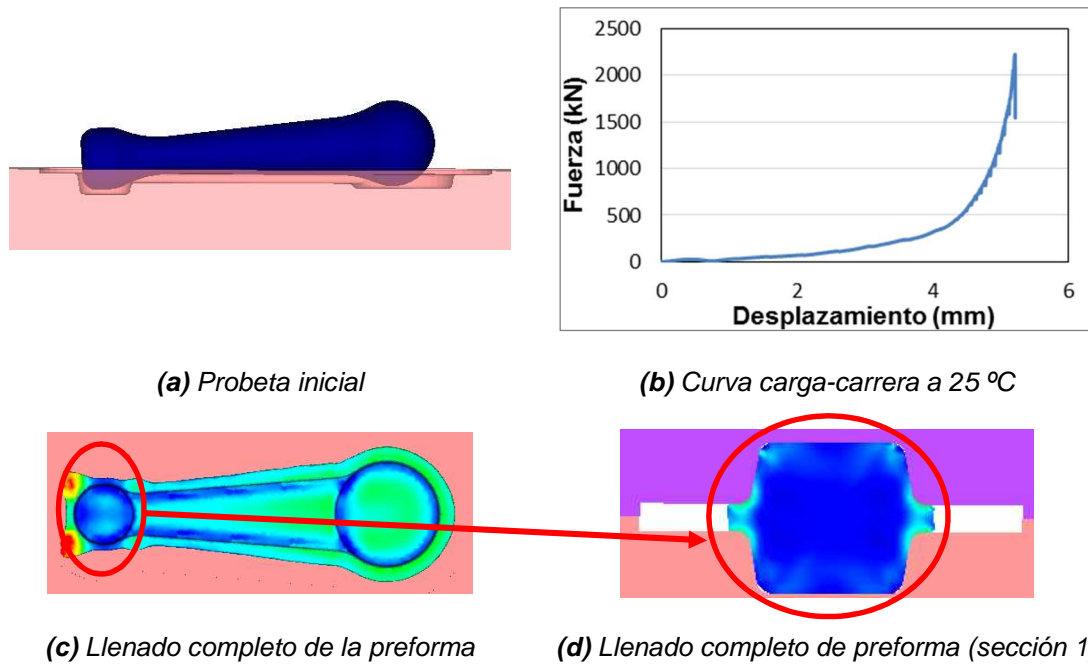


Figura 6.14. Distribución del daño.

### 6.3.1.3. Diseño final de la preforma

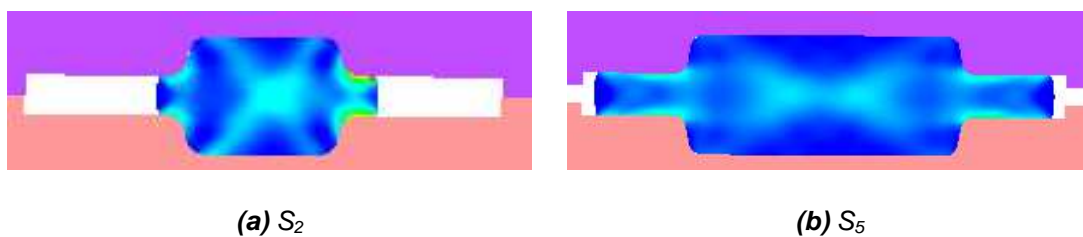
De lo observado en la simulación anterior (Figura 6.12), se ha planteado un diseño donde se ha aumentado la cantidad de material en las secciones con falta de llenado y disminuido, en las secciones con exceso de material. Además, se ha incluido una superficie de acuerdo entre el pie y el cuerpo, para facilitar el flujo de material en dicha zona, tal y como se observa en la Figura 6.15 (a). Asimismo, también se muestra la colocación de la probeta inicial sobre la matriz inferior, mientras que en la Figura 6.15 (c) y (d), se observa que el material rellena perfectamente la matriz y se reduce la rebaba, que era el

principal objetivo perseguido. Asimismo, Si se analiza la curva carga-carrera (Figura 6.15 (b)), se observa que no se supera el límite de 3000 kN.



**Figura 6.15.** Diseño final para la preforma [Fuertes et al., 2015 (b)].

Al estudiar la fluencia del material en las secciones 2 (Figura 6.16 (a)) y 5 (Figura 6.16 (b)), se puede observar que el llenado es completo, tanto en la unión del pie con el cuerpo, como en la cabeza y que el material fluye correctamente por toda la cavidad. Por todo ello, se establece esta geometría de huella y de geometría de la probeta inicial como definitivas, y se procede a diseñar la huella del segundo golpe.



**Figura 6.16.** Secciones internas del diseño final de la preforma.

En cuanto al daño impartido sobre la pieza, se aprecia en la Figura 6.17, que según lo mostrado en la Figura 5.16 es necesario elevar la temperatura de forja hasta un valor superior a 200 °C.

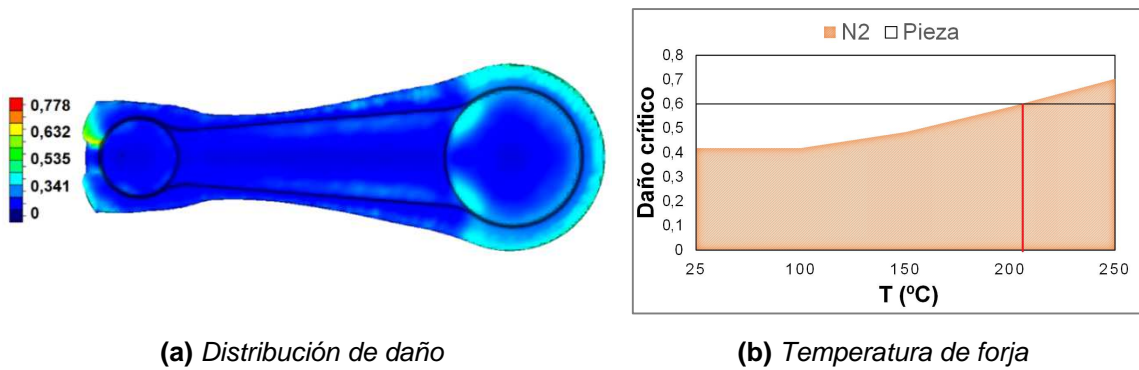


Figura 6.17. Distribución del daño.

Una vez que se ha diseñado la preforma, se continúa con el mismo procedimiento para diseñar la huella para el segundo golpe y así obtener la biela final. Para el diseño de la matriz del segundo golpe hay que tener en cuenta las dimensiones finales de la biela. En la Figura 6.18, se muestran las principales dimensiones de este elemento mecánico:

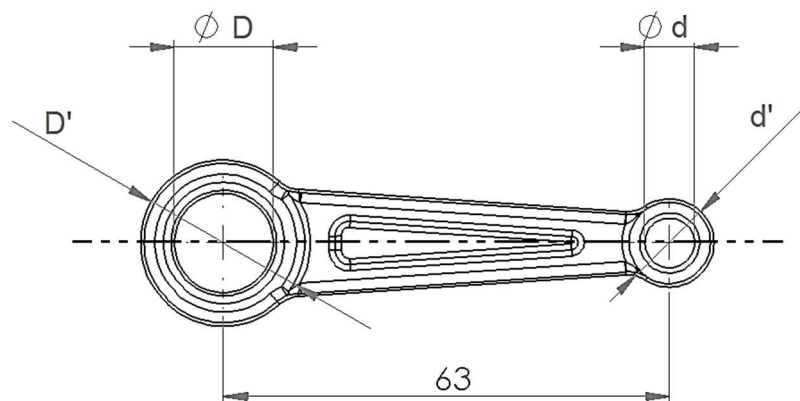


Figura 6.18. Dimensiones finales de la biela.

### 6.3.2. Diseño del segundo golpe del proceso de forja de la biela

En la primera etapa de diseño, para simular el segundo golpe se seleccionan las siguientes dimensiones:  $D = 13 \text{ mm}$ ,  $D' = 22 \text{ mm}$ ,  $d = 7 \text{ mm}$ ,  $d' = 12,5 \text{ mm}$ . Además, tal y como se ha mencionado anteriormente, la geometría de partida es la obtenida en el primer golpe.

#### 6.3.2.1. Primer diseño de la biela

En la Figura 6.19 (a) se muestra cómo la biela final tiene un exceso de rebaba, que produce un aumento de la fuerza, hasta el punto en que supera el límite establecido para la prensa hidráulica (Figura 6.19 (b)). Por lo tanto, es necesario realizar un rediseño.

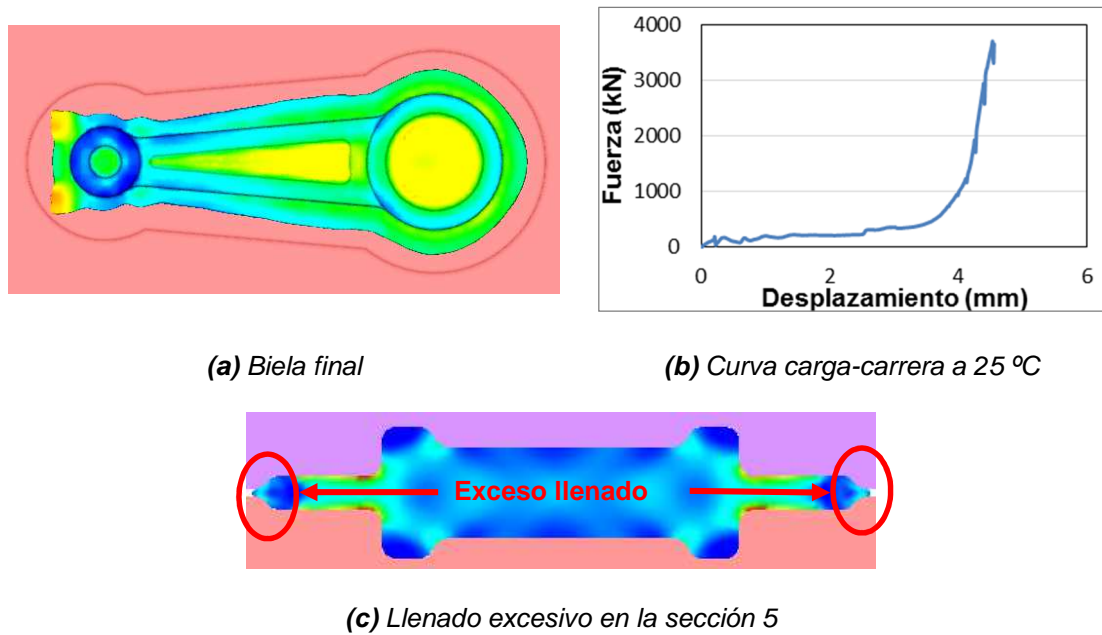


Figura 6.19. Primer diseño para la biela [Fuertes et al., 2015 (b)].

En la Figura 6.19 (c), se observa con mayor detalle el exceso de material en la cabeza de la biela final, que es la principal causa de la excesiva fuerza de forjado.

Por otro lado, en la Figura 6.20, se puede apreciar que el llenado en el pie (Figura 6.20 (a)) y en el cuerpo (Figura 6.20 (b)) es correcto. Se muestra que la fluencia y la cantidad de material son adecuadas, por lo que no es necesario modificar la huella en estas zonas.



Figura 6.20. Secciones internas del primer diseño del segundo golpe.

En la zona del pie, se observa que el llenado es correcto. Sin embargo, en la cabeza existe un exceso de material que es la causante de que la fuerza sea tan alta. Por ello, se decide reducir las dimensiones de  $D'$ , para que se reduzca el exceso de rebaba.

### 6.3.2.2. Segundo diseño de la biela

Se simula la huella con las dimensiones de la Figura 6.18, excepto  $D'$  que se aumentó hasta un valor de 24 mm. Al realizar la simulación, se observa

que el aumento de  $D'$  es excesivo, ya que el llenado no es adecuado, tal y como se muestra en la Figura 6.21 (a). Por lo tanto, y a pesar de que la curva carga-carrera (Figura 6.21 (b)), se encuentra dentro de los límites permitidos de fuerza es necesario realizar un nuevo rediseño, para ajustar el llenado de la matriz en la cabeza de la biela.

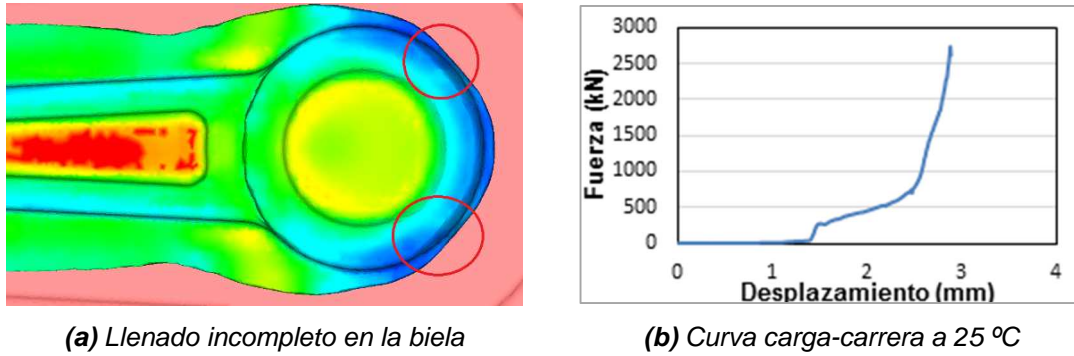


Figura 6.21. Segundo diseño para la biela [Fuertes et al., 2015 (b)].

Si se estudia el daño, se puede observar en la Figura 6.22, que al igual que sucedía en el diseño anterior, es necesario elevar la temperatura de forja por encima de 215 °C, ya que sino aparecerán grietas en la cabeza de la biela tras el segundo golpe.

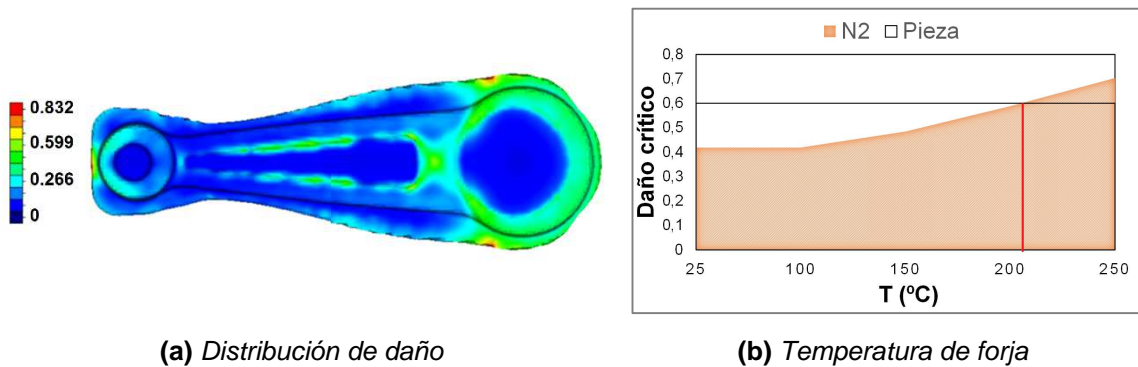
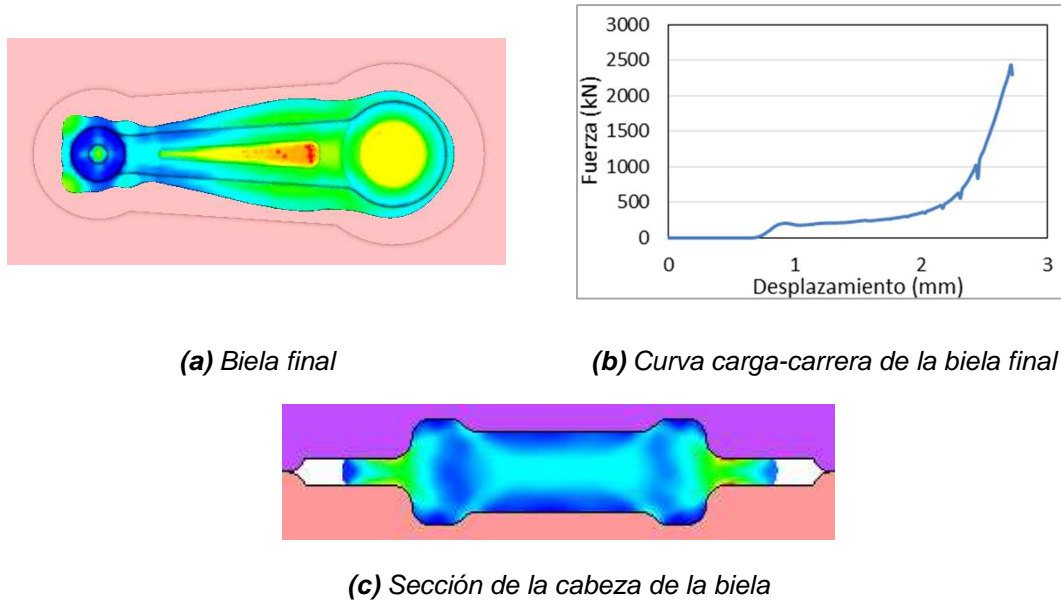


Figura 6.22. Distribución del daño.

### 6.3.2.3. Diseño final de la biela

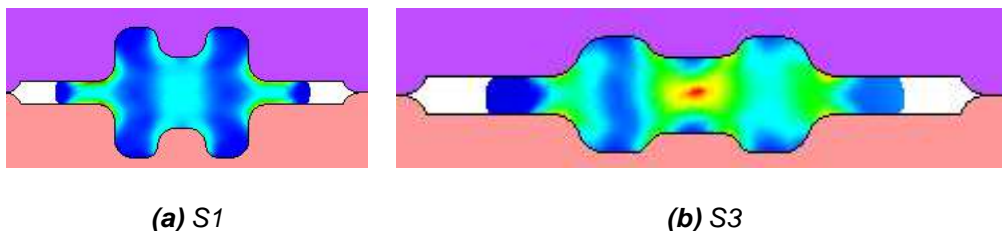
Finalmente, se selecciona un  $D'$  menor que en el diseño anterior, en concreto,  $D' = 23,5$  mm y un  $D = 14$  mm. Tras el nuevo rediseño, en la Figura 6.23 (a) se observa que se produce un llenado completo de la matriz. Asimismo, la curva carga-carrera (Figura 6.23 (b)) muestra un buen ajuste en la fuerza de procesado, al no superar el límite de 3000 kN de la prensa.

En la Figura 6.23 (c), se muestra que el llenado de la zona de la cabeza es correcto, por lo que se ha solucionado el llenado incompleto del diseño anterior, con la nueva geometría. Por todo esto, se concluye satisfactoriamente el diseño del segundo golpe.



**Figura 6.23.** Diseño final para la biela [Fuertes et al., 2015 (b)].

Si se analizan las secciones transversales más importantes del segundo golpe de la biela (Figura 6.24), se puede observar que tanto la sección transversal del pie (Figura 6.24 (a)), como la del cuerpo (Figura 6.24 (b)) presentan un llenado completo y una correcta fluencia. En concreto, cabe destacar, que la sección del pie de la biela (Figura 6.24 (a)) presenta, a pesar de su complejidad, un completo llenado y no se aprecia un exceso de rebaba.



**Figura 6.24.** Secciones internas del diseño final.

Si se estudia el daño, se puede observar en la Figura 6.25, que al igual que sucedía en el diseño anterior es necesario elevar la temperatura de forja por encima de 215 °C, ya que si no aparecerán grietas en la cabeza de la biela tras el segundo golpe.

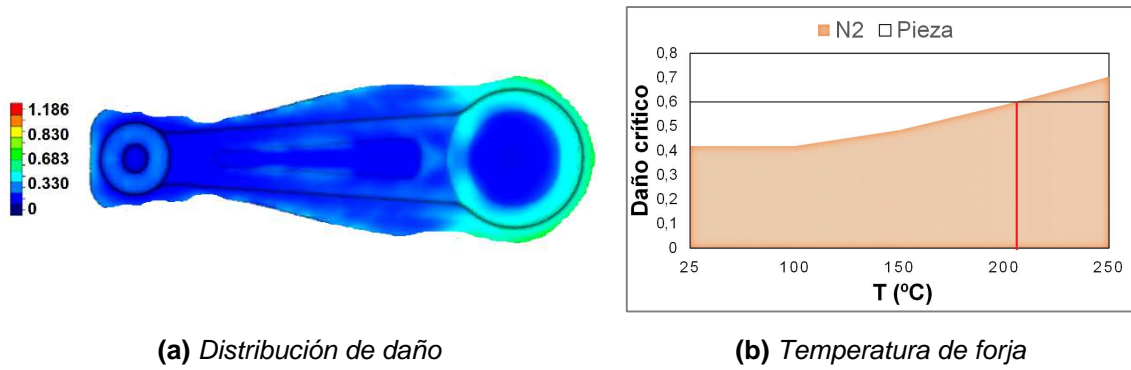


Figura 6.25. Distribución del daño.

Una vez se ha obtenido el diseño adecuado, con el fin de ahorrar costes de fabricación en las matrices, se diseña una matriz con dos huellas para poder realizar de forma rápida ambos golpes de prensado. Las huellas diseñadas mediante FV y FEM, se situaron en la diagonal de la matriz, tal y como se observa en la Figura 6.26.

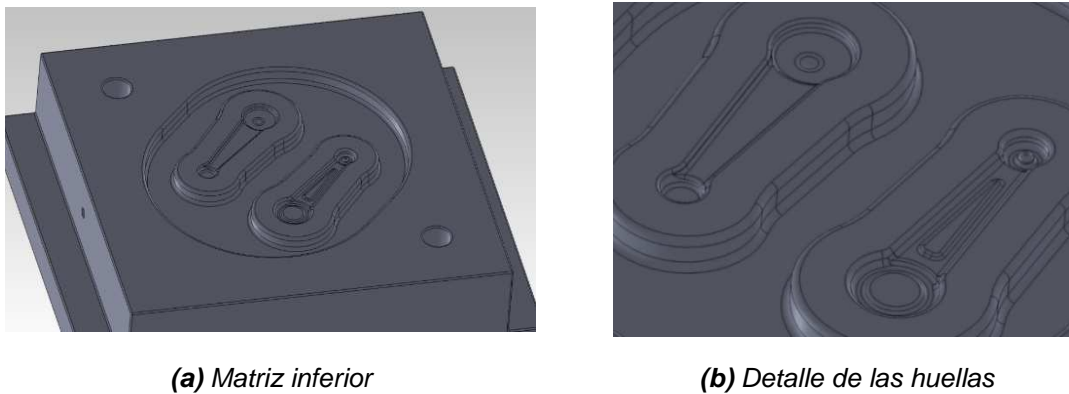


Figura 6.26. Diseño optimizado en CAD.

Dada la geometría esférica de la cabeza es necesario diseñar una huella, que permita apoyar bien la probeta, y así evitar que pueda moverse mientras es forjada. Para ello, se ha diseñado una pequeña huella de apoyo en la base de la preforma, como puede observarse en la Figura 6.26 (b).

La probeta inicial diseñada, se muestra en la Figura 6.27.

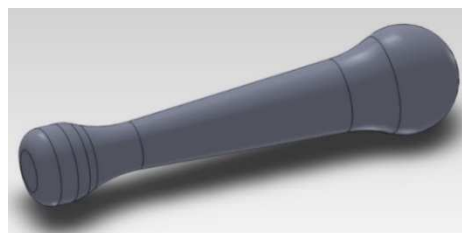
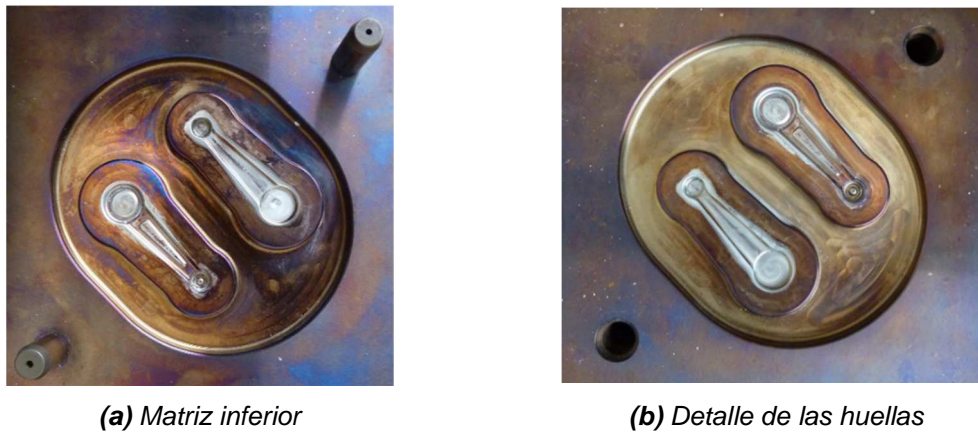


Figura 6.27. Geometría de la probeta inicial.

A continuación, se muestran las matrices definitivas en la Figura 6.28.



**Figura 6.28.** Matrices de las bielas fabricadas [Fuertes et al., 2015 (b)].

De esta forma, se han diseñado las huellas, para realizar la forja de la biela en dos golpes. Asimismo, se ha determinado que para evitar la aparición de grietas en la AA5083-N2 hay que realizar la forja a 250 °C.

#### 6.4. Análisis de la forja de bielas mediante elementos finitos

Aunque los elementos finitos presentan mayor precisión que los volúmenes finitos, también necesitan un mayor tiempo de cálculo, y por ello, los volúmenes finitos se suelen emplear para realizar el diseño de las huellas, tal y como se ha realizado en el apartado anterior. Una vez obtenidos los diseños de las huellas presentado en [Fuertes et al., 2016], se realizará una simulación en elementos finitos, con las condiciones reales del material (ley de fluencia de [León et al., 2016]) y del proceso, para determinar las variables que interesan estudiar, como: tensión, deformación, daño y temperatura con mayor precisión.

Partiendo del diseño de las matrices (Figura 6.26) y de la preforma (Figura 6.27) obtenidas en el apartado anterior, se va a exponer la simulación llevada a cabo, para fabricar la biela de la aleación de aluminio 5083, con un material de partida nanoestructurado, cuyas leyes de fluencia se introducen en la simulación.

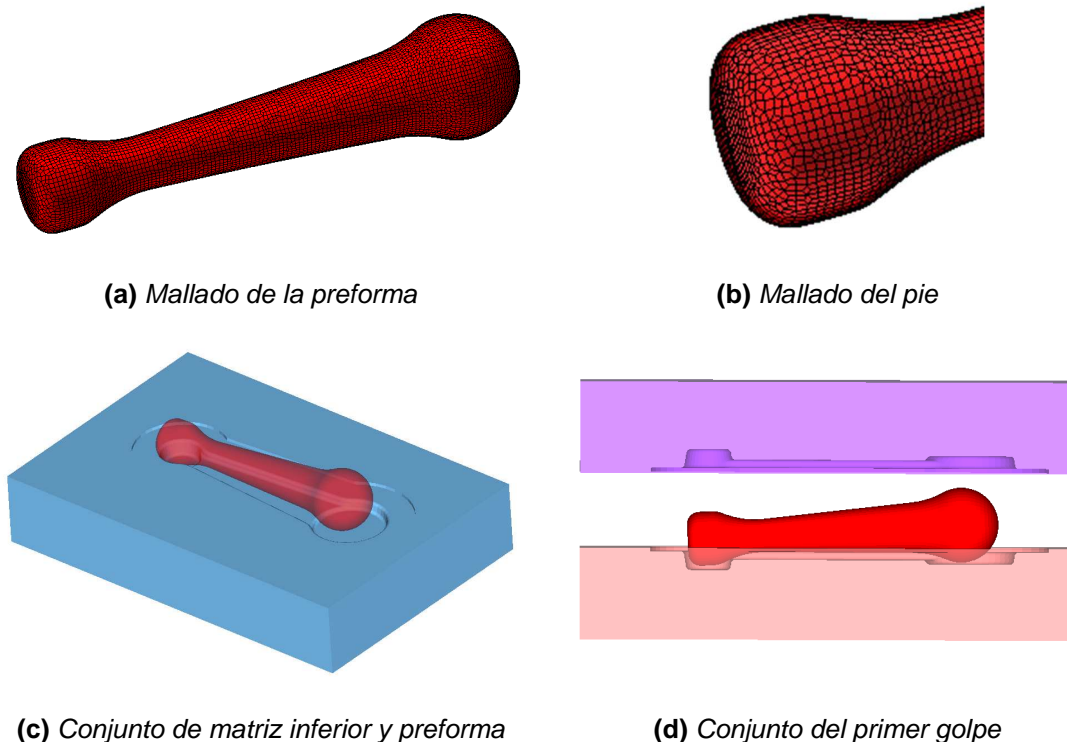
Tal y como se ha comentado en el análisis del diseño, el proceso de forja de la preforma, se trata de una forja isotérmica. Para este caso, se emplea una temperatura de 200 °C y se tiene en cuenta la convección con el medio,



que se encuentra a temperatura ambiente (25 °C). Una vez obtenida la simulación correcta, se vuelve a simular el proceso mediante elementos finitos empleando MarcMentat™, para obtener una mayor correlación con la realidad. El contacto simulado entre los tres cuerpos es del tipo *node to segment*, y el coeficiente de rozamiento seleccionado es de tipo Tresca, con un valor de 0,3 (Figura 6.29 (c) y (d)).

La malla de la preforma consiste en elementos del tipo *Overlay Hex* (con ocho nodos de integración), cuyo tamaño máximo es 0,6 mm y el mínimo de 0,25 mm. Asimismo, se selecciona un *coarsening factor* de 2. Estos parámetros se mantienen en los posteriores remallados, que se realizan durante la simulación cada 25 incrementos. Este mallado da a lugar a un número de 24027 elementos, tal y como se muestra en la Figura 6.29 (a) y (b).

Por último, para la resolución de la simulación se emplea un *solver* del tipo *multifrontal sparse*, así como el uso de ocho procesadores, para reducir el tiempo de cálculo.



(a) Mallado de la preforma

(b) Mallado del pie

(c) Conjunto de matriz inferior y preforma

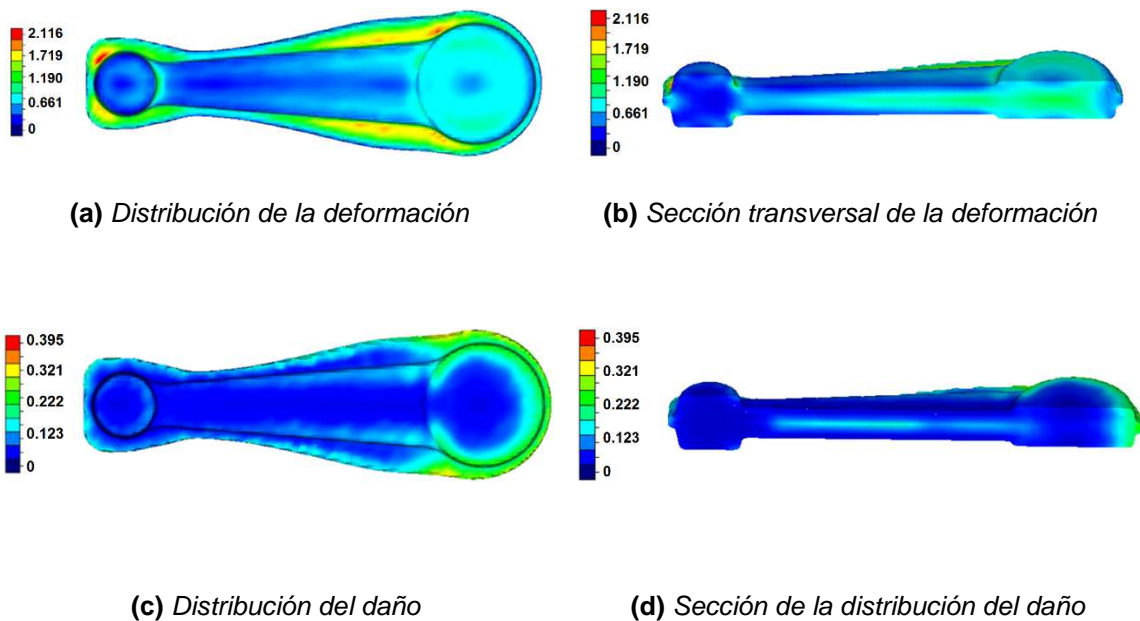
(d) Conjunto del primer golpe

**Figura 6.29.** Simulación del primer golpe de la fabricación de una biela circular.

Una vez se ha expuesto el proceso de simulación por elementos finitos del primer golpe para fabricar la biela, se van a comentar a continuación, los resultados obtenidos.

En la Figura 6.30 (a) y (b), se muestra la distribución de la deformación, tanto en el exterior, como en la sección intermedia del primer golpe de la biela. Se puede observar, que la mayor deformación aparece en la rebaba. Exceptuando la zona de material sobrante, los mayores valores de deformación (1,455) aparecen en las uniones de la cabeza y el pie de la biela, con el cuerpo.

En cuanto al daño, en las Figura 6.30 (c) y (d), se muestra que el mayor valor de daño aparece en la zona exterior de la cabeza, con un valor de 0,271. Esto significa que, atendiendo al estudio del daño crítico expuesto en esta Tesis Doctoral, no aparecerían grietas durante el primer golpe.

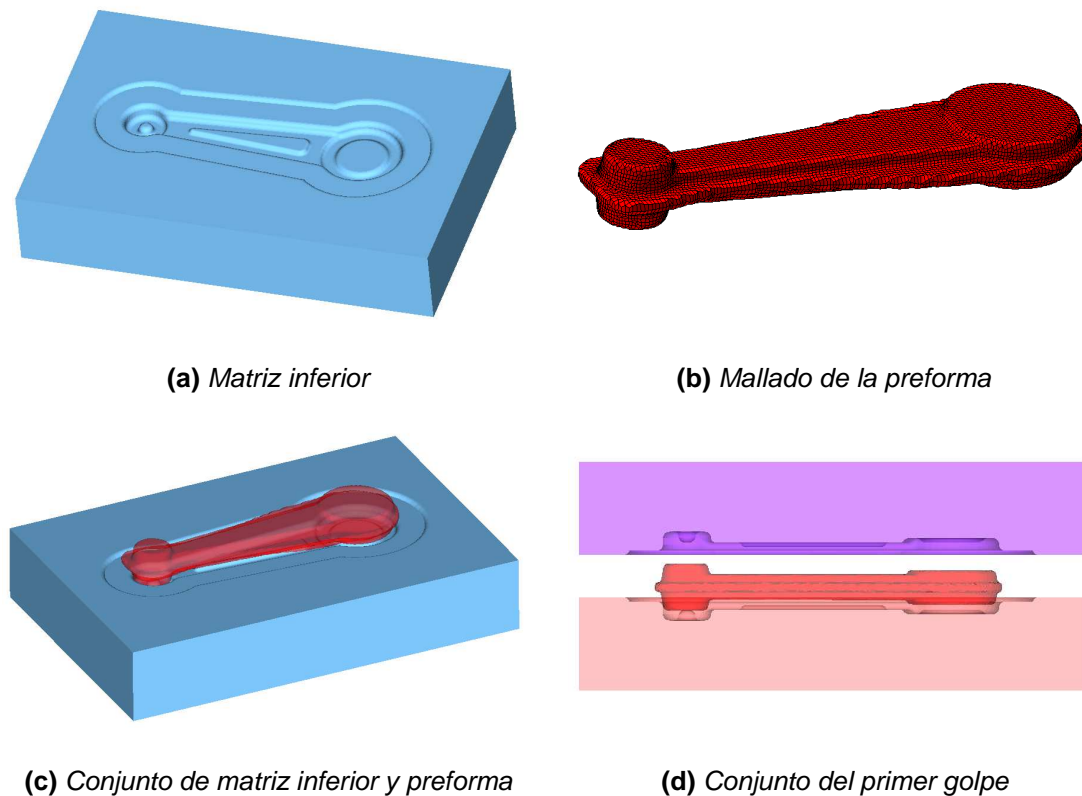


**Figura 6.30.** *Distribución de la deformación y del daño durante el primer golpe.*

Una vez que se ha modelizado por FEM el primer golpe, se procede a realizar el segundo y definitivo.

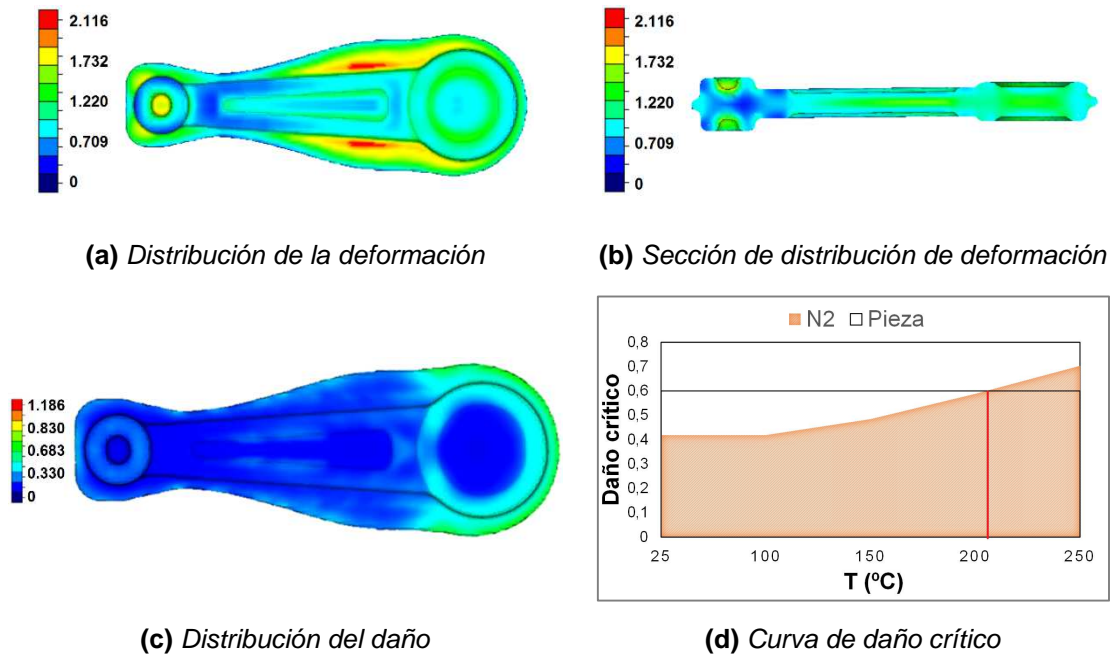
Las condiciones de contacto y temperatura, así como la ley de material asignada son las mismas, que en el primer golpe. Lo mismo ocurre con los parámetros del *solver*. Sin embargo, la principal diferencia entre la simulación del segundo golpe y el primero es el mallado inicial. Para el mallado de la preforma, se emplea la malla de los elementos del último incremento calculado

en la simulación del primer golpe. Asimismo, se introduce un pre-estado, como condición inicial, que consiste en traspasar todos los valores de tensión, deformación, temperatura y daño a la malla importada, para proseguir la simulación del proceso de forja de la biela (Figura 6.31 (b)).



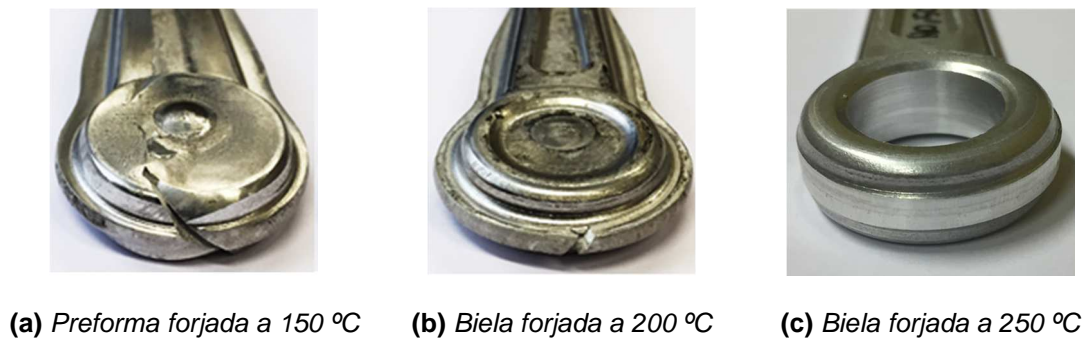
**Figura 6.31.** Simulación del segundo golpe de la fabricación de una biela circular.

Una vez se ha mostrado cómo se realiza la simulación del segundo golpe, para obtener la biela final, a continuación, se van a comentar los resultados de la distribución de la deformación plástica y el daño. Respecto a la deformación, se puede observar en la Figura 6.32 (a) y (b) que el valor máximo dentro de la biela es de 1,476 y aparece, tanto en la zona de unión entre la cabeza y el pie con el cuerpo, como en la zona del nervio central. La menor deformación se aprecia en la zona interior del pie, con valores en torno a 0,5. Respecto al daño (Figura 6.32 (c) y (d)), se puede observar que la zona donde mayor valor alcanza, según el criterio de Crockroft-Latham, es en la superficie de la cabeza con valores en torno a 0,3. Por lo tanto, se puede concluir que la biela de AA5083-N2, no presentará grieta al ser forjada en dos pasos a una temperatura de 200 °C.



**Figura 6.32.** Distribución de la deformación y del daño durante el segundo golpe.

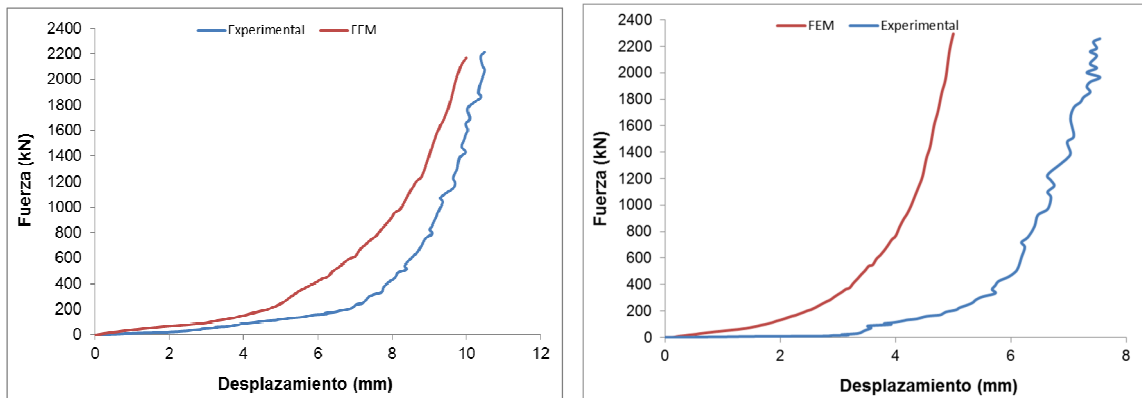
A continuación, en la Figura 6.33 se muestran tres casos de forja de una biela de AA5083-N2, a temperaturas de 150 °C (Figura 6.33 (a)), 200 °C (Figura 6.33 (b)) y 250 °C (Figura 6.33 (c)). Según el estudio del daño crítico referido a la AA5083, se predice que a temperaturas por debajo de 250 °C aparecerán grietas en el material. Para verificar esta conclusión, se forjan bielas de AA5083-N2 a 150 °C, 200 °C y 250 °C. Como se puede observar en la Figura 6.33, si la temperatura es inferior a 250 °C aparecen grietas, tal y como se había predicho mediante las simulaciones por elementos finitos.



**Figura 6.33.** Biela de AA5083-N2 forjada a distintas temperaturas.

Por último, en la Figura 6.34 se muestra una comparativa de las fuerzas de forja obtenidas experimentalmente, con las recogidas en las simulaciones por elementos finitos. La buena correlación existente entre ambas curvas indica

que las simulaciones se aproximan al comportamiento real del material, en el proceso de forja, para verificar las simulaciones.



(a) Comparativa curva carga-carrera en el primer golpe

(b) Comparativa curva carga-carrera en el segundo golpe

Figura 6.34. Comparativa de las curvas de carga-carrera experimental y por FEM.

## 6.5. Análisis de microdurezas y microscopía de la biela fabricada

A continuación, en este apartado se va a mostrar el estudio de las propiedades de las bielas, en función del estado de partida (N0 y N2). Para ello, se realizan un conjunto de microdurezas en tres zonas concretas, a cada una de las bielas fabricadas. Las zonas elegidas son: la sección transversal del pie (zona 1), la zona superior del nervio (zona 2) y la sección transversal de la cabeza (zona 3). Se han seleccionado estas tres secciones, debido a que en las zonas de la cabeza y el pie se va a estudiar el desgaste y la zona del nervio es la que más deformación acumula, según se ha apreciado en las simulaciones por elementos finitos. En la Figura 6.35 (a), se muestran las tres zonas comentadas. Asimismo, dentro de cada zona se registran cinco mediciones a lo largo de la sección, las cuales pueden observarse en la Figura 6.35 (b).

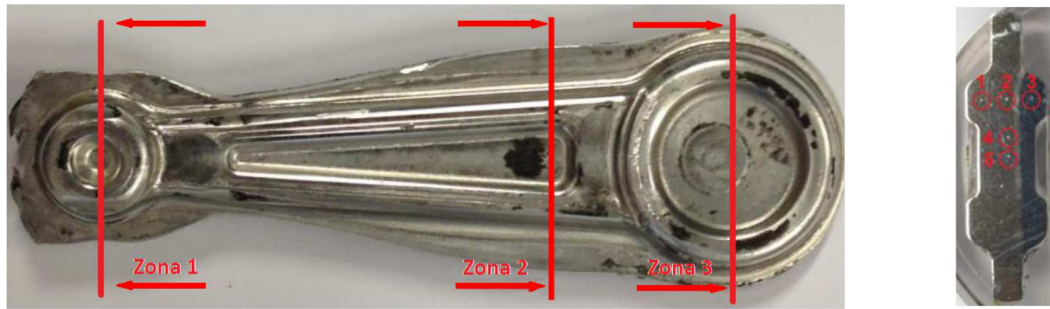


Figura 6.35. Zonas de estudio de la biela para la obtención microdurezas.

A continuación, en la Figura 6.36 se pueden apreciar los puntos seleccionados, donde se han realizado las microdurezas, para cada una de las secciones de corte.

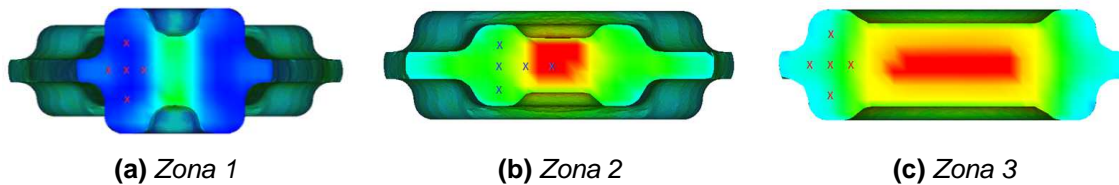


Figura 6.36. Zonas de las identificaciones.

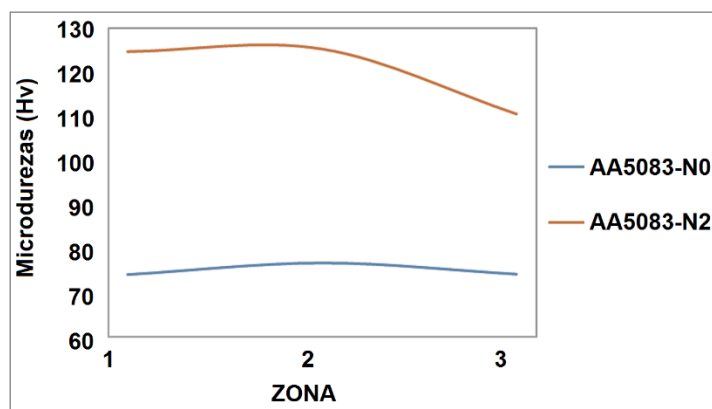
### 6.5.1. Análisis de microdurezas en la biela fabricada

Los resultados de las mediciones de microdurezas pertenecientes a cada uno de los casos estudiados, se muestran en la Tabla 6.I. Asimismo, se puede observar para cada zona, tanto el valor medio de la deformación de cada una de las bielas, como la desviación de las medidas, así como la media y desviación típica del conjunto de todas las mediciones. Se puede apreciar por norma general, que la mayor desviación en la microdureza tiene lugar en la zona dos, que es la menos homogénea, puesto que en la parte central se acumula más deformación debido a la forja del nervio. Como cabía esperar, la biela con mayor dureza es aquella forjada a 250 °C, a partir de la AA5083 previamente nanoestructurada por ECAP.

AA5083-N0 380 °C			AA5083-N2 250 °C		
Zona 1	Zona 2	Zona 3	Zona 1	Zona 2	Zona 3
76,1	77,6	73,0	125,7	124,3	114,9
73,0	75,6	74,1	123,2	123,6	115,7
73,6	77,3	73,1	124,6	119,3	102,8
73,8	76,3	75,2	125,0	128,6	101,8
74,0	76,9	75,7	124,9	130,9	117,0
74,1	76,7	74,2	124,7	125,3	110,5
1,2	0,8	1,2	0,9	4,5	7,5
MEDIA: 75,0 DESV: 1,6			MEDIA: 120,2 DESV: 8,5		

Tabla 6.I. Microdurezas de todas las bielas para la AA5083.

A continuación, se presentan gráficamente los resultados obtenidos en las microdurezas pertenecientes a la AA5083. Se observa que la tendencia de las tres curvas es la misma (Figura 6.37). En este caso la zona 3 es la de menor dureza y la zona 2, la que mayor valor presenta. La diferencia entre los valores obtenidos para la forja isotérmica, entre la AA5083-N0 forjada a 380 °C y la AA5083-N2 forjada a 250 °C es de un 40 %. Como la biela forjada a 250 °C no presenta defectos, tal y como se había previsto en el análisis del daño, se considera que es el mejor caso de los estudiados, para obtener mejores propiedades mecánicas con una AA5083.



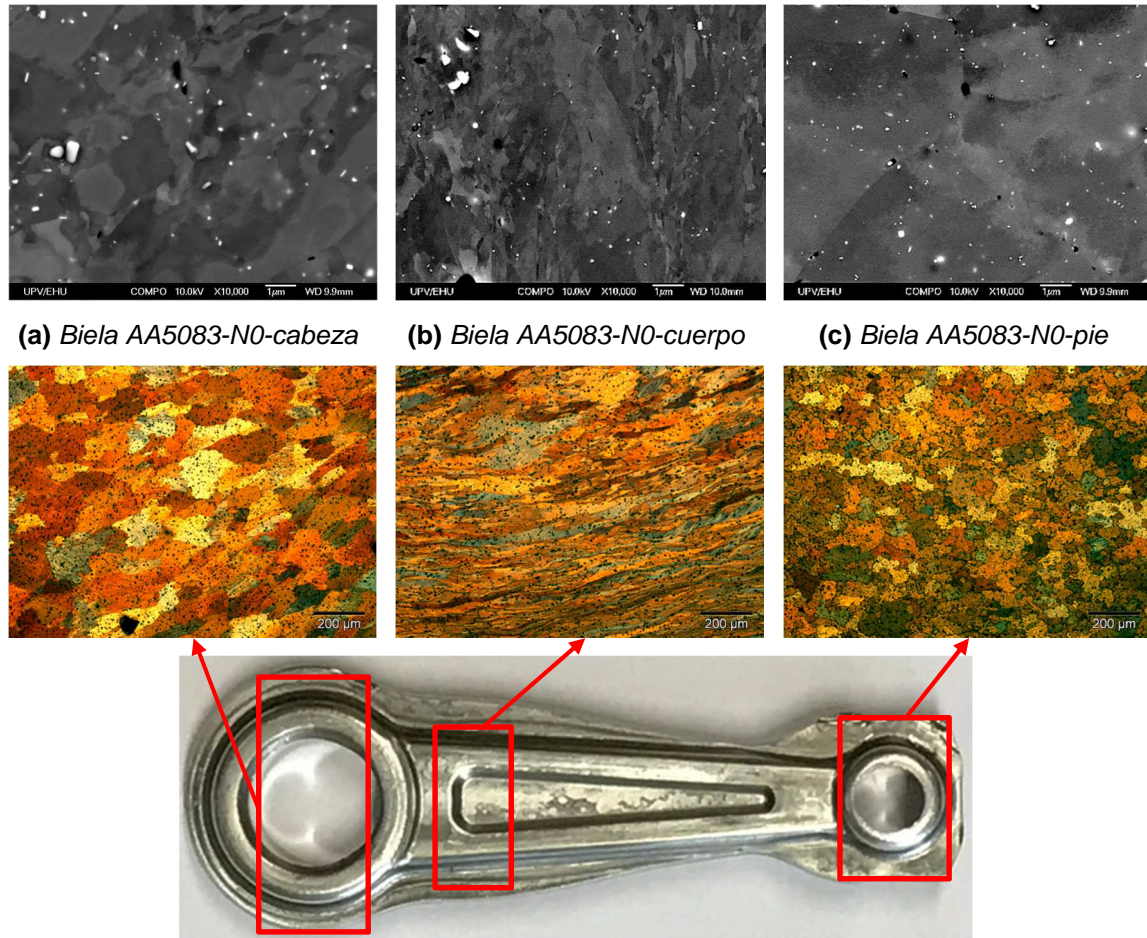
**Figura 6.37.** Microdurezas en diferentes zonas de la biela y a diferentes temperaturas para la AA5083 en N0 y N2.

### 6.5.2. Análisis mediante microscopía óptica y electrónica

Tras haber mostrado los resultados numéricos obtenidos en la medición de microdurezas, en este apartado se va a proceder a exponer el estudio de la microestructura de las bielas de AA5083. Este estudio sirve para apoyar las conclusiones obtenidas en las microdurezas, para cada uno de los dos estados de partida. Asimismo, para poder observar de una manera más precisa la estructura submicrométrica, se muestra para cada zona una micrografía óptica y otra obtenida mediante microscopía electrónica de barrido (SEM).

En la Figura 6.38 se observa que el tamaño de grano inicial de partida de la AA5083-N0 es aproximadamente de 200  $\mu\text{m}$ . Se puede apreciar que en la zona central del nervio existe un mayor alargamiento en los granos, que explica el mayor valor de deformación en esa zona (zona 2). Esto es debido a la fluencia del material durante el proceso de forja, ya que los granos están alineados en la dirección del flujo. Por otro lado, en la cabeza y en el pie, se

observa que los granos tienen poca deformación. Si se analizan las microscopías obtenidas mediante SEM (a 10000 aumentos), los tamaños de grano de cada una de ellas (cabeza, cuerpo y pie) muestran una concordancia con lo mostrado en las micrografías ópticas. Los granos en la cabeza y en el pie tienen un tamaño relativamente homogéneo y superior a  $1\ \mu\text{m}$ , mientras que en el cuerpo, el grano está deformado en la dirección de fluencia del material y tiene un tamaño irregular.



**Figura 6.38.** Micrografías de la AA5083-N0.

Para una biela de AA5083-N2, se puede observar primeramente en la Figura 6.39, que los granos se hallan predeformados por ECAP debido a la presencia de bandas de deformación. Nuevamente, la zona más deformada es el cuerpo de la biela, donde los granos presentan una geometría alargada, como consecuencia del proceso de forja. Asimismo, se aprecia que el tamaño de grano de la cabeza y el pie es más homogéneo que en el cuerpo. Por otra parte, se observan gran cantidad de bandas de deformación en el interior.



Para mostrar con mayor detalle el tamaño del grano y poder compararlo con el obtenido en la AA5083-N0, se han incorporado micrografías obtenidas mediante SEM (a 25000 aumentos). Se observa que los granos en la cabeza y en el pie tienen un tamaño relativamente homogéneo, mientras que en el cuerpo hay más heterogeneidad. Lo más destacable es que en las tres zonas, el tamaño de grano es inferior a  $1\ \mu\text{m}$ , por lo que se obtiene una estructura de grano submicrométrica. Esto es debido al procesado por ECAP previo a la forja, al que se ha sometido a la AA5083-N2. Por ello, las propiedades mecánicas de la AA5083-N2 son mejores que las de la AA5083-N0.

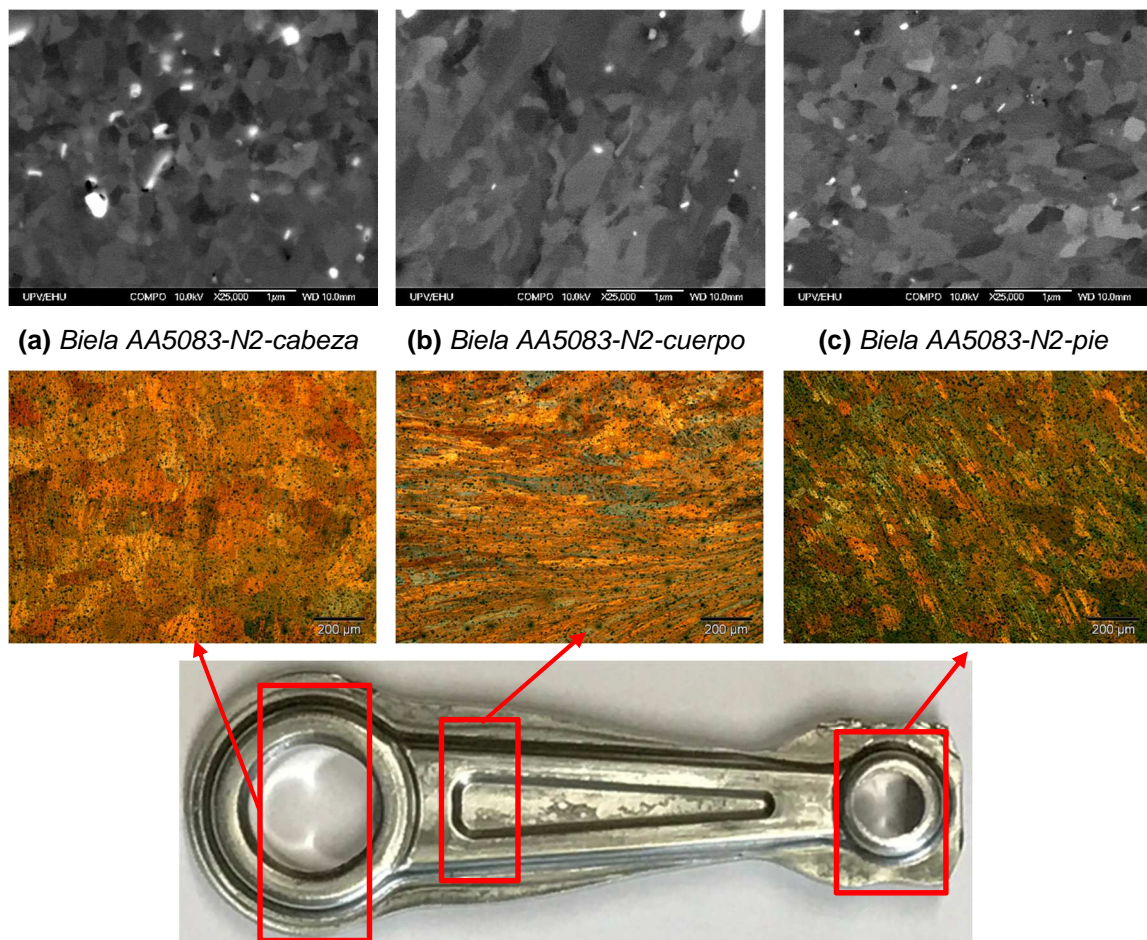


Figura 6.39. Micrografías de la AA5083-N2.

## 6.6. Conclusiones

En este capítulo de la Tesis Doctoral se ha realizado el diseño de las matrices empleadas en la experimentación. Primeramente para el diseño, se han considerado aspectos generales para la fabricación de moldes, como son la contracción por enfriamiento, radios de acuerdo e introducción de ángulos de despulla. Asimismo, se han empleado diferentes estrategias para llevar a cabo todos los diseños, pero todas coinciden en el empleo de diferentes programas de simulación y de diseño asistido por ordenador. Se han mostrado un proceso iterativo para la mejora de los diseños teniendo en cuenta la fuerza de procesado, la deformación impartida y el daño producido a las probetas [Luri et al., 2016].

Para obtener un diseño adecuado de la huella del primer golpe, se ha requerido rediseñar, tanto la geometría de la matriz, como la de la probeta inicial, mientras que para diseñar el segundo golpe, solamente es necesario modificar la geometría de la huella. Para la realización de todo este proceso iterativo es necesario especificar todas las condiciones de contorno del proceso real, como la ley de comportamiento del material [León et al., 2016]. El diseño se ha llevado a cabo estudiando la fluencia del material en tres dimensiones, junto con el análisis de fluencia del material en cinco secciones concretas del molde.

Una vez se ha obtenido el diseño final, se ha encargado la posterior fabricación de dichas matrices, para proceder al estudio experimental de la fabricación de la biela en las condiciones ya estipuladas.

Finalmente, se ha estudiado la microestructura de las bielas en sus tres zonas principales (pie, cuerpo y cabeza) y se ha relacionado el tamaño y geometría del grano, con los valores de microdurezas obtenidos para la AA5083-N0 forjada a 380 °C y la AA5083-N2 forjada a 250 °C. Asimismo, se ha observado que la biela obtenida a partir de material previamente procesado por ECAP presenta un 40 % de dureza de más con respecto a la AA5083-N0 forjada a 380 °C.

# **CAPÍTULO 7**

## **Análisis del daño en funcionamiento de la biela fabricada**

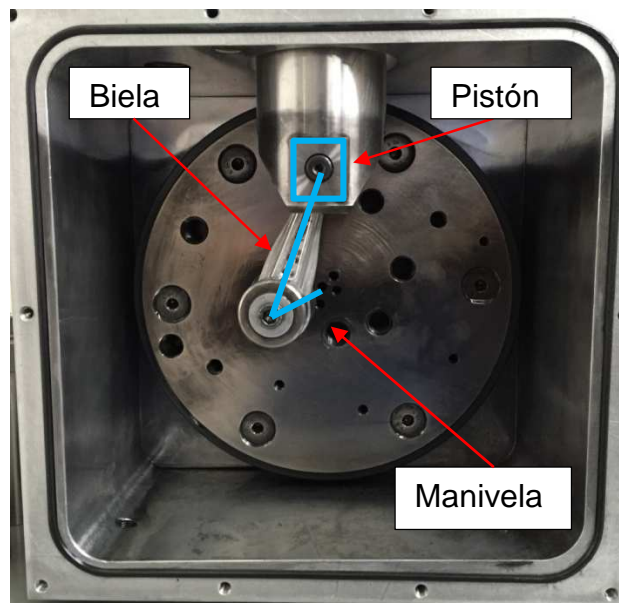


## **7. ANÁLISIS DEL DAÑO EN FUNCIONAMIENTO DE LA BIELA FABRICADA**

### **7.1. Introducción**

Como se ha visto anteriormente, los elementos fabricados y estudiados en esta Tesis Doctoral son bielas de la AA5083 obtenidas tanto a partir de material previamente procesado por ECAP, como a partir de material sin procesar previamente por ECAP. Las bielas forman parte de los mecanismos del tipo pistón-biela-manivela. Por ello, forma parte de una cadena cinemática, como la mostrada en la Figura 7.1.

Al igual que se ha mencionado en apartados anteriores, los resultados que se encuentran recogidos en este Capítulo están derivados de las actividades de investigación que se han realizado en el Proyecto Nacional DPI 2013-41954-P.



**Figura 7.1.** Mecanismo pistón-biela-manivela.

Existe por un lado, movimiento de los elementos y, por el otro, en los eslabones de unión, un movimiento relativo entre las piezas que componen el conjunto. De esta manera, se puede observar que existe un movimiento giratorio, en la articulación entre la biela y la manivela y un movimiento relativo oscilante, en la articulación de la biela con el pistón.

Como el mecanismo está ejerciendo una fuerza de compresión existe una fuerza en las uniones articuladas de la biela. Esta fuerza unida a la superficie de contacto entre la unión biela-manivela y biela-pistón creará unas presiones de contacto. Si se juntan las presiones de contacto y el deslizamiento relativo entre los cuerpos existirá desgaste de los elementos móviles. Por ello, en este capítulo se analizará el daño por desgaste en funcionamiento que experimenta la biela fabricada en esta Tesis Doctoral.

Por ello, se empleará el equipo para ensayos de bielas, el cual ha sido desarrollado en el marco del Proyecto de Investigación DPI 2013-41954-P. Con ello, es posible analizar el comportamiento en servicio de las bielas fabricadas. Tal y como se ha explicado en el Capítulo de equipamiento empleado, un motor unido al disco-manivela hace girar el mismo generando un movimiento del pistón, que tiene que comprimir un muelle, de tal forma que aparecen fuerzas variables en las uniones biela-manivela y biela-pistón.

## **7.2. Análisis del daño en la biela debido a fenómenos de fatiga**

En cada giro de la manivela aparecen fuerzas variables en el pie y en la cabeza de la biela, dando lugar a fenómenos de fatiga. Por lo tanto, cuando se diseña una biela, se busca que tenga una vida infinita a fatiga. Con la finalidad de determinar cuál es la carga que puede soportar la biela diseñada, sin que aparezcan fenómenos de fatiga, se ha realizado una simulación por elementos finitos, así como un análisis experimental.

En este Capítulo, se va a analizar el desgaste de las bielas y para ello, se realiza un estudio de fatiga para determinar una carga que asegure, que la vida útil de las bielas esté por encima de  $10^7$  ciclos.

Para realizar el estudio a fatiga de la biela, se realizará una simulación en tracción para obtener las tensiones, a las que se somete a la biela. Estos valores determinados mediante simulaciones por elementos finitos, junto con los obtenidos mediante los ensayos experimentales de fatiga determinan, tanto las tensiones medias y variables, como la estimación de la vida útil de la biela bajo estas condiciones.

### 7.2.1. Generación del modelo FEM del Ensayo de Fatiga a Tracción y Compresión

Las bielas fabricadas mediante forja isotérmica, se mecanizan para eliminar las rebabas, tal y como se observa en la Figura 7.2.

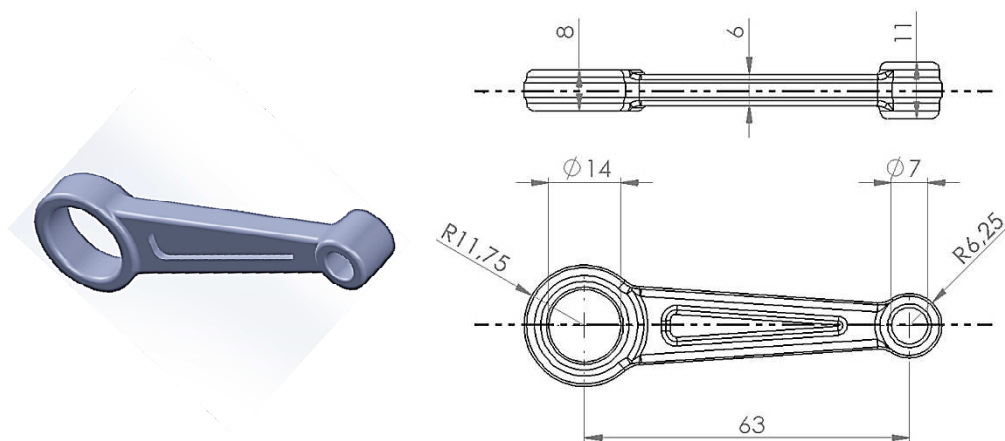


(a) Biela con rebaba

(a) Biela sin rebaba

Figura 7.2. Biela fabricada de AA5083-N2.

Se realiza un modelo en CAD de la geometría con las dimensiones de la biela mecanizada, tras la forja isotérmica, tal y como se observa en la Figura 7.3. Con esta geometría, se realiza un modelo en elementos finitos, con el objetivo de analizar las tensiones, que aparecen en la biela durante los ensayos de fatiga. Para analizar la fatiga, se emplearán ensayos de tracción-tracción, ya que son más restrictivos, que los ensayos compresión-compresión. Estas pruebas se realizarán de forma experimental, para verificar los modelos de FEM.



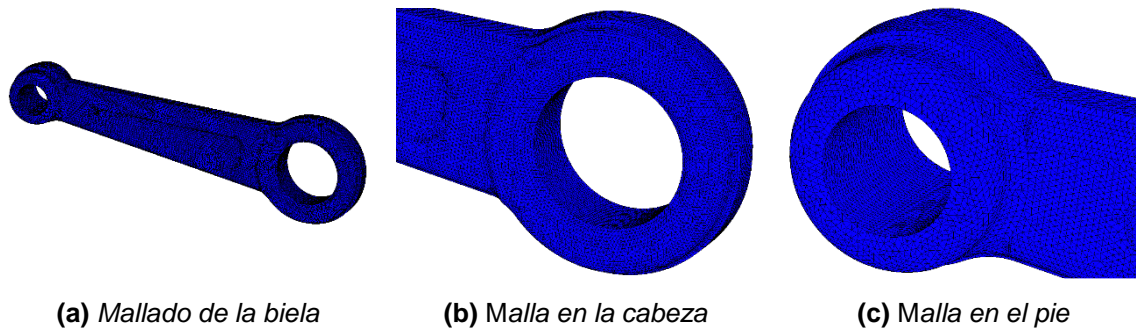
(a) Modelo en CAD

(b) Dimensiones de la biela (mm)

Figura 7.3. Biela fabricada.

Una vez se importa el modelo en CAD, se procede a realizar el mallado del sólido (Figura 7.4 (a)), con especial detalle en la cabeza (Figura 7.4 (b)), el

pie (Figura 7.4 (c)) y los radios de acuerdo de la misma empleando el programa MarcMentat™, tal y como se observa en la Figura 7.4.

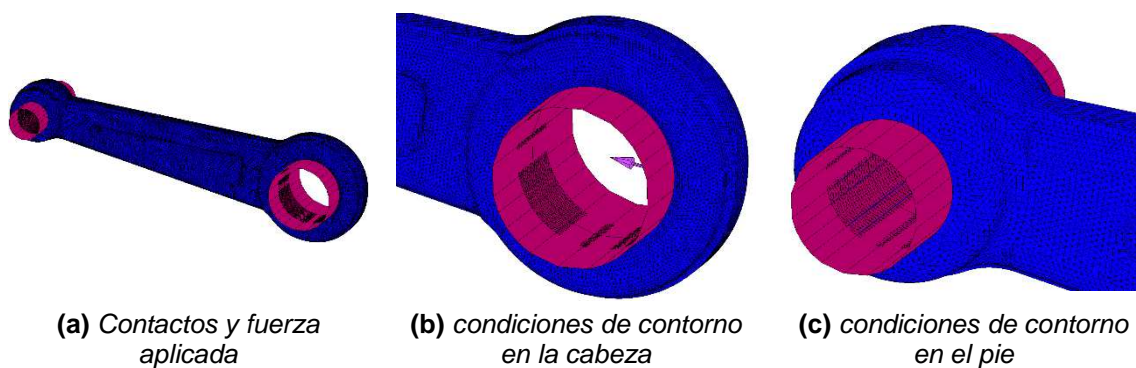


**Figura 7.4.** Mallado de la biela.

Una vez que se ha mallado el modelo, es necesario establecer las propiedades del material a estudiar, en este caso, la AA5083. Para incluir sus propiedades mecánicas, se introduce un módulo de Young de 70000 MPa, un coeficiente de Poisson de 0,3 y la ley de fluencia que se ha mostrado en el Capítulo 4.

Tras definir las propiedades del material, el siguiente paso a seguir es el de definir los contactos que se producen en la simulación. Para ello, se emplea un contacto rígido tanto para el pie, como para la cabeza de la biela. Los contactos rígidos están formados por dos cilindros que simulan los bulones, que se alojan en el pie y la cabeza de la biela.

Una vez definidos los contactos, es necesario establecer una serie de condiciones de contorno (Figura 7.5 (a)), en concreto, al contacto del pie se le impone una condición de no desplazamiento (Figura 7.5 (c)) y al contacto de la cabeza se le aplica una fuerza de tracción (Figura 7.5 (b)), que transmitirá la fuerza de tracción.

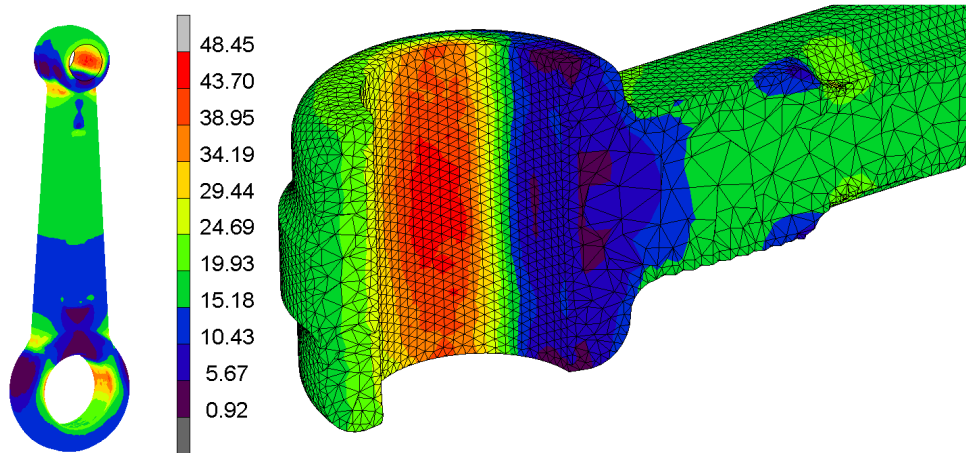


**Figura 7.5.** Contactos y fuerza aplicada.



En estas simulaciones, el valor de la fuerza aplicada en la cabeza de la biela es de 1 kN a tracción, tal y como se observa en la Figura 7.5.

Cuando se aplica la carga de 1 kN, la tensión equivalente de Von Mises obtenida en la simulación, se observa en la Figura 7.6.



**Figura 7.6.** Tensión Equivalente de Von Mises cuando la carga es de 1 kN en el caso de tracción.

Como se muestra en la Figura 7.6, la tensión equivalente de Von Mises máxima aparece en el pie de la biela, en concreto, en la superficie interior que se encuentra en contacto con el bulón. Por otro lado, el tensor de tensiones en la zona crítica para los casos de tracción en función de la fuerza de tracción ( $Fuerza_t$ ) expresada en kN se muestra respectivamente en la Ecuación 7.1.

$$\sigma_{tracción} = Fuerza_t \begin{pmatrix} 53,84 & -13,74 & 0,92 \\ -13,74 & 3,89 & 0,89 \\ 0,92 & 0,89 & 17,32 \end{pmatrix} \quad (7.1)$$

Para calcular la fatiga es necesario saber la tensión variable ( $\sigma_a$ ) y la tensión media ( $\sigma_m$ ) y a partir de ellas, determinar la tensión variable equivalente ( $\sigma_{tracción\_aeq}$ )

Para calcular dichos tensores es necesario conocer la evolución de las fuerzas para determinar las tensiones máximas y mínimas y, a partir de dichas tensiones, calcular la tensión media ( $\sigma_m$ ) y la tensión variable ( $\sigma_a$ ), mediante la Ecuación 7.2 y la Ecuación 7.3, tal y como se muestra en la Figura 7.7.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (7.2)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (7.3)$$

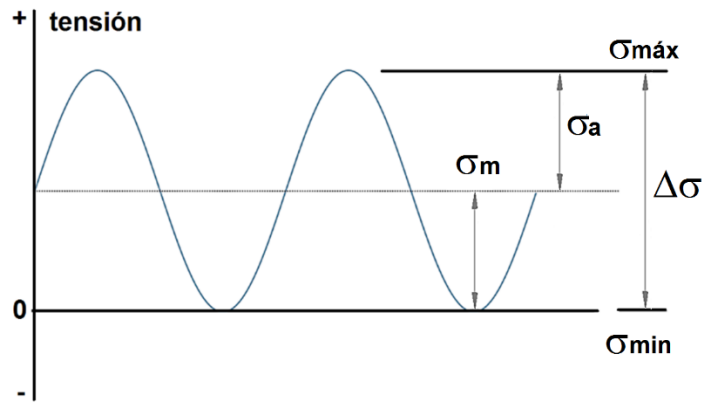


Figura 7.7. Esfuerzos fluctuantes.

En el caso de fatiga, que se realiza a tracción, fijando la fuerza máxima ( $F_{max}$ ) y la fuerza mínima ( $F_{min}$ ) en la maquina universal de ensayos, se pueden determinar los tensores de tensiones máximo y mínimo, tal y como se muestra en la Ecuación 7.4 y la Ecuación 7.5.

$$\sigma_{tracción\_max} = F_{max} \begin{pmatrix} 53,84 & -13,74 & 0,92 \\ -13,74 & 3,89 & 0,89 \\ 0,92 & 0,89 & 17,32 \end{pmatrix} \quad (7.4)$$

$$\sigma_{tracción\_min} = F_{min} \begin{pmatrix} 53,84 & -13,74 & 0,92 \\ -13,74 & 3,89 & 0,89 \\ 0,92 & 0,89 & 17,32 \end{pmatrix} \quad (7.5)$$

Sustituyendo la Ecuación 7.4 y la Ecuación 7.5 en la Ecuación 7.2 y la Ecuación 7.3, se obtiene la Ecuación 7.6 y la Ecuación 7.7, que es de donde se obtiene la tensión media y variable, a la que se somete al componente.

$$\sigma_{tracción\_m} = \frac{F_{max}+F_{min}}{2} \begin{pmatrix} 53,84 & -13,74 & 0,92 \\ -13,74 & 3,89 & 0,89 \\ 0,92 & 0,89 & 17,32 \end{pmatrix} \quad (7.6)$$

$$\sigma_{tracción\_a} = \frac{F_{max}-F_{min}}{2} \begin{pmatrix} 53,84 & -13,74 & 0,92 \\ -13,74 & 3,89 & 0,89 \\ 0,92 & 0,89 & 17,32 \end{pmatrix} \quad (7.7)$$

Calculando los tensores de la Ecuación 7.6 y la Ecuación 7.7 en los ejes principale, se obtienen los tensores de la Ecuación 7.8 y la Ecuación 7.9.

$$\sigma_{tracción\_m} = \frac{F_{max}+F_{min}}{2} \begin{pmatrix} 57,38 & 0 & 0 \\ 0 & 17,38 & 0 \\ 0 & 0 & 0,29 \end{pmatrix} \quad (7.8)$$

$$\sigma_{tracción\_a} = \frac{F_{max}-F_{min}}{2} \begin{pmatrix} 57,38 & 0 & 0 \\ 0 & 17,38 & 0 \\ 0 & 0 & 0,29 \end{pmatrix} \quad (7.9)$$

Según [Avilés, 2005] y [Stephens et al., 2001], para calcular la tensión variable equivalente ( $\sigma_{tracción\_aeq}$ ) no hay más que aplicar el criterio de Von Mises al tensor ( $\sigma_{tracción\_a}$ ) obteniéndose la Ecuación 7.10.

$$\sigma_{tracción\_aeq} = 71,77 \left( \frac{F_{max} - F_{min}}{2} \right) \quad (7.10)$$

Para calcular la tensión media equivalente ( $\sigma_{tracción\_meq}$ ), según [Avilés, 2005] y [Stephens et al., 2001] hay que aplicar el criterio de Von Mises al tensor ( $\sigma_{tracción\_m}$ ) poniéndole signo positivo, si los valores principales del tensor medio suman una cantidad positiva y negativo, si dicha suma es negativa. Siguiendo este criterio se obtiene la Ecuación 7.11.

$$\sigma_{tracción\_meq} = 71,77 \left( \frac{F_{max} + F_{min}}{2} \right) \quad (7.11)$$

Tal y como se explica en [Avilés, 2005] y [Stephens et al., 2001], con la tensión media equivalente ( $\sigma_{meq}$ ) y tensión variable equivalente ( $\sigma_{aeq}$ ), se puede calcular la tensión equivalente de fatiga ( $\sigma_{Nf}$ ), tal y como se muestra en la Figura 7.8.

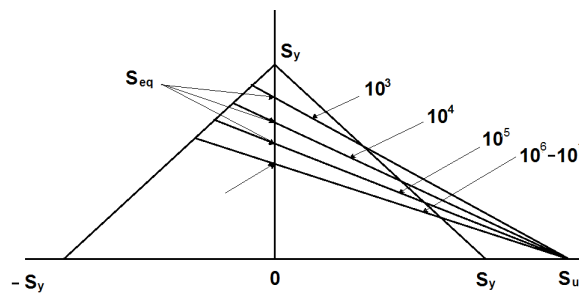


Figura 7.8. Esfuerzos fluctuantes.

La tensión equivalente de fatiga ( $\sigma_{Nf}$ ) es una tensión pura alterna, que es equivalente al ciclo con tensión media equivalente ( $\sigma_{meq}$ ) y tensión variable equivalente ( $\sigma_{aeq}$ ). Dicha tensión se puede calcular mediante la Ecuación 7.12, donde ( $\sigma_u$ ) es la tensión última del material que se ensaya.

$$\sigma_{Nf} = \frac{\sigma_u}{\sigma_u - \sigma_{meq}} \sigma_{aeq} \quad (7.12)$$

Aplicando la Ecuación 7.12, a la Ecuación 7.10 y la Ecuación 7.11 se obtiene la Ecuación 7.13.

$$\sigma_{tracción\_Nf} = \frac{71,77 \sigma_u \left( \frac{F_{max} - F_{min}}{2} \right)}{\sigma_u - 71,77 \left( \frac{F_{max} + F_{min}}{2} \right)} \quad (7.13)$$

En el caso de fatiga a tracción, se pueden fijar los valores deseados para  $F_{max}$  y  $F_{min}$ . En los ensayos experimentales realizados se fija la  $F_{min}$  en cero, para así poder obtener la Ecuación 7.14.

$$\sigma_{tracción\_Nf} = \frac{35,89 \sigma_u F_{max}}{\sigma_u - 35,89 F_{max}} \quad (7.14)$$

De esta manera, se puede calcular la tensión de fatiga equivalente, a la cual se está sometiendo a la biela, que se observa en la Figura 7.3, mediante la realización de ensayos experimentales bajo distintas cargas.

### 7.3. Estudio experimental del comportamiento a fatiga

Para determinar la fuerza máxima de trabajo para las bielas de la AA5083-N0 y la AA5083-N2, se fabricaron varios componentes mediante forja isotérmica a 380 °C y 250 °C, respectivamente. La AA5083-N0 se forjó a 380 °C, puesto que es la temperatura recomendada, para esta aleación [ASM, 1996]. Las bielas fabricadas, se ensayaron bajo distintas cargas, tal y como se observa en la Tabla 7.1 y se determina el número de ciclos que soporta.









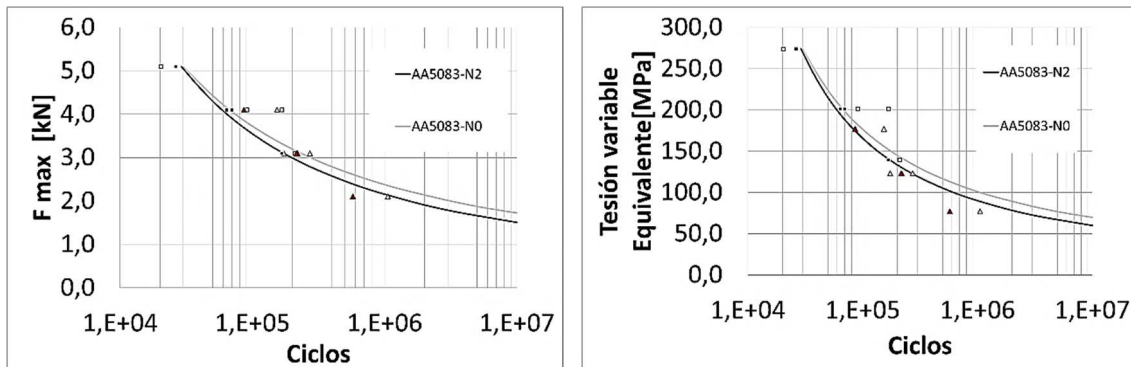
AA5083-N0				
<b>F<sub>max</sub></b>	3 kN	4 kN	4 kN	5 kN
<b>F<sub>min</sub></b>	0 kN	0 kN	0 kN	0 kN
<b>Ciclos</b>	210293	91397	167695	20299
				
AA5083-N2				
<b>F<sub>max</sub></b>	3 kN	4 kN	4 kN	5 kN
<b>F<sub>min</sub></b>	0 kN	0 kN	0 kN	0 kN
<b>Ciclos</b>	167193	63805	69696	26299
				

Tabla 7.1. Número de ciclos en los ensayos de fatiga para la AA5083-N0 y AA5083-N2.

En la Figura 7.9 (a), se puede observar cómo influye la fuerza aplicada en el ensayo, sobre el número de ciclos que soporta la biela. Las tensiones últimas de las aleaciones AA5083-N0 y AA5083-N2 son respectivamente 383 MPa y 485 MPa. Empleando la Ecuación 7.11, se puede representar la Figura 7.9 (b), que muestra la tensión variable equivalente y el número de ciclos, que soporta la biela a dicha tensión. Cabe destacar que la zona de fractura por fatiga (el pie de la biela) coincide con lo que se había observado en las simulaciones por elementos finitos.



(a) Fuerza máxima vs número de ciclos (b) Tensión variable equivalente vs número de ciclos

Figura 7.9. Diagramas de fatiga.

Considerando que la biela en servicio no tiene que fallar a fatiga, se determina que un valor de  $10^7$  ciclos significa una vida infinita del componente. Observando la Figura 7.9, se puede concluir que, las bielas fabricadas superarán los  $10^7$  ciclos, si la carga máxima de trabajo no supera 1 kN. Este valor se toma como límite superior, para los ensayos de desgaste, a los cuales se somete a las distintas bielas y que sirven, para determinarán su vida útil.

#### 7.4. Análisis del daño debido a fenómenos de desgaste en la biela en funcionamiento

Una vez se ha realizado el estudio experimental de fatiga para encontrar la carga y las tensiones media y variable adecuadas, que se van a emplear en los ensayos de desgaste en funcionamiento, se pueden realizar dichos ensayos sin que los fenómenos de fatiga se superpongan con los de desgaste. Este procedimiento se ha llevado a cabo porque las bielas al formar parte de un

mecanismo deben de trabajar en servicio, en unos valores de tensión inferiores al límite de fatiga, si se desea asegurar una vida infinita del componente. Esto implica, que la vida útil dependerá de la resistencia al desgaste en servicio del elemento mecánico.

#### **7.4.1. Medida del desgaste**

En esta Tesis Doctoral se va a emplear el método del pesaje, para evaluar el daño por desgaste en funcionamiento, que consiste en pesar el material a examinar, someterlo a deslizamiento y después una vez realizado el ensayo limpiarlo bien y volverlo a pesar, la diferencia del peso será consecuencia del desgaste

#### **7.4.2. Desgaste en funcionamiento**

Una vez que se conocen las cargas adecuadas para ensayar la biela, se procede a obtener el desgaste en funcionamiento.

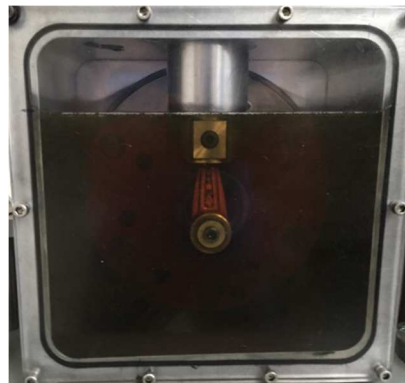
Tal y cómo se ha comentado en la descripción del equipamiento empleado, el equipo para estudiar el desgaste en funcionamiento de las bielas consiste en un mecanismo tipo pistón-biela-manivela. Consta de un disco unido a un servomotor (manivela), en el cual se coloca la cabeza de la biela y un travesaño (pistón), que desliza sobre unas columnas y que actúa a modo de pistón y al que va unido el pie de la biela. Sobre el travesaño actúa un muelle que la biela tiene que comprimir según el disco va girando.

Una vez se coloca la biela en el Punto Muerto Inferior (PMI), tal y como se muestra en la Figura 7.10 (a) es necesario llevarla al Punto Muerto Superior (PMS), para verter el aceite en el cárter (Figura 7.10 (b)). Posteriormente, hay que girar el disco-manivela para posicionar la biela de nuevo en el PMI y así precargar el muelle. Para los ensayos a realizar se emplea una precarga de 0,2 kN (Figura 7.10 (c)). Como la longitud de la manivela es de 20 mm, la carrera del pistón será de 40 mm, que es lo que se comprimirá el muelle, que tiene una rigidez ( $k$ ) de 20 N/m. Empleando la Ecuación 7.15, se puede determinar la fuerza máxima a la que se tiene que someter a la biela. Para los ensayos descritos en esta Tesis Doctoral su valor es de 1 kN, siendo la fuerza mínima el valor de la precarga (Figura 7.10 (d)).

$$F_{max} = F_{precarga} + k\Delta x \quad (7.15)$$



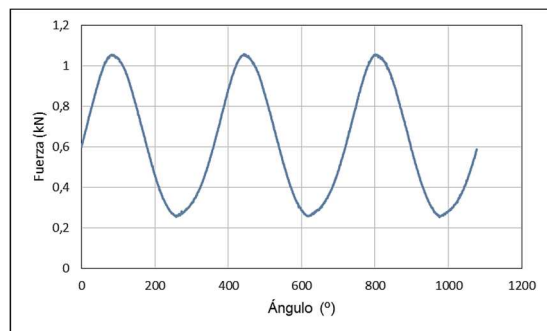
(a) Punto Muerto Inferior (PMI)



(b) Llenado del cárter



(c) Precarga



(d) Fuerza frente al ángulo en el ensayo real

Figura 7.10. Procedimiento de ensayo de bielas.

Como se ha comentado con anterioridad en el estudio de fatiga y al comienzo de este apartado, con este valor de fuerza seleccionado, la biela en principio va a soportar más de  $10^7$  ciclos, por lo que si existe un fallo antes de  $10^7$  ciclos será debido a fenómenos de desgaste. Por último, cabe destacar que la velocidad de giro de la biela en el ensayo se establece en 60 rpm.

Las bielas fabricadas (AA5083-N0, AA5083-N2) se pesan antes del ensayo y cuando realizan 50000 ciclos y 150000 ciclos. En la Tabla 7.II, se puede observar el volumen perdido cuando las bielas han recorrido los ciclos anteriormente comentados.

	$(V_{init}-V_f)$ ( $5 \cdot 10^4$ ciclos)	$(V_{init}-V_f)$ ( $1,5 \cdot 10^5$ ciclos)
AA-5083-N0	12,6633	35,4100
AA-5083 N2	11,1991	31,6503

Tabla 7.II. Ensayos de desgaste pérdida en volumen [ $mm^3$ ].

A continuación, en la Figura 7.11 se muestran los resultados gráficos de los valores obtenidos en este ensayo de desgaste en funcionamiento. Se puede observar, como en ambos casos, el desgaste es mayor en las bielas fabricadas mediante forja a 380 °C, que en las bielas fabricadas a partir de material nanoestructurado.

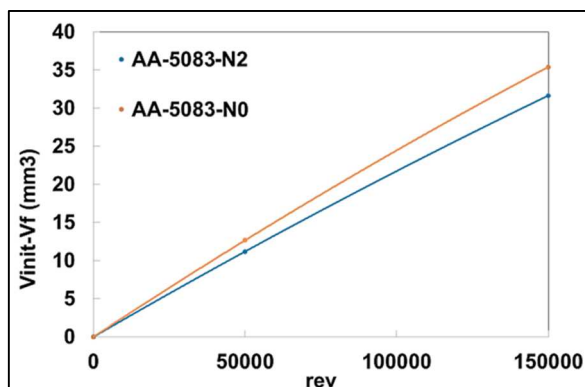


Figura 7.11. Desgaste vs. nº de revoluciones.

En la Tabla 7.III, se muestra el porcentaje de mejora en el comportamiento a desgaste de la AA5083-N2, respecto de la AA5083-N0, en los dos intervalos de ciclos ensayados. En los resultados se aprecia una mejora ligeramente superior al 10 %.

	(5·10 <sup>4</sup> ciclos)	(V <sub>init</sub> -V <sub>f</sub> ) (1,5·10 <sup>5</sup> ciclos)
Mejora (%)	11,56	10,62

Tabla 7.III. Ensayos de desgaste pérdida en volumen [mm<sup>3</sup>].

Con estos resultados, se puede concluir que existe una mejora apreciable, en lo que resistencia a desgaste se refiere, al fabricar bielas a partir de material previamente procesado por ECAP.

### 7.4.3. Estudio del desgaste en funcionamiento de la biela mediante simulaciones por elementos finitos

A continuación, se realiza una simulación por elementos finitos, para determinar numéricamente, cómo es el desgaste de las bielas y cuantificarlo, tanto en el pie, como en la cabeza.

Para realizar las simulaciones del mecanismo, se realiza un mallado de la geometría descrita en la Figura 7.3. Las propiedades del material son las mismas que en las anteriores simulaciones, es decir, una aleación de aluminio



con un límite elástico de 70000 MPa, un coeficiente de Poisson de 0,3 y la parte plástica de la ley de fluencia mostrada en el Capítulo 4.

Posteriormente, se define un contacto rígido-deformable donde el cuerpo deformable es la biela constituida por elementos y las superficies cilíndricas los cuerpos rígidos, tal y como se muestra en la Figura 7.12. Al bulón grande se le impone un movimiento de giro, con un radio de 20 mm, puesto que está unido al plato giratorio y constituye, de esta forma, la manivela del mecanismo. Al bulón pequeño se le asigna la condición de único desplazamiento en la dirección del eje z. Asimismo, se une el bulón pequeño a un muelle de rigidez 20 N/m y se le aplica una precarga a dicho muelle de 0,2 kN, puesto que son los valores que se emplearon en el análisis experimental. De esta forma, la biela comprime el muelle y la fuerza aumenta hasta alcanzar 1 kN en el punto muerto superior.

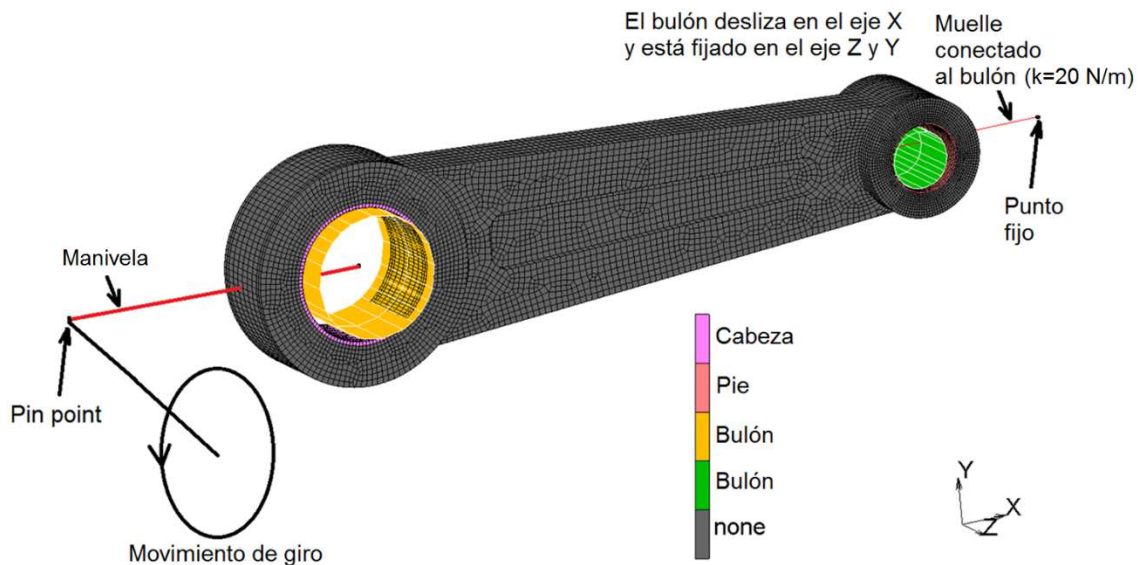


Figura 7.12. Biela y bulones.

Tal y como se ha comentado con anterioridad, para estudiar el desgaste en funcionamiento de la biela, uno de los parámetros necesarios es el coeficiente de desgaste dimensional ( $k$ ). Para obtener este coeficiente, se ha iterado hasta obtener una diferencia con los resultados experimentales inferior al 1 %, tal y como se muestra en la Figura 7.13.

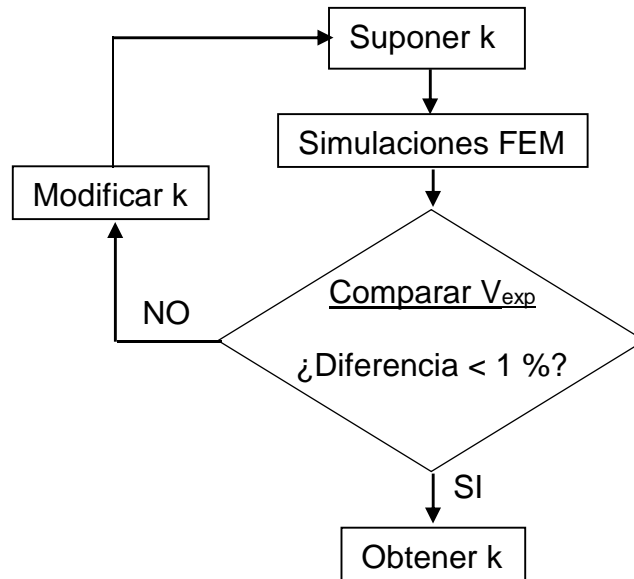


Figura 7.13. Proceso iterativo para calcular  $k$ .

En la Tabla 7.IV, se muestran los valores obtenidos y que se han empleado en esta simulación, para cada uno de los materiales estudiados.

	$k$ [ $\text{MPa}^{-1}$ ]
AA5083-N0	$8,317 \cdot 10^{-09}$
AA5083-N2	$7,434 \cdot 10^{-09}$

Tabla 7.IV. Coeficientes de desgaste dimensional ( $k$  [ $\text{MPa}^{-1}$ ]).

En la Figura 7.14 se puede observar la tasa de desgaste que experimenta la biela del material AA5083-N2 en un ciclo (una revolución).

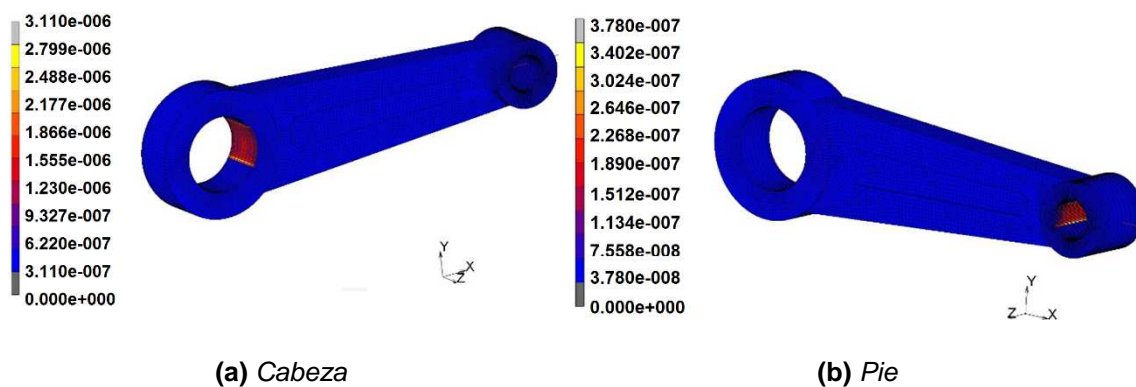


Figura 7.14. Desgaste de la AA5083-N2.

Como se puede observar, el desgaste en la cabeza es ocho veces mayor que en el pie. Esto es debido a que el deslizamiento de vaivén de dicha superficie es mayor.

También se han simulado de la misma forma las aleaciones: AA5083-N0 y AA5083-N2 obteniéndose así la pérdida volumétrica en  $1,5 \cdot 10^5$  ciclos, que se observa en la Tabla 7.V.

	$(V_{init}-V_f)$ ( $1,5 \cdot 10^5$ ciclos) FEM
AA5083-N0	35,4089
AA5083-N2	31,3905

Tabla 7.V. Desgaste por pérdida en volumen en la simulación FEM [ $mm^3$ ], tras realizar  $1,5 \cdot 10^5$  ciclos.

A continuación, en la Figura 7.15, se muestran los parámetros que influyen en el cálculo de la pérdida de volumen por desgaste en el ensayo de funcionamiento.

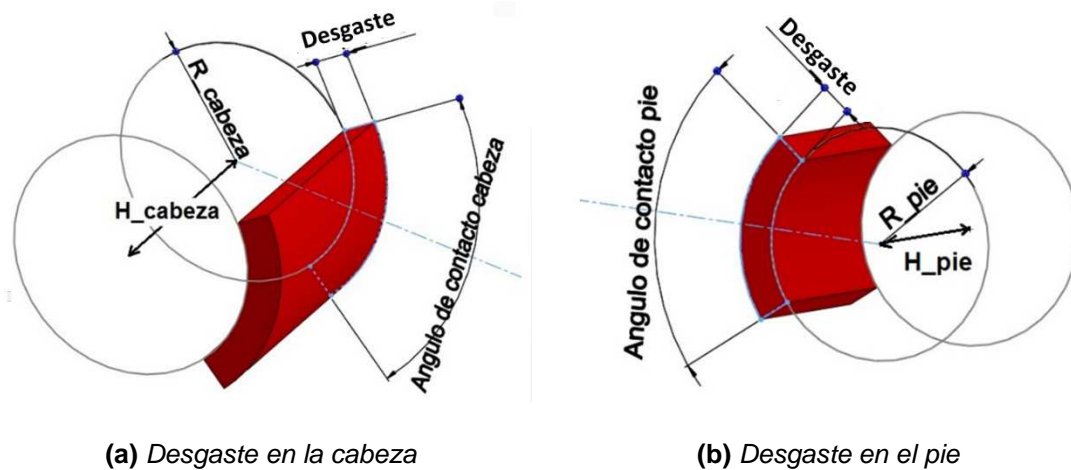


Figura 7.15. Desgaste en funcionamiento en la cabeza y el pie de una biela.

El ángulo de contacto es el ángulo que existe entre el bulón y la cabeza de la biela o, entre el pasador y el pie de la biela.

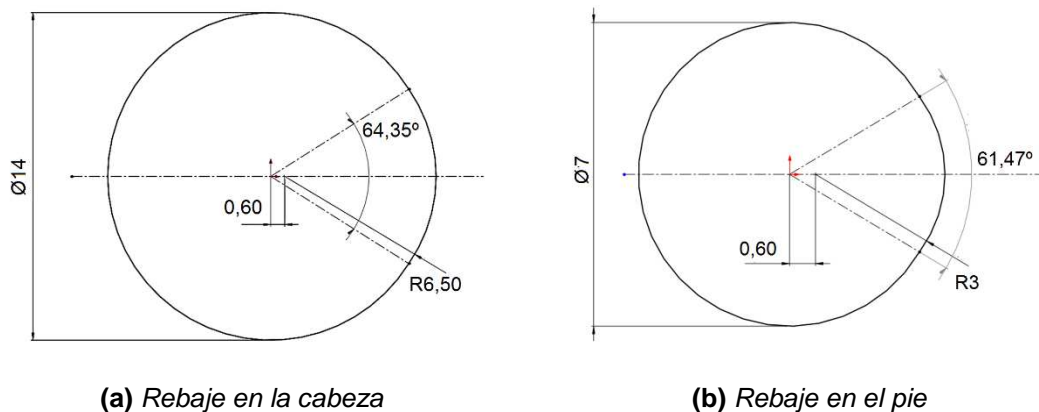


Figura 7.16. Desgaste en funcionamiento en la cabeza y el pie de una biela.

En la Ecuación 7.16, se puede observar la relación existente entre estos parámetros, para la obtención de la pérdida de volumen, tanto en la cabeza, como en el pie.

$$Vol = (\text{ángulo}_{\text{contacto}})(R)(H)(\text{Desgaste})(N^{\circ}\text{rev}) \quad (7.16)$$

Particularizando la Ecuación 7.16 para la cabeza y para el pie de la AA5083-N2, se obtienen la Ecuación 7.17 y la Ecuación 7.18 respectivamente:

$$Vol_{\text{cabeza}} = \left(\frac{64,35 \cdot 2 \cdot \pi}{360}\right) (7)(8)(3,11 \cdot 10^{-6})(150000) = 29,31 \text{ mm} \quad (7.17)$$

$$Vol_{\text{pie}} = \left(\frac{61,47 \cdot 2 \cdot \pi}{360}\right) (3,5)(11)(3,78 \cdot 10^{-7})(150000) = 2,34 \text{ mm} \quad (7.18)$$

Tal y como se puede observar en la Ecuación 7.17 y en la Ecuación 7.18, la suma de ambos resultados es igual a la diferencia de volumen al final del ensayo, que se muestra en la Tabla 7.V. Asimismo, se muestra que el porcentaje de pérdida de volumen en la cabeza es del 92,7 % respecto del total, por el 7,3 % del pie.

Como se aprecia en la Tabla 7.VI, la comparativa de los resultados por elementos finitos y los obtenidos mediante experimentación tienen una buena correlación. Asimismo, guardan relación con los coeficientes de desgaste mostrados en la Tabla 7.IV, por lo que se puede deducir que son correctos.

	$(V_{\text{init}}-V_f)$ (1,5·10 <sup>5</sup> ciclos) FEM	$(V_{\text{init}}-V_f)$ (1,5·10 <sup>5</sup> ciclos) EXP	% Dif
AA5083-N0	35,4089	35,4100	0,01%
AA5083-N2	31,3905	31,6503	0,82%

**Tabla 7.VI.** Comparativa del desgaste por pérdida en volumen en la simulación FEM [mm<sup>3</sup>] y experimental, tras realizar 1,5·10<sup>5</sup> ciclos.

A continuación, en la Figura 7.17 se puede observar el desgaste que experimenta la biela del material AA5083-N2.



**Figura 7.17.** Desgaste en una biela de AA5083-N2.

Tal y como se puede apreciar en la Figura 7.17 (a) y en la Figura 7.17 (b), las zonas de mayor desgaste aparecen en las caras interiores del pie y de la cabeza. En concreto se aprecia un mayor desgaste en la cabeza coincidiendo, con lo mostrado en las simulaciones por elementos finitos en la Figura 7.14.

#### 7.4.1. Análisis de la superficie desgastada mediante microscopía

Una vez evaluado el desgaste por pérdida de volumen, se procede a analizar la superficie desgastada de las bielas fabricadas a partir de AA5083-N0 (Figura 7.18 (a)) y AA5083-N2 (Figura 7.18 (b)).



Figura 7.18. Bielas una vez ensayadas.

Para ello, se estudian los diferentes acabados de las superficies, mediante microscopía electrónica de barrido. Se decide realizar el estudio en las zonas interiores, tanto de la cabeza, como del pie, puesto que son las zonas que más desgaste presentan, tal y como se ha observado en los ensayos experimentales y en las simulaciones por elementos finitos. La Figura 7.19 muestra los cortes efectuados a una de las bielas, junto con las zonas a estudiar.

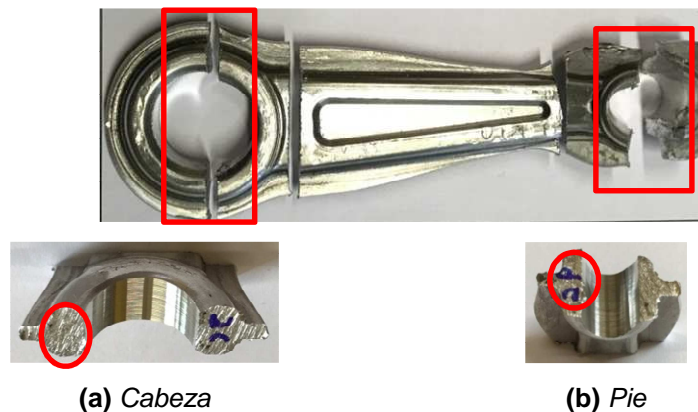
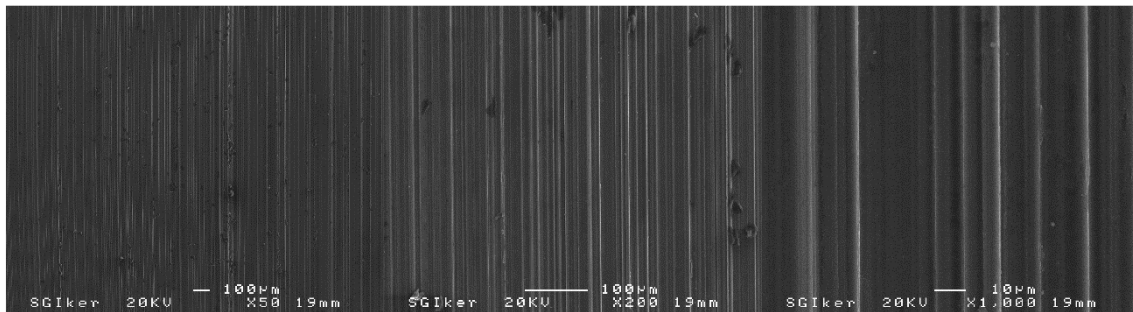


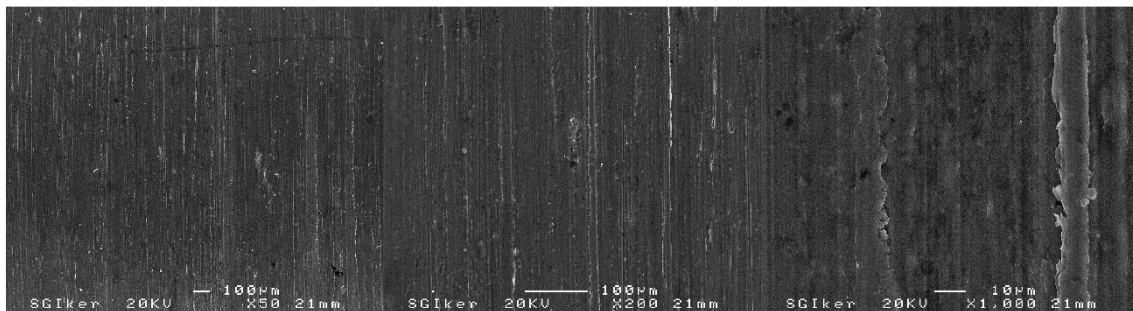
Figura 7.19. Biela cortada y sus zonas de estudio.

Una vez cortadas todas las bielas, se observan mediante un microscopio electrónico de barrido (SEM). Previamente, se limpian con acetona para eliminar las posibles manchas que queden de lubricante durante el ensayo de desgaste. A continuación se muestran las imágenes recabadas para cada aleación y zona de observación.

En la Figura 7.20 se muestran las imágenes para la biela denominada AA5083-N0 a 3 aumentos diferentes, x50, x200 y x1000, y en las zonas de la cabeza y el pie. En la zona de la cabeza para los aumentos x50 y x200 se puede observar la alineación de los surcos, así como una homogeneidad en la distribución de los mismos. En la imagen de la cabeza tomada a x1000, se puede apreciar que existe una profundidad de los surcos, por el contraste existente entre las zonas profundas (oscuro) y la unión entre dos surcos (gris claro). En el pie también se puede observar la alineación de los surcos, sin embargo, la profundidad del surco es casi despreciable, ya que en la imagen a x1000 se observa el mismo contraste. Esto es debido a que el pie presenta menor zona de contacto que la cabeza y por lo tanto, la presión es mayor, teniendo lugar mayor pérdida de material.



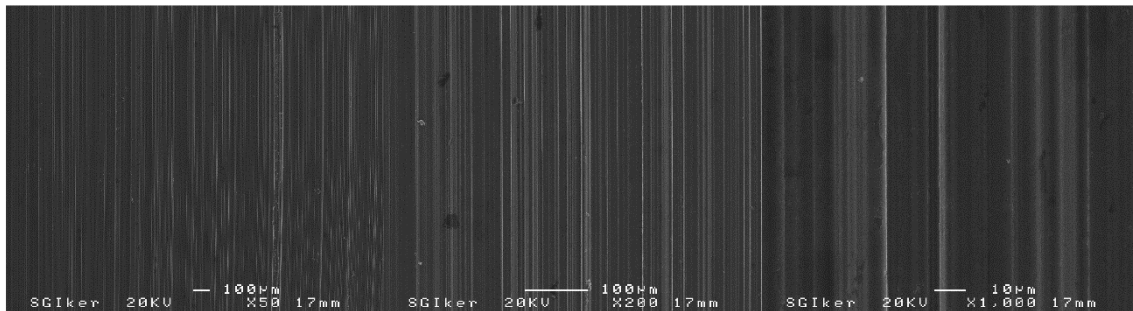
(a) Cabeza



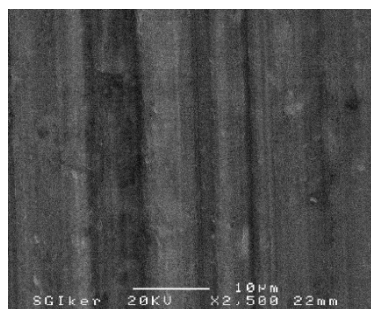
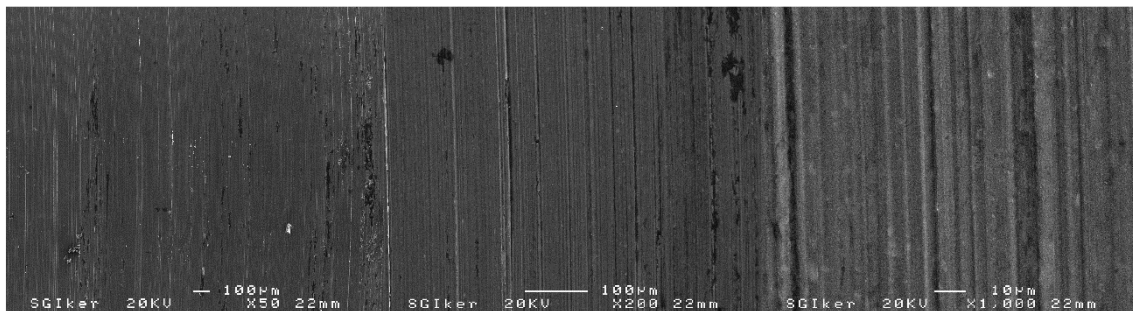
(b) Pie

Figura 7.20. Biela AA5083-N0.

En la Figura 7.21 se muestran las imágenes para la biela denominada AA5083-N2 obtenidas mediante SEM. En la cabeza se pueden observar imágenes a 3 aumentos diferentes: x50, x200 y x1000, mientras que en el pie se tomaron a 4 aumentos, x50, x200, x1000 y x2500. En la cabeza se puede observar un comportamiento muy similar al mostrado en la biela AA5083-N0, donde se ven surcos completamente alineados y con una anchura prácticamente similar. Sin embargo, en el pie se encuentran diferencias entre la AA5083-N2 y la AA5083-N0. Por un lado en la AA5083, se observa la existencia de surcos de similar profundidad a los observados en la cabeza y por el otro, en la superficie se encuentra con un desgaste mayor debido a la alta presión en la zona de contacto. Asimismo, se tomó una imagen a x2500 donde se puede observar dichos surcos en contraste con la AA5083-N0.



(a) Cabeza



(b) Pie

Figura 7.21. Biela AA5083-N2.

## 7.5. Conclusiones

En este capítulo se ha estudiado el desgaste de la biela en funcionamiento. Para ello, primeramente, se han determinado los valores de carga, a los cuales la biela tendría una vida infinita a fatiga.

Para obtener los valores de las tensiones a las que están sometidas las bielas, se realizaron ensayos experimentales de fatiga a tracción. Los valores que se obtuvieron de estos ensayos determinaron que las tensiones últimas de las aleaciones AA5083-N0 y AA5083-N2 eran respectivamente 383 MPa y 485 MPa. Observando la Figura 7.9, se pudo concluir que, las bielas fabricadas superaban los  $10^7$  ciclos, si la carga máxima de trabajo no superaba 1 kN.

Una vez conocida la carga para ensayar la biela dentro de su vida infinita a fatiga, se procedió a obtener el desgaste en funcionamiento de cada una de las bielas. Los resultados que se obtuvieron para la resistencia al desgaste de la AA5083-N2 y la AA5083-N0 mostraron una menor pérdida de volumen en el material con tamaño de grano submicrométrico. Dicha pérdida era de un 10 % menor con respecto al no procesado previamente por ECAP.

Una vez se realizó el estudio experimental se procedió a desarrollar el estudio de desgaste mediante simulación por elementos finitos, para posteriormente poder comparar ambos resultados y demostrar la fiabilidad de las simulaciones. Mediante un proceso iterativo se obtuvo el parámetro dimensional de desgaste (con un error máximo de correlación con los ensayos experimentales del 0,8 %) y se observó en los resultados que en la cabeza había un mayor desgaste (92,7 %) que en el pie (7,3 %). Esto puede ser atribuido a que el deslizamiento de vaivén en dicha superficie es mayor.



## **CAPÍTULO 8**

### **Conclusiones y desarrollos futuros**



## **8. CONCLUSIONES Y DESARROLLOS FUTUROS**

En este capítulo de la Tesis Doctoral se muestran las principales conclusiones alcanzadas a lo largo de la realización de este trabajo de investigación. Estas conclusiones están desarrolladas con mayor detalle en los diferentes capítulos de la Tesis Doctoral. Asimismo, se plantean diversas líneas de trabajo que se pueden seguir a partir de la Tesis Doctoral.

### **8.1. Conclusiones generales**

Se ha puesto de manifiesto la escasa bibliografía existente sobre el comportamiento y la forja isotérmica de materiales nanoestructurados por SPD, en concreto mediante el proceso de ECAP. Asimismo, se ha detectado que apenas existen estudios sobre predicción y modelización del daño en componentes fabricados a partir de material nanoestructurado, tanto en el proceso de fabricación, como en servicio justificándose así la realización de la presente Tesis Doctoral.

Se ha visto que el empleo de programas de simulación por elementos finitos y por volúmenes finitos presenta un alto interés para analizar por un lado, la influencia de los diferentes parámetros en el diseño y desarrollo de matrices de forja, y por el otro, la posibilidad de detectar si un componente se fabricará sin presencia de defectos, o si fallará durante su vida útil.

Con objeto de tener mayor precisión en los resultados de las simulaciones es necesario modelizar correctamente las curvas de fluencia de los materiales nanoestructurados, ya que las principales leyes existentes (Hollomon y Voce, entre otras), no consiguen describir adecuadamente el comportamiento de dichos materiales, dentro de un amplio rango de temperaturas. En concreto, ambas presentan dificultades para modelizar el fenómeno de la recristalización dinámica.

Resulta de interés determinar de la forma más precisa posible, parámetros como el daño crítico, que permite predecir la aparición de grietas en un proceso de conformado por deformación plástica, antes de su

fabricación, con el fin de encontrar la temperatura de procesado adecuada para fabricar el material sin defectos.

## 8.2. Conclusiones particulares

Entre las principales conclusiones particulares recogidas en esta Tesis Doctoral, cabe destacar las que se muestran a continuación.

Se han obtenido las leyes de fluencia de Hollomon y Voce de la AA5083 en función de la temperatura y se ha mostrado una nueva ley de fluencia obtenida a partir de ensayos de compresión isotérmica. Asimismo, se ha demostrado que esta nueva ley de fluencia presenta un mejor ajuste que las curvas de Hollomon y Voce, en todo el rango de temperaturas estudiado (25 °C - 300 °C). Debido a esto es posible obtener un ajuste más real de las simulaciones por elementos y volúmenes finitos, que se han realizado posteriormente a la obtención de la ley. La nueva ley de fluencia presenta mayor precisión a la hora de caracterizar el comportamiento de un material nanoestructurado.

Se ha obtenido el daño crítico a partir de una metodología que combina, tanto experimentación (compresiones isotérmicas entre plataformas plano-paralelas), como simulaciones mediante elementos finitos. Esta metodología permite predecir *a priori*, la aparición de grietas en procesos de fabricación de componentes mecánicos y además, posibilita estimar la temperatura de forja para evitar la aparición de grietas durante el proceso.

Se han comparado los valores obtenidos, con el daño acumulado en la fabricación del componente mecánico desarrollado. Al realizar esta comparativa, se comprobó que la metodología expuesta puede predecir la formación de grietas antes de forjar la pieza.

Se ha empleado un proceso iterativo para realizar el diseño de las matrices de forja de una biela teniendo en cuenta: la fuerza de procesado, la deformación impartida y el daño producido a las probetas. Se aplicó la metodología de detección del daño crítico al proceso iterativo. Se determinó mediante FEM y experimentación, que a temperaturas inferiores a 215 °C

aparecían grietas en la forja de la AA5083-N2. Debido a esto, se pudo asegurar que el modelo de predicción de grietas era correcto. Asimismo, se contrastaron las simulaciones realizadas por elementos finitos con los ensayos experimentales, obteniéndose una buena correlación.

Al analizarse las propiedades mecánicas de las bielas forjadas, para la AA5083-N0, se puede apreciar que en la zona central existe un mayor alargamiento en los granos, que daba lugar a un mayor valor de deformación en esa zona. Por otro lado, en la cabeza se observa que los granos tienen poca deformación. Para una biela de AA5083-N2 fue también posible observar, como los granos alargados presentaban en su interior bandas de deformación provenientes del procesado por ECAP previo a la forja. Se observó también que los granos de las zonas de la cabeza y el pie presentaban poco alargamiento debido a la forja, aunque sí se apreciaba una gran cantidad de bandas de deformación en su interior. Asimismo, mediante el análisis de microscopía SEM, se observó que el tamaño de grano promedio de la AA5083-N2 era entre 3 y 10 veces menor que el de la AA5083-N0. Por ello, la biela fabricada a partir de material previamente procesado por ECAP presentó mejores propiedades mecánicas, que la forjada a partir de material en estado recocido.

Se ha realizado un análisis de fatiga y se ha determinado que para cargas variables, inferiores a 1 kN, la vida a fatiga sería superior a  $10^7$  ciclos.

En los ensayos de funcionamiento para la biela se observó, tras medir la pérdida volumétrica en  $1,5 \cdot 10^5$  ciclos, que el desgaste era mayor en aquellas bielas fabricadas de manera convencional. Se determinó que la biela fabricada mediante material previamente procesado por ECAP (AA5083-N2) presentaba un desgaste inferior al 10 %, en relación con el obtenido en la biela fabricada de forma convencional. Asimismo, se observó que el desgaste era mayor en la cabeza que en el pie de la biela.

Se realizó una simulación por elementos finitos del ensayo de funcionamiento, que presentó una gran concordancia con los resultados experimentales. La diferencia en la predicción del volumen perdido entre las simulaciones por elementos finitos y los resultados experimentales era de un 0,8 %. A partir de la simulación por elementos finitos, se determinó que el

92,3 % de la pérdida de volumen se producía en la cabeza de la biela, frente al 7,3 %, que tenía lugar en el pie de la misma.

### **8.3. Desarrollos futuros**

A partir del conocimiento adquirido en la elaboración de la presente Tesis Doctoral, se proponen las siguientes líneas de investigación:

Estudiar la posibilidad de escalar el procesado de ECAP, de forma que se obtenga mayor volumen de probeta con tamaño de grano submicrométrico y por lo tanto, poder fabricar así componentes mecánicos de mayor tamaño.

Analizar la influencia de la velocidad de deformación como factor a tener en cuenta en los diferentes estudios realizados en esta Tesis Doctoral.

Por último, se propone emplear otro tipo de aleaciones para la realización de este estudio, con el fin de aumentar el conocimiento sobre el comportamiento de otros materiales distintos al empleado en esta tesis.

# **CAPÍTULO 9**

## **Referencias**





## **9. REFERENCIAS**

1. Abd el Aal M.I., Sadawy M.M., Influence of ECAP as grain refinement technique on microstructure evolution, mechanical properties and corrosion behavior of pure aluminum, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 25, pp. 3865–3876, 2015.
2. Ali M.M., Haneef M., Analysis of fatigue stresses on connecting rod subjected to concentrated loads at the big end, *Materials Today*, Vol. 2, pp. 2094-2103, 2015.
3. Altan T., Ngaile G., Shen G., *Cold and Hot Forging Fundamentals and Applications*, Ed. ASM International, 2005.
4. Archard J.F., Contact and Rubbing of Flat Surfaces, *Journal of Applied Physics*. Vol 24, pp. 981, 1953.
5. Ashtiania H.R.R., Parsa M.H., Bisadi H., Constitutive equations for elevated temperature flow behavior of commercial purity aluminum, *Materials Science and Engineering*, Vol. A 545, pp. 61-67, 2012.
6. ASM Handbook, Forming and Forging, Volume 14. 1996. 0-87170-007.
7. ASM International, Friction, Lubrication, and Wear Technology, 10th Ed., Vol. 18, 1992.
8. Avcu E., The influences of ECAP on the dry sliding wear behaviour of AA7075 aluminium alloy, *Tribology International*, Vol. 110, pp. 173–184, 2017.
9. Avilés R., *Análisis de Fatiga en Máquinas* Ed. Thomson, 2005, España
10. Baaser H. Gross D., Crack analysis in ductile cylindrical shells using Gurson's model, *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 37, pp. 7093. 2000.
11. Baig M., El-Danaf E., Ali Mohammad J., Thermo-mechanical responses of an aluminum alloy processed by equal channel angular pressing, *Materials & Design*, Vol. 57, pp. 510–519, 2014.
12. Benzerga A.A., LeBlond J.B., Ductile Fracture by Void Growth to Coalescence, *Advances in Applied Mechanics*, Vol. 44, pp. 169-305, 2010.
13. Besson J., Continuum models of ductile fracture: a review, *Int J Damage Mech*, Vol. 19, pp. 3-52, 2010.
14. Beygelzimer Y., Orlov D.V., Varyukhin V.N., A new severe plastic deformation method: twist extrusion, *TMS Annual Meeting*, pp. 297-304, 2002.
15. Bian L., Liang W., Xie G., Zhang W., Xue J., Enhanced ductility in an Al–Mg<sub>2</sub>Si in situ composite processed by ECAP using a modified Bc route, *Materials Science and Engineering*, Vol. A 528, pp. 3463–3467, 2011.
16. Bouchard P.O.; Bourgeon L.; Fayolle S.; Mocellin K., An enhanced Lemaitre model formulation for materials processing damage computation, *International Journal of Material Forming*, Vol. 4 (3), pp. 299-315, 2011.
17. Brozzo P., de Luca B., Rendina R., A new method for the prediction of the formability limits of plastic sheets, *Proc. 7th Biennial Congress of the IDDRG*, 1972.
18. Cao T.S., Models for ductile damage and fracture prediction in cold bulk metal forming processes: a review, *Int J Mater Form*, Vol.10, pp. 139-171, 2017

19. Chaouadi R., de Meester P., Vandermeulen W., Damage work as ductile fracture criterion, *International Journal of Fracture*, Vol. 66, pp. 155-164, 1994.
20. Chegini M., Fallahi A., Shaeri M.H., Effect of Equal Channel Angular Pressing (ECAP) on Wear Behavior of Al-7075 Alloy, *Procedia Materials Science*, Vol. 11, pp. 95-100, 2015,
21. Chen G., Lin F., Yao S., Han F., Wei B., Zhang Y., Constitutive behavior of aluminum alloy in a wide temperature range from warm to semi-solid regions, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 674, pp. 26-36, 2016.
22. Chen, L.; Zhao, G.; Yu, J., Hot deformation behavior and constitutive modelling of homogenized 6026 aluminum alloy, *Materials and Design*, 2015, in press.
23. Chen Y.J., Chai Y.C., Roven H.J., Gireesh S.S., Yu Y.D., Hjelen J., Microstructure and mechanical properties of Al-xMg alloys processed by room temperature ECAP, *Materials Science and Engineering*, Vol. A 545, pp. 139-147, 2012.
24. Chikalthankar S.B., Nandedkar V.M., Baratam S.P., Fatigue Numerical Analysis for Connecting Rod, *International Journal of Engineering Research and Applications*, Vol. 2 (6), pp. 628-632, 2012.
25. Choi J.S., Nawaz S., Hwang S.K., Lee H.C., Im Y.T., Forgeability of ultra-fine grained aluminum alloy for bolt forming, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 52, pp. 1269–1276, 2010.
26. Cockcroft, M.G.; Latham, D.J., Ductility and the workability of metals, *Journal of the Institute of Metals*, Vol. 96, pp. 33-39, 1968.
27. Comaneci R., Zaharia L., Chelariu R., Damaging prediction of difficult-to-work aluminum alloys during equal channel angular pressing, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 21 (3), pp. 287-297, 2012.
28. Daniel G.B., Cavalca K.L., Analysis of the dynamics of a slider–crank mechanism with hydrodynamic lubrication in the connecting rod–slider joint clearance, *Mechanism and Machine Theory*, Vol. 46, pp. 1434-1452, 2011.
29. Dhar S., Dixit P.M., Serhuraman R., A continuum damage mechanics model for ductile fracture, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 77, pp. 335, 2000.
30. Duan Y.L., Xu G.F., Xiao D., Zhou L.Q., Deng Y., Yin Z.M., Excellent superplasticity and deformation mechanism of Al–Mg–Sc–Zr alloy processed via simple free forging, *Materials Science and Engineering*, Vol. A 624, pp. 124-131, 2015.
31. Dupuy L.; Blandin J.J., Damage sensitivity in a commercial Al alloy processed by equal channel angular extrusion, *Acta Materialia*, Vol. 50 (12), pp. 3253-3266, 2002.
32. Edalati K., Ashida M., Horita Z., Matsui T., Kato H., Wear resistance and tribological features of pure aluminum and Al–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites consolidated by high-pressure torsion, *Wear*, Vol. 310 (1–2), pp. 83-89, 2014.
33. El Aal M.I., El Mahallawy N., Shehata F.A., El Hameed M., Yoon E.Y., Kim H.S., Wear properties of ECAP-processed ultrafine grained Al–Cu alloys, *Materials Science and Engineering*, Vol. 527, (16–17), pp. 3726–3732, 2010.

34. El Mehtedi M., Musharavati F., Spigarelli S., Modelling of the flow behaviour of wrought aluminium alloys at elevated temperatures by a new constitutive equation, *Materials and Design*, Vol. 54, pp 869-873, 2014.
35. El Mehtedi M., Spigarelli S., Gabrielli F., Donati L., Comparison study of constitutive models in predicting the hot deformation behavior of AA6060 and AA6063 Aluminium alloys, *Materials Today: Proceedings*, Vol. 2, pp. 4732 – 4739, 2015.
36. El-Danaf E.A., Mechanical properties, microstructure and texture of single pass equal channel angular pressed 1050, 5083, 6082 and 7010 aluminum alloys with different dies, *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 3838–3853, 2011.
37. El Tobgy M.S., Elbestawi M.A., Finite element modeling of erosive wear, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, Vol. 45, pp. 1337–1346, 2005.
38. Eqbal M.I., Ohdar R., Eqbal A., Sood, A.K., Grey-based Taguchi method for optimisation of hot forging of connecting rod, *International Journal of Manufacturing Research*, Vol. 11 (1), pp. 89-109, 2016.
39. Fakhar N., Fereshteh-Saniee F., Mahmudi R., High strain-rate superplasticity of fine- and ultrafine-grained AA5083 aluminum alloy at intermediate temperatures, *Materials & Design*, Vol. 85, pp. 342-348, 2015.
40. Ferrasse S., Segal V.M., Alford F., Kardokus J., Strothers S., Scale up and application of equal-channel angular extrusion for the electronics and aerospace industries, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 493 (1–2), pp. 130-140, 2008.
41. Figueiredo R.B., Cetlin P.R., Langdon, T.G., The evolution of damage in perfect-plastic and strain hardening materials processed by equal-channel angular pressing, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 518 (1-2), pp. 124-131, 2009.
42. Figueiredo R.B., Beyerlein I.J., Zhilyaev A.P., Langdon T.G., Evolution of texture in a magnesium alloy processed by ECAP through dies with different angles, *Materials Science and Engineering*, Vol. A 527, pp.1709-1718, 2010.
43. Frint S., Hockauf M., Frint P., Wagner M.F.X., Scaling up Segal's principle of Equal-Channel Angular Pressing, *Materials & Design*, Vol. 97, pp. 502–511, 2016.
44. Forcellese, A., Gabrielli, F., Warm forging of aluminum alloys: A new approach for time compression of the forging sequence, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol. 40 (9), pp. 1285-1297, 2000.
45. Fuertes J.P., Luri R., Luis C.J., Salcedo D., León J., Puertas I., Comparative study of the damage attained with different specimens by FEM, *Proceedings of the 6th Manufacturing Engineering Society International Conference – Barcelona – July 2015 (a)*.
46. Fuertes J.P., León J., Luis C.J., Salcedo D., Puertas I., Luri R., *Journal of Nanomaterials*, Vol. 2015, ID 868065, 15 pages, 2015 (b).
47. Gan C.L., Zheng K.H., Qi, W.J., Wang, M.J., Constitutive equations for high temperature flow stress prediction of 6063 Al alloy considering compensation of strain, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 24, pp. 3486-3491, 2014.

48. Garofalo, F., *Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals*, Ed. McMillan, New York, 1965.
49. Ghosh A.K., *Investigation and Application of Severe Plastic Deformation*, Ed. Kluwer Academic Publishers, 2000.
50. Giuliano G., On the constitutive equation of AA2017 aluminium alloy at high temperature, *Manufacturing Letters*, Vol. 10, pp. 10–13, 2016.
51. Gopinath D., Sushma Ch.V., Design and Optimization of Four Wheeler Connecting Rod Using Finite Element Analysis, *Materials Today: Proceedings*, Vol. 2, pp. 2291–2299, 2015.
52. Goto M., Han S.Z., Kitamura J., Yakushiji T., Ahn J.H., Kim S.S., Baba M., Yamamoto T., Lee J., S–N plots and related phenomena of ultrafine grained copper with different stages of microstructural evolution, *International Journal of Fatigue*, Vol. 73, pp. 98-109, 2015.
53. Gouveia B.P.P.A., Rodrigues J.M.C., Martins P.A.F., Fracture predicting in bulk metal forming, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 38 (4), pp. 361-372, 1996.
54. Grass H., Kremaszky C., Werner E., 3-D FEM-simulation of hot forming processes for the production of a connecting rod, *Computational Materials Science*, Vol. 36, pp. 480–489, 2006.
55. Gröber D., Georgi W., Sieber M., Scharf I., Hellmig R.J., Leidich E., Lampke T., Mayr P., The effect of anodising on the fatigue performance of self-tapping aluminium screws, *International Journal of Fatigue*, Vol. 75, pp. 108-114, 2015.
56. Gurson A.L., Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I- Yield criteria and flow rules for porous ductile media, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Trans ASME, Vol. January, 1977.
57. Hollomon J.H.; Jaffe L.D., Time-temperatures relations in tempering steel, *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*. Vol. 162, pp. 223–249, 1945
58. Hsu S.M., Shen M.C., Ruff A.W., Wear prediction for metals, *Tribology International* Vol. 30, No. 5, pp. 311-383, 1997
59. Huang J.Y., Zhu Y.T., Jiang H., Lowe T.C., Microstructures and dislocation configurations in nanostructured Cu processed by repetitive corrugation and straightening, *Acta Materialia*, Vol. 49, pp. 1497-1505, 2001.
60. Huang K., Logé R.E., A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials, *Materials & Design*, Vol. 111 (5), pp. 548-574, 2016.
61. Humpherys F.J., Prangnell P.B., Bowen J.R., Gholinia A., Harris C., Developing stable fine-grain microstructures by large strain deformation, *Trans. Royal Society London A*, Vol. 357, pp.1663-1681, 1999.
62. Humpherys F.J., Hatherly M., *Recrystallization and related annealing phenomena* Ed. Elsevier, Second Edition, 2004.

63. Ilman M.N., Barizy R.A., Failure analysis and fatigue performance evaluation of a failed connecting rod of reciprocating air compressor, *Engineering Failure Analysis*, Vol. 56, pp. 142-149, 2015.
64. Iwahashi Y., Wang J., Horita Z., Nemoto M., Langdon T. G., Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials, *Scripta Materialia*, Vol. 35, pp. 143-146, 1996.
65. Jin Y.G., Baek H.M., Hwang S.K., Im Y.T., Jeon B.C., Continuous high strength aluminum bolt manufacturing by the spring-loaded ECAP system, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 212, pp. 848– 855, 2012.
66. Juarez C., Rumiche F., Rozas A., Cuisano J., Lean P., Failure analysis of a diesel generator connecting rod, *Case Studies in Engineering Failure Analysis*, Vol. 7, pp. 24-31, 2016.
67. Kawasaki M., Langdon T.G., Review: achieving superplastic properties in ultrafine-grained materials at high temperatures, *Journal of Materials Science*, Vol. 51 (1), pp. 19–32, 2016.
68. Kumar S.R., Gudimetla K., Venkatachalam P., Ravisankar B., Jayasankar K., Microstructural and mechanical properties of Al 7075 alloy processed by Equal Channel Angular Pressing, *Materials Science and Engineering*, Vol. A 533, pp. 50-54, 2012.
69. Langdon T.G., The principles of grain refinement in equal-channel angular pressing *Materials Science and Engineering A*, Vol 462, pp. 3-11, 2007.
70. Lee J.H., Kang S.H., Yang D.Y., Novel forging technology of a magnesium alloy impeller with twisted blades of micro-thickness, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Vol. 57, pp. 261–264, 2008.
71. Lemaitre J., *A Course on Damage Mechanics*, Ed. Springer-Verlag, Berlin, 1992.
72. Lemaitre J., Lippmann H., *A Course on damage mechanics* Springer, Second Edition, 1996.
73. Lemaitre J., Desmorat R., Sauzay M., Anisotropic damage law of evolution, *European Journal of Mechanics - A/Solids*, Vol. 19 (2), pp. 187-208, 2000.
74. León J., Luis C.J., Luri R., Huarte B., Puertas I., Comparative study of the required force for performing Equal Channel Angular Extrusion with routes A and C, *Current Nanoscience*, Vol. 3, pp. 241-244, 2007.
75. León J., Luis Pérez C.J., Salcedo D., Pérez I., Fuertes J.P., Puertas I., Luri R., Experimental and FEM analysis of the AA 6082 processed by equal channel angular extrusion, *Key Engineering Materials*, Vol. 478, pp. 46-53, 2011.
76. León J., Luis C.J., Fuertes J.P., Puertas I., Luri R., Salcedo D., A proposal of a constitutive description for aluminium alloys in both cold and hot working, *Metals*, Vol. 6 (10), 2016.
77. Li J., Wongsan-Ngam J., Xu J., Shan D., Guo B., Langdon T.G., Wear resistance of an ultrafine-grained Cu-Zr alloy processed by equal-channel angular pressing, *Wear*, Vol. 326–327, pp. 10-19, 2015.

78. Lin Y.C., Chen X.M., A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working, *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 1733-1759, 2011.
79. Liu P.F., Zheng J.Y., Recent developments on damage modelling and finite element analysis for composite laminates: A review, *Materials and Design*, Vol. 31, pp. 3825-3834, 2010.
80. Luis C.J., On the correct selection of the channel die in ECAP processes, *Scripta Materialia*, Vol. 50, pp. 387-393, 2004.
81. Luis C.J., Luri R. Study of the ECAP process by the upper bound method considering the correct die design, *Mechanics of Materials*, Vol 40, pp. 617-628, 2008.
82. Luis C.J., Salcedo D., Puertas I., Design and mechanical property analysis of ultrafine grained gears from AA5083 previously processed by equal channel angular pressing and isothermal forging, *Materials and Design*, Vol. 63, pp. 126-135, 2014.
83. Luo J., Li M.Q., Ma D.W., Microstructure and mechanical properties of 7075 aluminium alloy after isothermal compression and solution treatment, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 212 (5), pp. 1039-1048, 2012.
84. Luri R., Luis C.J., León J., Sebastian M. A., A New Configuration for Equal Channel Angular Extrusion Dies, *J. Manuf. Sci. Eng* Vol.128 (4), pp. 860-865, 2006.
85. Luri R., Luis Pérez C.J., Salcedo D., Puertas I., León J., Pérez I., Fuertes J.P., Evolution of damage in AA-5083 processed by equal channel angular extrusion using different die geometries, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 211 (1), pp. 48-56, 2011.
86. Luri R., Luis C.J., Salcedo D., León J., Fuertes J.P., Puertas I., FEM analysis of the isothermal forging of a connecting rod from material previously deformed by ECAP, *Procedia Engineering*, Vol. 63, pp. 540–546, 2013.
87. Meng H.C., Ludema K.C., Wear models and predictive equations: their form and content *Wear*, Vol. 181-183, pp. 443-457, 1995.
88. Meng X., Xie Y., A new numerical analysis for piston skirt–liner system lubrication considering the effects of connecting rod inertia, *Tribology International*, Vol. 47, pp. 235-243, 2012.
89. Menzel A., Steinmann P., A theoretical and computational framework for anisotropic continuum damage mechanics at large strains, *International Journal of Solids Structures*, Vol. 38, pp. 9505, 2001.
90. Meshkabadi R., Faraji G., Javdani A., Pouyafar V., Combined effects of ECAP and subsequent heating parameters on semi-solid microstructure of 7075 aluminum alloy, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 26, pp. 3091-3101, 2016.
91. Mirzadeh H., Constitutive modeling and prediction of hot deformation flow stress under dynamic recrystallization conditions, *Mechanics of Materials*, Vol. 85, pp. 66–79, 2015.
92. Mirzaie T., Mirzadeh H., Cabrera J.M., A simple Zerilli-Armstrong constitutive equation for modeling and prediction of hot deformation flow stress of steels, *Mechanics of Materials*, Vol. 94, pp. 38–45, 2016.

93. Mostaed E., Fabrizi A., Dellasega D., Bonollo F., Vedani M., Microstructure, mechanical behavior and low temperature superplasticity of ECAP processed ZM21 Mg alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 638, pp. 267-276, 2015.
94. Nakashima K., Horita Z., Nemoto M., Langdon T. G., Development of a multi-pass facility for equal-channel angular pressing to high total strains, *Materials Science and Engineering A*, Vol 281, pp. 82-87, 2000.
95. Ortiz-Cuellar E., Hernandez-Rodriguez M.A.L., García-Sánchez E., Evaluation of the tribological properties of an Al–Mg–Si alloy processed by severe plastic deformation, *Wear*, Vol. 271 (9–10), pp. 1828–1832, 2011.
96. Oyane M., Sato T., Okimoto K., Shima S., Criteria for ductile fracture and their application, *Journal of Mechanical Working Technology*, Vol. 4, pp. 66-81, 1980.
97. Phad S.A., Burande D.H., Static and dynamic analysis of connecting rod of compressor, *International Journal of Automobile Engineering*, Vol. 3 (3), pp. 23-30, 2013.
98. Puertas I., Luis-Pérez C.J., Salcedo D., León J., Luri R., Fuertes J.P., Isothermal upset forging of AA5083 after severe plastic deformation by ECAE, *Procedia CIRP*, Vol. 12, pp. 288 – 293, 2013 (a).
99. Puertas I., Luis Pérez C.J., Salcedo D., León J., Fuertes J.P., Luri R., Design and mechanical property analysis of AA1050 turbine blades manufactured by equal channel angular extrusion and isothermal forging, *Materials and Design*, Vol. 52, pp. 774-784, 2013 (b).
100. Pujatti M., Suhadolc M., Piculin M., Fretting-initiated fatigue in large bore engines connecting rods, *Procedia Engineering*, Vol. 74, pp. 356-359, 2014.
101. Qiu J.W., Liu Y., Liu Y. B., Liu B., Wang B., Ryba E., Tang H.P., Microstructures and mechanical properties of titanium alloy connecting rod made by powder forging process, *Materials and Design*, Vol. 33, pp. 213-219, 2012.
102. Rabb R., "Fatigue failure of a connecting rod", *Engineering Failure Analysis*, Vol. 3, No. 1, pp. 13-28, 1996.
103. Rakic S., Bugaric U., Radisavljevic I., Bulatovic Z., Failure analysis of a special vehicle engine connecting rod, *Engineering Failure Analysis*, Vol. 79, pp. 98–109, 2017.
104. Richert J., Richert M., *Aluminium*, Vol. 62, pp: 604, 1986.
105. Saanouni K., Mariage J.F., Cherouat A., Lestriez P., Numerical prediction of discontinuous central bursting in axisymmetric forward extrusion by continuum damage mechanics, *Computational Structures*, Vol. 82, pp. 2309, 2004.
106. Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R., Miura H., Jonas J.J., Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions, *Progress in Materials Science*, Vol. 60, pp. 130–207, 2014.
107. Salcedo D., Luis C.J., Puertas I., León J., Luri R., Fuertes J.P. FEM modelling and experimental analysis of an AA5083 turbine blade from ECAP processed material, *Materials and Manufacturing Processes*, DOI: 10.1080/10426914.2013.864396, In press, 2013 (a)

108. Salcedo D., Luis C.J., Puertas I., León J., Fuertes J.P., Luri R., Analysis on the Manufacturing of an AA5083 Straight Blade Previously ECAP Processed, *Advances in Materials Science and Engineering*, Article ID 673247, 7 pages, 2013 (b).
109. Salcedo D., Luis C.J., León J., Puertas I., Fuertes J.P., Luri R., Manufacturing of Nanostructured Blades for a Francis Turbine by Isothermal Forging of AA6063, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, DOI: 10.1115/1.4025396, 2014.
110. Schneider R., Grant R.J., Sotirov N., Falkinger G., Grabner F., Reichl C., Scheerer M., Heine B., Zouaoui Z., Constitutive flow curve approximation of commercial aluminium alloys at low temperatures, *Materials and Design*, Vol. 88, pp. 659–666, 2015.
111. Segal V.M., Reznikov V.I., Drobyshevsky A.E., Kopylov V.I., *Russian Metallurgy*, Vol. 1, pp. 971-974, 1981 (a).
112. Segal V.M., Reznikov V.I., Drobyshevskiy A.E., Kopylov V.I., Plastic working of metals by simple shear, *Russian metallurgy*. pp. 99-105, 1981 (b).
113. Septimio R.D.S., Button S.T., Numerical analysis of multi-directional precision forging of steel connecting rods, *Materials Science and Technology Conference and Exhibition*, Vol. 1, pp. 115-122, 2014.
114. Septimio R.D.S., Button S.T., Numerical simulation of multi-directional hot forging for the reduction of forging defects, *Proceedings of the 8th International Conference on Computational Plasticity - Fundamentals and Applications, COMPLAS 2015*, pp. 227-237, 2015.
115. Shaeri M.H., Salehi M.T., Seyyedain S.H., Abutalebi M.R., Park J.K., Characterization of microstructure and deformation texture during equal channel Angular pressing of Al–Zn–Mg–Cu alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 576, pp. 350–357, 2013.
116. Shaeri M.H., Shaeri M., Salehi M.T., Seyyedain S.H., Djavanroodi F., Microstructure and texture evolution of Al-7075 alloy processed by equal channel angular pressing, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 25, pp. 1367-1375, 2015.
117. Shen Y., Garnier J., Allais, L., Crepin, J., Ancelet, O., Hiver, J.M., Experimental and numerical characterization of anisotropic damage evolution of forged Al6061-T6 alloy, *Procedia Engineering*, Vol. 10, pp. 3429-3434, 2011.
118. Shin J.G., Nho I.S., Yim S.J., A finite element approach to anisotropic damage of ductile materials in large deformations. Part II: Finite element formulations and applications, *International Journal of Fracture*, Vol. 84, pp. 279, 1997.
119. Smirnova N.A., Levit V.I., Pilyugin V.I., Kuznetsov R.I., Davydova L.S., Sazonova V.A., *Fiz. Met. Metalloved*, Vol. 61, pp. 1170, 1986.
120. Stephens R. I., Fatemi A., Stephens R. R., Fuchs H. O., *Metal Fatigue in Engineering* Ed. John Wiley & Sons, Inc., 2001, EEUU.
121. Strozzi A., Baldini A., Giacomini M., Bertocchi E., Mantovani S., A repertoire of failures in connecting rods for internal combustion engines, and indications on traditional and advanced design methods, *Engineering Failure Analysis*, Vol. 60, pp. 20-39, 2016.



122. Surendarnath S., Subbiah R., Sankaranarayanan K., Ravisankar B., Finite Element Simulation of Pure Aluminum Processed by ECAP Using New Die Design, *Materials Today: Proceedings*, Vol. 4, pp. 2544-2553, 2017.
123. Takemasu T., Vazquez V., Painter B., Altan T., Investigation of metal flow and preform optimization in flashless forging of a connecting rod. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 59(1-2), pp. 95-105, 1996.
124. Tanski T., Snopinski P., Pakiela W., Borek W., Prisiak K., Rusz S., Structure and properties of AlMg alloy after combination of ECAP and post-ECAP ageing, *Archives of civil and mechanical engineering*, Vol. 16, pp. 325-334, 2016.
125. Tvergaard, V., Material failure by void growth to coalescence. *Advances in Applied Mechanics*, Vol. 27, pp. 83–151, 1990.
126. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V., Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation, *Progress in Materials Science*, Vol. 45, pp. 103-189, 2000.
127. Valiev R.Z., Langdon T.G., Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement *Progress in Materials Science*, Vol. 51, pp. 881-981, 2006.
128. Varenberg M., Towards a unified classification of wear, *Friction*, Vol. 1(4), pp. 333-340, 2013.
129. Vazquez V., Altan T., Die design for flashless forging of complex parts, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 98, pp. 81-89, 2000.
130. Vevečka A., Cabibbo M., Langdon T.G., A characterization of microstructure and microhardness on longitudinal planes of an Al-Mg-Si alloy processed by ECAP, *Materials characterization*, Vol. 84, pp. 126-133, 2013.
131. Voce E., The relationship between stress and strain for homogeneous deformation, *J. Inst. Met*, Vol. 74, pp. 737-752, 1948.
132. Williams J.A., Wear modelling: analytical, computational and mapping: a continuum mechanics approach *Wear*, Vol. 225–229, pp. 1–17, 1999.
133. Wu B., Li M.Q., Ma D.W., The flow behavior and constitutive equations in isothermal compression of 7050 aluminum alloy, *Materials Science and Engineering*, Vol. A 542, pp.79-87, 2012.
134. Wu T., Ma, B., Zhang, J., Numerical simulation of the closed die forging process for aluminum alloy connecting rod, *Special Casting and Nonferrous Alloys*, Vol. 35, (9), pp. 991-995, 2015.
135. Yanagida A., Jakob K., Azushima A., Formability of steels subjected to cold ECAP process, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 201, pp. 390–394, 2008.
136. Zadshakouyan M., Sobbouhi E.A., Jafarzadeh H., A study on the heading of spur gears: numerical analysis and experiments *World Academy of Science, Engineering and Technology*, Vol. 52, 2009.
137. Zhao Z., Chen Q., Chao H., Hu Ch., Huang S., Influence of equal channel angular extrusion processing parameters on the microstructure and mechanical properties of Mg–Al–Y–Zn alloy, *Materials and Design*, Vol. 32, pp.575-583, 2011.

138. Zhilyaev A.P., Shakhova I., Belyakov A., Kaibyshev R., Langdon T.G., Wear resistance and electroconductivity in copper processed by severe plastic deformation, *Wear*, Vol. 305, pp. 89-99, 2013.
139. Zhu Y.T., Lowe T.C., Langdon T.G., Performance and applications of nanostructured materials produced by severe plastic deformation *Scripta Materialia*, Vol. 51, pp. 825-830, 2004.

