



ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES Y DE TELECOMUNICACIÓN

TESIS DOCTORAL

“MODELIZACIÓN Y ANÁLISIS DEL PROCESO DE FORJA DE COMPONENTES MECÁNICOS OBTENIDOS A PARTIR DE MATERIAL NANOESTRUCTURADO”

Doctorando: Daniel Salcedo Pérez

Director: Prof. Dr. Carmelo Javier Luis Pérez

Dpto. Ing. Mecánica, Energética y de Materiales

Universidad Pública de Navarra

Pamplona, Julio de 2013

A Amaia, a mis padres y a mi hermano.

Por su comprensión, su cariño y apoyo.

AGRADECIMIENTOS

Quisiera expresar mi agradecimiento y reconocer el apoyo incondicional de cuantas personas han prestado su colaboración en la realización de esta Tesis Doctoral y de aquellas que con su ánimo y comprensión han logrado que siguiera adelante.

En particular, me gustaría agradecer al Profesor Dr. D. Carmelo Javier Luis Pérez, Director de esta Tesis Doctoral y Catedrático de Universidad del Área de Ingeniería de los Procesos de Fabricación del Departamento de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales de la Universidad Pública de Navarra, por su colaboración, apoyo y consejos, sin los que hubiera sido imposible la consecución de este trabajo.

Asimismo, desearía expresar mi más sincera gratitud al Departamento de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales de la Universidad Pública de Navarra, en especial a todos los componentes del Grupo de investigación de Ingeniería de Materiales y Fabricación, sin cuyo apoyo no habría sido posible la realización de la presente Tesis Doctoral.

Finalmente, me gustaría agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación (actualmente Ministerio de Economía y Competitividad) por el apoyo mostrado a través del Proyecto Nacional de investigación DPI 2010-18941.

I. LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1. <i>Matrices de ECAE</i>	27
Figura 2.2. <i>Matriz propuesta por [V.M. Segal et al, 1981]</i>	28
Figura 2.3. <i>Matriz propuesta por [Y. Iwahashi et al, 1996]</i>	28
Figura 2.4. <i>Matrices propuestas por [C.J. Luis, 2004]</i>	29
Figura 2.5. <i>Matriz propuesta por [C.J. Luis, 2008]</i>	29
Figura 2.6. <i>Deformación en los granos de la parte central de la probeta tras una pasada por ECAE y distorsión en los elementos de la simulación [B. Huarte et al, 2005]</i>	30
Figura 2.7. <i>Saturación de la dureza tras varias pasadas por ECAE [B. Huarte et al, 2005]</i>	31
Figura 2.8. <i>Comparativa de la fuerza durante el procesado por ECAE en el caso analítico y con simulación por elementos finitos [C.J. Luis et al, 2008]</i>	32
Figura 2.9. <i>Superficie de respuesta para la variable fuerza de procesado y zonas de acumulación de daño en la sección longitudinal de la probeta [J. León et al, 2011]</i>	33
Figura 2.10. <i>Comparativa de deformación plástica acumulada en la simulación y microdurezas de la probeta procesada por ECAE [J. León et al, 2011]</i>	33
Figura 2.11. <i>Factores del diseño de experimentos (R_{int}, R_{ext}, Φ) y superficie de respuesta de la variable daño [R. Luri et al, 2011]</i>	34
Figura 2.12. <i>Comparativa de deformación plástica acumulada en la simulación y microdurezas de la probeta procesada por ECAE [R. Luri et al, 2011]</i>	35
Figura 2.13. <i>Anisotropía presente en las muestras comprimidas procesadas por ECAE</i>	55
Figura 2.14. <i>Acabado superficial de las muestras forjadas en [C.J. Luis et al, 2012]</i>	56
Figura 2.15. <i>Simulación por elementos finitos realizada en [D. Salcedo et al, 2012]</i>	60
Figura 2.16. <i>Resultados del trabajo de [I. Puertas et al, 2013]</i>	61
Figura 3.1. <i>Prensa de ECAE</i>	65
Figura 3.2. <i>Grupo hidráulico y cilindro de presión del punzón</i>	66
Figura 3.3. <i>Matrices de ECAE previas</i>	66
Figura 3.4. <i>Plano general de las matrices de ECAE diseñadas</i>	67
Figura 3.5. <i>Matrices de ECAE diseñadas</i>	68
Figura 3.6. <i>Máquina de tracción y compresión</i>	69
Figura 3.7. <i>Plataformas plano-paralelas para compresión no isoterma</i>	69
Figura 3.8. <i>Detalle del papel cerámico</i>	70
Figura 3.9. <i>Controladores digitales PDI de la temperatura de las resistencias</i>	71
Figura 3.10. <i>Esquema eléctrico del montaje</i>	71
Figura 3.11. <i>Vista completa de la prensa hidráulica</i>	72
Figura 3.12. <i>Modificaciones realizadas en la prensa hidráulica</i>	72
Figura 3.13. <i>Resistencias térmicas y termopares</i>	73
Figura 3.14. <i>Sistema de refrigeración</i>	73
Figura 3.15. <i>Equipos necesarios para realizar la microscopía</i>	74
Figura 3.16. <i>Microdurómetro</i>	75

Figura 4.1. <i>Procesado de probetas mediante ECAE.</i>	80
Figura 4.2. <i>Malla inicial en la simulación por elementos finitos.</i>	82
Figura 4.3. <i>Evolución de la temperatura durante los ensayos y las simulaciones.</i>	82
Figura 4.4. <i>Evolución de la temperatura en un nodo exterior de la probeta partiendo de 300 °C y 450 °C tanto en ensayos experimentales como en simulación.</i>	83
Figura 4.5. <i>Gráfica de la resistencia de contacto en función de la presión de contacto.</i>	83
Figura 4.6. <i>Ensayo de compresión no isoterma entre plataformas plano-paralelas.</i>	84
Figura 4.7. <i>Aspecto exterior y grietas de las probetas después de la compresión.</i>	85
Figura 4.8. <i>Distribución de la microdureza para material en estado N0 y N2.</i>	86
Figura 4.9. <i>Microscopía óptica de la AA5083.</i>	87
Figura 4.10. <i>Microscopía óptica de la AA5083.</i>	87
Figura 4.11. <i>Curva fuerza-posición y desplazamiento hasta el origen.</i>	89
Figura 4.12. <i>Curvas tensión frente a deformación.</i>	89
Figura 4.13. <i>Curvas tensión frente a deformación seleccionada.</i>	89
Figura 4.14. <i>Variación de las constantes del modelo de Hollomon.</i>	91
Figura 4.15. <i>Variación de las constantes del modelo de Voce.</i>	94
Figura 4.16. <i>Variación de la microdureza (HV) de las muestras (N0 y N2).</i>	97
Figura 4.17. <i>Grietas externas en la compresión isoterma de AA5083.</i>	98
Figura 4.18. <i>Zonas donde se realizan microdurezas y microscopía de la AA5083 (N0).</i>	98
Figura 4.19. <i>Micrografías de las muestras comprimidas isotérmicamente a 200 °C.</i>	99
Figura 4.20. <i>Micrografía de la zona central de la AA5083 en estado de partida N2 comprimida a 275 °C y 350 °C a una velocidad de 50 mm/min.</i>	100
Figura 4.21. <i>Micrografías electrónicas del material predeformado (N2) tras ser comprimidas isotérmicamente a 200 °C y 1 mm/min.</i>	100
Figura 4.22. <i>Micrografías electrónicas del material predeformado (N2) tras ser comprimidas isotérmicamente a 275 °C y 1 mm/min.</i>	101
Figura 4.23. <i>Micrografías electrónicas del material predeformado (N2) tras ser comprimidas isotérmicamente a 350 °C y 5 mm/min.</i>	101
Figura 4.24. <i>Mallado inicial y condiciones de contorno.</i>	103
Figura 4.25. <i>Ajuste de las curvas carga-carrera experimental y por FEM.</i>	104
Figura 4.26. <i>Distribución de la tensión Von Mises en las matrices de compresión isoterma.</i> .	105
Figura 5.1. <i>Probeta inicial para la forja del álabe plano.</i>	110
Figura 5.2. <i>Parámetros geométricos del diseño del álabe en sus diferentes secciones.</i>	111
Figura 5.3. <i>Configuración cerrada y abierta de las matrices.</i>	112
Figura 5.4. <i>Cuerpos de contacto en las simulaciones en 2-D.</i>	113
Figura 5.5. <i>Cuerpos de contacto en las simulaciones en 3-D.</i>	114
Figura 5.6. <i>Fuerza de prensado en los modelos V1 a V8 de la sección 1.</i>	116
Figura 5.7. <i>Fuerza de prensado en los modelos con diferente configuración de salida de rebaba.</i>	116

Figura 5.8. Deformación plástica en la zona de la raíz en los modelos de matriz cerrada y matriz abierta en los dos extremos.	117
Figura 5.9. Deformación plástica en el modelo final V21.	117
Figura 5.10. Daño acumulado en los modelos V8 y V7 (sección1).	118
Figura 5.11. Daño acumulado en la zona de la raíz en los modelos de matriz cerrada y matriz abierta en los dos extremos.	118
Figura 5.12. Daño infligido en el modelo final V21.	119
Figura 5.13. Modelo CAD, planos y matriz fabricada.	120
Figura 5.14. Geometría básica de las configuraciones estudiadas.	121
Figura 5.15. Probeta inicial para la forja del álabe curvado.	122
Figura 5.16. Deformación plástica acumulada en las secciones seleccionadas.	123
Figura 5.17. Daño infligido en las secciones seleccionadas.	124
Figura 5.18. Mallado del volumen de control y de la probeta de partida.	125
Figura 5.19. Mallado de la matriz inferior.	126
Figura 5.20. Desplazamiento de la probeta y llenado incompleto de la matriz.	127
Figura 5.21. Deformación plástica acumulada en dos simulaciones diferentes.	128
Figura 5.22. Vectores del flujo de material en tres momentos de la forja.	129
Figura 5.23. Tensiones Von Mises en las matrices diseñadas.	129
Figura 5.24. Deformación plástica del álabe curvado tipo Francis.	130
Figura 5.25. Daño acumulado en el álabe curvado tipo Francis.	131
Figura 5.26. Temperatura final en el álabe curvado tipo Francis.	131
Figura 5.27. Comparativa entre los resultados experimentales y los obtenidos mediante simulación.	132
Figura 5.28. Planos, modelo CAD y matriz fabricada.	133
Figura 5.29. Modelo CAD del engranaje de módulo 4 y 7 dientes.	134
Figura 5.30. Corte frontal de los dos conjuntos de matrices.	135
Figura 5.31. Cuerpos de contacto de las simulaciones.	136
Figura 5.32. Rebaba producida en la forja del engranaje con matrices con punzón (izquierda) y con matrices simétricas (derecha) al completar la huella del engranaje.	136
Figura 5.33. Geometría de las matrices, volumen de control y mallado de la preforma.	137
Figura 5.34. Llenado de la huella del engranaje.	138
Figura 5.35. Deformación plástica del engranaje y detalle de un diente.	138
Figura 5.36. Daño infligido al engranaje con carrera de 33 y 36 mm.	139
Figura 5.37. Modelo CAD, planos y matriz fabricada.	140
Figura 6.1. Probeta inicial para la forja del álabe plano.	144
Figura 6.2. Zonas seleccionadas para realizar las medidas de dureza (HV)	144
Figura 6.3. Distribución de las medidas de dureza (HV).	144
Figura 6.4. Resultados de la dureza media (HV) en cada ensayo por zonas.	145
Figura 6.5. Microdureza media y desviación típica de cada ensayo.	146
Figura 6.6. Grietas internas en los álabes forjados.	146

Figura 6.7. <i>Microestructura de los álabes forjados.</i>	147
Figura 6.8. <i>Microscopía electrónica de los álabes forjados.</i>	149
Figura 6.9. <i>Composición química de la matriz y los precipitados de las muestras de la aleación AA5083 (EDX).</i>	150
Figura 6.10. <i>Probeta inicial para la forja del álabe curvado tipo Francis.</i>	151
Figura 6.11. <i>Diseño y conjunto fabricado de una de una turbina (izquierda) y de una bomba (derecha) empleando los álabes Francis de estructura submicrométrica.</i>	152
Figura 6.12. <i>Zonas de estudio de la microdureza.</i>	152
Figura 6.13. <i>Álabes forjados de la AA5083 con diferentes materiales de partida.</i>	153
Figura 6.14. <i>Media y desviación típica observada en la medida de microdurezas en N0 y N2 en los álabes curvados.</i>	155
Figura 6.15. <i>Deformación en media sección de un material procesado por ECAE en dos ocasiones mediante la ruta C.</i>	155
Figura 6.16. <i>Microscopía electrónica de los álabes curvados de la AA5083.</i>	156
Figura 6.17. <i>Probeta de partida para la forja del engranaje.</i>	157
Figura 6.18. <i>Selección de las zonas a estudiar.</i>	158
Figura 6.19. <i>Diferentes muestras de los ensayos de forja isoterma del engranaje.</i>	158
Figura 6.20. <i>Media y desviación típica observada en la medida de microdurezas en N0 y N2 en los engranajes forjados.</i>	160
Figura 6.21. <i>Media y desviación típica observada en la medida de microdurezas de diferentes dientes en el engranaje forjado con la AA5083 en estado N2 a 250 °C.</i>	161
Figura 6.22. <i>Microscopía óptica de la AA5083 en estado N0 y N2.</i>	161
Figura 6.23. <i>Microscopía óptica de los engranajes forjados.</i>	162
Figura 6.24. <i>Microscopía electrónica de los engranajes forjados.</i>	164
Figura 7.1. <i>Zona de estudio de microscopía y microdureza.</i>	170
Figura 7.2. <i>Evolución de la microdureza en los álabes forjados.</i>	171
Figura 7.3. <i>Grietas externas de los álabes con material de partida en estado N2.</i>	172
Figura 7.4. <i>Grietas internas de los álabes con material de partida en estado N2.</i>	172
Figura 7.5. <i>Microestructura de las probetas en estado N2 tras el precalentamiento.</i>	173
Figura 7.6. <i>Microestructura del álabe plano tras ser forjado.</i>	174
Figura 7.7. <i>Zona de estudio de microscopía y microdureza.</i>	175
Figura 7.8. <i>Grietas externas en el álabe curvado.</i>	176
Figura 7.9. <i>Valores de la convección natural y mallado mediante volúmenes finitos.</i>	178
Figura 7.10. <i>Variación de la temperatura (°C) en el horno de la preforma de álabe.</i>	178
Figura 7.11. <i>Variación de la temperatura (°C) desde el horno hasta la prensa.</i>	179
Figura 7.12. <i>Variación de la temperatura (°C) durante el descenso de la matriz.</i>	179
Figura 7.13. <i>Variación de la temperatura (°C) durante el forjado del álabe tipo Francis.</i>	180

II. LISTA DE TABLAS

Tabla 2.I. <i>Procesos de deformación plástica severa continuos.</i>	26
Tabla 2.II. <i>Procesos de deformación plástica severa discontinuos.</i>	26
Tabla 3.I. <i>Coeficiente de conducción del papel cerámico a diferentes temperaturas.</i>	70
Tabla 4.I. <i>Composición química de la AA5083.</i>	80
Tabla 4.II. <i>Valores de los parámetros del material del modelo de Hollomon.</i>	91
Tabla 4.III. <i>Valores de los parámetros del material del modelo de Voce.</i>	93
Tabla 4.IV. <i>Ejemplo de ajuste de los diferentes modelos estudiados.</i>	95
Tabla 4.V. <i>Microdureza (HV) de las muestras de la AA5083.</i>	96
Tabla 5.I. <i>Valores de los parámetros de la secciones 1 y 3.</i>	114
Tabla 5.II. <i>Valores de los parámetros de la sección 2.</i>	115
Tabla 5.III. <i>Composición química del acero F-522.</i>	130
Tabla 5.IV. <i>Geometría básica de los engranajes.</i>	134
Tabla 6.I. <i>Microdurezas de los álabes curvados fabricados.</i>	154
Tabla 6.II. <i>Microdurezas de las diferentes zonas del engranaje forjado.</i>	159
Tabla 7.I. <i>Microdureza (HV) de los álabes planos forjados.</i>	171

III. NOMENCLATURA EMPLEADA

dD : incremental de daño en el modelo de *Lemaitre*.

$\bar{\sigma}$: tensión de *Von Mises*.

E: módulo de *Young*.

S: parámetro de resistencia al daño del material en el modelo de *Lemaitre*.

$f(\eta)$: es una función dependiente del coeficiente de *Poisson* y de la tensión normal media en el modelo de *Lemaitre*.

σ_{\max} : tensión máxima principal.

ϵ : deformación plástica real.

σ : tensión de fluencia.

K: es una constante del modelo de *Hollomon*.

n: constante de endurecimiento del modelo de *Hollomon*.

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

U_i : coeficiente de transmisión de calor entre matriz y pieza del modelo de *Wilson*.

U_c : coeficiente de transmisión de calor debido a los contactos referentes a la rugosidad del modelo de *Wilson*.

U_f : coeficiente de transmisión de calor a través del lubricante del modelo de *Wilson*.

τ : tensión cortante sobre las superficies de contacto en los modelos de rozamiento.

μ : coeficiente de rozamiento del modelo de *Coulomb*.

m: coeficiente de rozamiento del modelo de *Tresca*.

σ_p : tensión máxima del modelo de ley de fluencia de *Liu*.

ϵ_p : deformación a tensión máxima del modelo de ley de fluencia de *Liu*.

ψ, ξ : constantes matemáticas del modelo de ley de fluencia de *Liu*.

e: deformación plástica ingenieril.

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

IV. ÍNDICE

I.	LISTA DE FIGURAS	5
II.	LISTA DE TABLAS.....	9
III.	NOMENCLATURA EMPLEADA	11
IV.	ÍNDICE	13
V.	RESUMEN	17
VI.	ABSTRACT.....	18
1.	PLANTEAMIENTO Y OBJETIVOS.....	21
2.	REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE	25
2.1.	Procesos de deformación plástica severa	25
2.2.	Extrusión en canal angular	26
2.3.	Microestructura y superplasticidad.....	36
2.4.	Aplicaciones del proceso de forja para la obtención de elementos mecánicos	41
2.4.1.	Estudios experimentales sobre la forja	42
2.4.2.	Simulaciones por elementos finitos de la forja.....	47
2.4.3.	Forja de material nanoestructurado	54
2.5.	Recapitulación	61
3.	EQUIPAMIENTO EMPLEADO	65
3.1.	Equipo de extrusión en canal angular constante y matrices fabricadas	65
3.2.	Equipo de ensayos de tracción y compresión.....	68
3.2.1.	Plataformas plano-paralelas para compresión no isoterma.....	69
3.2.2.	Plataformas plano-paralelas para compresión isoterma.....	69
3.2.3.	Prensa hidráulica.....	71
3.3.	Equipos de microscopía.....	73
3.4.	Equipos de ensayos a componentes mecánicos	74
3.5.	Recapitulación	75
4.	ANÁLISIS EXPERIMENTAL Y MODELIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO DEL MATERIAL.....	79
4.1.	Obtención de probetas de compresión	79
4.2.	Ensayos de compresión no isoterma o convencional	80
4.2.1.	Determinación de la resistencia térmica de contacto.....	80
4.2.2.	Microdureza y microestructura tras la compresión no isoterma.....	84
4.3.	Ensayos de compresión isoterma.....	87
4.3.1.	Modelización de las leyes de fluencia de la AA5083	88
4.3.2.	Microdureza y microestructura de la AA5083	95
4.3.3.	Obtención del coeficiente de rozamiento en la compresión isoterma.....	102
4.4.	Recapitulación	105

5. DISEÑO Y OPTIMIZACIÓN DE LAS MATRICES PARA LA FORJA ISOTERMA Y CONVENCIONAL	109
5.1. Diseño de la matriz para forjar un álabe plano	109
5.1.1. Modelización mediante elementos finitos de la forja del álabe plano	112
5.1.2. Resultados y selección de la matriz para la forja del álabe plano	114
5.1.3. Matriz fabricada para la forja del álabe plano	119
5.2. Diseño de la matriz para forjar un álabe curvado	120
5.2.1. Modelización mediante elementos finitos de la forja del álabe curvado tipo Francis	122
5.2.2. Resultados y selección de la configuración de las matrices para la forja del álabe curvado tipo Francis	123
5.2.3. Modelización mediante volúmenes finitos de la forja del álabe curvado tipo Francis	125
5.2.4. Optimización de la geometría de las matrices para el álabe Francis	127
5.2.5. Matriz fabricada para el álabe curvado tipo Francis	132
5.3. Diseño de la matriz para forjar engranajes.....	133
5.3.1. Selección del tipo de matrices a fabricar para la forja de engranajes	134
5.3.2. Optimización de los parámetros geométricos en el diseño de matrices para la forja de engranajes	137
5.3.3. Matriz fabricada para la forja de engranajes.....	139
5.4. Recapitulación	140
6. ANÁLISIS DE PROPIEDADES EN LOS COMPONENTES MECÁNICOS FABRICADOS MEDIANTE FORJA ISOTERMA	143
6.1. Análisis de propiedades en los álabes planos.....	143
6.1.1. Estudio de microdurezas en el álabe plano	144
6.1.2. Estudio de microscopía óptica en el álabe plano.....	146
6.1.3. Estudio de microscopía electrónica y mediante sonda de rayos X en el álabe plano	148
6.2. Análisis de propiedades en los álabes curvados tipo Francis.....	151
6.2.1. Estudio de microdurezas en el álabe curvado tipo Francis.....	152
6.2.2. Estudio de microscopía electrónica en el álabe curvado tipo Francis	156
6.3. Análisis de propiedades en los engranajes	157
6.3.1. Estudio de microdurezas en el engranaje	158
6.3.2. Estudio de microscopía óptica en el engranaje	161
6.3.3. Estudio de microscopía electrónica.....	162
6.4. Recapitulación	164

7. ANÁLISIS COMPARATIVO ENTRE LA FORJA CONVENCIONAL Y LA FORJA ISOTERMA	169
7.1. Análisis de propiedades del álabe plano.....	169
7.1.1. Estudio de microdurezas en el álabe plano	170
7.1.2. Estudio de microscopía óptica en el álabe plano.....	171
7.2. Análisis de propiedades del álabe curvado tipo Francis	175
7.2.1. Estudio de microdurezas en el álabe curvado	175
7.2.2. Estudio de microscopía óptica en el álabe curvado.....	176
7.2.3. Estudio de la temperatura mediante volúmenes finitos	177
7.3. Recapitulación	180
8. CONCLUSIONES Y DESARROLLOS FUTUROS	185
8.1. Conclusiones generales	185
8.2. Conclusiones particulares	185
8.3. Desarrollos futuros	187
9. REFERENCIAS.....	191

V. RESUMEN

La presente Tesis Doctoral se enmarca dentro de la investigación desarrollada en el Proyecto Nacional de investigación DPI 2010-18941, titulado “*Análisis y desarrollo de procesos de forja convencional y forja isoterma de materiales obtenidos mediante deformación plástica severa por extrusión en canal angular*”. En la Tesis Doctoral se aborda un estudio relativo a la viabilidad de obtener componentes mecánicos de estructura submicrométrica y/o nanométrica a partir de materiales previamente procesados mediante SPD por ECAE.

Para ello, se realiza previamente un estudio conducente a la determinación de las leyes de fluencia de la AA5083, previamente procesada por ECAE, en función de la temperatura y de la velocidad de forjado. Posteriormente, se realizan los diseños de las matrices necesarias para la forja de este material y se realizan ensayos experimentales con los equipos presentes en la Universidad Pública de Navarra, analizando las propiedades mecánicas de los elementos mecánicos fabricados.

Asimismo, se realizan simulaciones por elementos finitos del proceso de forja convencional y del proceso de forja isoterma, comparando los resultados obtenidos con los ensayos reales. Se muestra que se alcanza una alta precisión en los resultados obtenidos. Además, se realiza una comparativa entre los procesos de forja isoterma y forja convencional cuando se fabrican diferentes componentes mecánicos a partir de material, tanto en estado recocido como previamente procesado por ECAE.

Con la presente Tesis Doctoral se realiza un estudio completo y con profundidad del proceso de forja de material previamente procesado mediante SPD por ECAE, ampliando el conocimiento de este tipo de materiales y demostrando la viabilidad de la obtención de elementos mecánicos con estructura submicrométrica y/o nanométrica.

Palabras clave: Forja, FEM, ECAE, fabricación, nanoestructura.

VI. ABSTRACT

The present Ph. D. Thesis is line with the research developed in the National Research Project DPI 2010-18941, entitled “*Analysis and development of traditional forging and isothermal forging of materials obtained through severe plastic deformation by angular channel extrusion*”. This Ph. D. Thesis deals with the feasibility of manufacturing mechanical components with submicrometric and/or nanometric structure by means of materials previously SPD processed with ECAE.

To this end, a preliminary study on the assessment of the previously ECAE processed AA5083 flow rules is made as a function of temperature and forging velocity. Subsequently, the design of the dies required for the forging of this material is carried out and experimental tests are performed with the equipment belonging to the Public University of Navarre in order to analyse the mechanical properties of the manufactured mechanical elements.

In addition, finite element simulations of both traditional forging and isothermal forging are carried out comparing these results with those obtained in the real tests. It is shown that a high degree of accuracy is achieved in the results obtained. Furthermore, a comparative study is made between the traditional forging and the isothermal forging when different mechanical components are manufactured both annealed or previously ECAE processed.

With the present Ph. D. Thesis, a complete and deep study is made on the forging of previously SPD processed material with ECAE. This widens the knowledge about this kind of materials and it demonstrates the feasibility of obtaining mechanical elements with submicrometric and/or nanometric structure.

Key words: Forging, FEM, ECAE, manufacturing, nanostructure.

CAPÍTULO 1

Planteamiento y Objetivos

1. PLANTEAMIENTO Y OBJETIVOS

La presente Tesis Doctoral se enmarca dentro del Proyecto Nacional de investigación DPI 2010-18941 el cual lleva por título “*Análisis y desarrollo de procesos de forja convencional y forja isoterma de materiales obtenidos mediante deformación plástica severa por extrusión en canal angular*”. En la Tesis Doctoral se analiza la forja isoterma de la AA5083, previamente nanoestructurada mediante el proceso de deformación plástica severa (en inglés, *Severe Plastic Deformation*, SPD), denominado como extrusión en canal angular (en inglés, *Equal Channel Angular Extrusion*, ECAE). Asimismo, se determinan las condiciones óptimas de proceso y se realiza un estudio comparativo con el proceso de forja convencional, con la finalidad de posibilitar la obtención de elementos mecánicos con estructura submicrométrica y/o nanométrica.

A pesar de que el proceso de ECAE ha sido ampliamente estudiado en los últimos años, son muy pocos los componentes mecánicos que se han obtenido a partir de los materiales previamente nano-estructurados por ECAE. Por ello, este tema de investigación se sitúa en la frontera del conocimiento ya que trata de obtener elementos mecánicos nanoestructurados de aplicación directa y, por tanto, con alto valor añadido gracias a la mejora en sus propiedades mecánicas. La Tesis Doctoral está directamente relacionada con la actividad investigadora llevada a cabo por el Grupo de Investigación de Ingeniería de Materiales y Fabricación y se enmarca dentro de los objetivos planteados en el Proyecto de Investigación DPI 2010-18941, financiado por el Ministerio de Ciencia e Innovación (en la actualidad Ministerio de Economía y Competitividad), cuyo Investigador Principal es el Profesor C. J. Luis.

Para ello, se va a estructurar la Tesis Doctoral en las siguientes fases:

En primer lugar, se abordará una revisión del estado del arte en la que se incluye, entre otros aspectos, la evolución y desarrollo del proceso de ECAE, el estudio de las propiedades mecánicas asociadas a una estructura nanocristalina y las variables más importantes en el proceso de forja.

Seguidamente, se detallarán, brevemente, los equipos necesarios para realizar el análisis experimental, que incluye el procesado mediante ECAE de la

aleación de aluminio AA5083 para conseguir el material nanoestructurado, que servirá como material de partida para la forja de elementos mecánicos. Asimismo, se realizará el estudio de las propiedades y el modelizado de las curvas de fluencia de la AA5083 en función de la temperatura y de la velocidad de forjado, ya que es el material que se empleará en la presente Tesis Doctoral.

Posteriormente, se llevará a cabo la simulación por elementos finitos y por volúmenes finitos de la forja convencional y de la forja isoterma de diversos componentes mecánicos considerando rozamiento, endurecimiento por deformación y gradientes de temperatura. Estas simulaciones tienen la finalidad de diseñar el equipamiento y utillaje necesario para la forja de componentes mecánicos tales como álabes y engranajes. Se mostrará que es posible obtener un alto grado de concordancia entre resultados teóricos y experimentales a partir de la metodología seguida en la Tesis Doctoral.

Una vez fabricadas las matrices y el utillaje necesario, se procederá a forjar los elementos mecánicos, objeto de estudio en la Tesis Doctoral, tanto mediante forja isoterma como mediante forja convencional y se estudiarán sus propiedades mecánicas. Para ello, se emplearán técnicas de microscopía óptica y electrónica y se realizarán ensayos mecánicos.

Con todo ello, se mostrará que es posible obtener elementos mecánicos funcionales, avanzando así en el desarrollo de elementos mecánicos nanoestructurados obtenidos a partir de la combinación de procesos SPD y su posterior procesado mediante forja convencional y forja isoterma.

CAPÍTULO 2

Revisión del

estado del arte

2. REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

En el presente capítulo se mostrará la tecnología de deformación plástica severa (en inglés, *Severe Plastic Deformation*, SPD) denominada como extrusión en canal angular (en inglés, *Equal Channel Angular Extrusion*, ECAE), ya que será el proceso empleado para obtener materiales nanoestructurados que se emplearán con posterioridad para la forja de componentes mecánicos con estructura submicrométrica y/o nanométrica.

2.1. Procesos de deformación plástica severa

En primer lugar se realizará una aproximación a los procesos de deformación plástica severa, dentro de los cuales se enmarca la extrusión en canal angular. Los procesos que se incluyen en el grupo de deformación plástica severa (SPD) son aquellos procesos termo-mecánicos capaces de introducir al material procesado grandes deformaciones plásticas ($\epsilon \gg 1$). Debido a esta deformación introducida en presencia de altas presiones hidrostáticas, se pueden obtener materiales nanoestructurados en aleaciones y compuestos [T. G. Langdon et al, 2007].

El interés por obtener estructuras de grano ultrafino se debe a la mejora de propiedades mecánicas en los materiales, lo cual les hace tener un comportamiento muy superior al de los materiales no nanoestructurados [R. Z. Valiev et al, 2000]. Entre la mejora de las propiedades destaca el aumento en el límite elástico, la resistencia mecánica, la resistencia a fatiga, así como la mejora de la forjabilidad y bajo condiciones específicas, aparición de comportamientos superplásticos [Y. T. Zhu et al, 2004].

En la actualidad, las aplicaciones en la industria de este tipo de materiales se dividen en aquellas en las que se necesite reducir peso y mantener buenas propiedades mecánicas y en aquellas que se emplea para permitir una fabricación más sencilla en procesos posteriores como la forja.

La utilización de estos procesos frente a la pulvimetalurgia, que también se emplea para obtener materiales nanoestructurados, tiene la ventaja de evitar la porosidad del material resultante evitando grietas en los elementos

funcionales fabricados. Asimismo, la ventaja de estos procesos frente a los de deformación tradicional como el laminado, es la conservación de la sección inicial del material posibilitando su empleo en posteriores aplicaciones [R. Z. Valiev et al, 2006].

En la Tabla 2.I y en la Tabla 2.II se muestran los procesos de deformación plástica severa más importantes con su desarrollador principal y fecha de difusión. Se dividen en dos grupos principales por el modo de procesado del material: continuos y discontinuos.

Proceso	Desarrollador
<i>Conform</i>	[D.S. Peng et al ,1991]
ECAD (<i>Equal Channel Angular Drawing</i>)	[U. Chakkingal et al ,1997]
ARB (<i>Accumulative Roll Bonding</i>)	[Y. Saito et al, 1998]
<i>Conshearing</i>	[Y. Saito et al, 2000]
C2S2 (<i>Continuous Confined Strip Shearing</i>)	[J.C. lee et al, 2001]
CCDR (<i>Continuous Combined Drawing and Rolling</i>)	[C.J. Luis et al, 2002]
CFAE (<i>Continuous Frictional Angular Extrusión</i>)	[Y. Huang et al, 2007]

Tabla 2.I. *Procesos de deformación plástica severa continuos.*

Proceso	Desarrollador
ECAE (<i>Equal Channel Angular Extrusion</i>)	[V. Segal et al, 1981]
HPT (<i>High Pressure Torsion</i>)	[N.A. Smirnova et al, 1986]
CEC (<i>Cyclic Extrusion Compression</i>)	[J. Richert et al, 1986]
MCF (<i>Multipass Coin Forging</i>)	[A. K. Ghosh, 2000]
RCS (<i>Repetitive Corrugation and Straightening</i>)	[J.Y. Huang et al, 2001]
TE (<i>Twist Extrusion</i>)	[Y. Beygelzimer et al, 2002]

Tabla 2.II. *Procesos de deformación plástica severa discontinuos.*

2.2. Extrusión en canal angular

El proceso denominado extrusión en canal angular (ECAE) es un proceso SPD discontinuo que consiste en ejercer una fuerza de compresión a un material a través de una matriz que consta de dos canales de, aproximadamente, igual sección transversal que se intersecan en un ángulo comprendido entre 90° y 120°. En la Figura 2.1 se pueden observar dos matrices de ECAE, divididas, con ángulo principal de 90°.



Figura 2.1. *Matrices de ECAE.*

Como ambos canales (entrada y salida) están fabricados con secciones de tamaño similar, no existe apenas variación de la sección transversal, y es posible volver a procesar el material extruido aumentando así la deformación plástica de la probeta. Ello es posible hasta un límite máximo en el cual el material ya no puede soportar más deformación. Sin embargo, este límite de deformación es muy superior al obtenido en otros procesos convencionales. El proceso de extrusión en canal angular fue inventado en 1972 por V.M Segal, aunque no se llegó a detallar en publicaciones científicas hasta 1981 con el trabajo de [V.M. Segal et al, 1981]. En los comienzos de los años noventa y con el interés surgido por los materiales nanoestructurados, el proceso de ECAE se ha convertido en un atractivo tema de investigación, objeto de los esfuerzos de diversos grupos en todo el mundo. Sin embargo, son muy escasas las aplicaciones que se han desarrollado a partir de dichos materiales.

A continuación, se exponen diferentes trabajos relacionados con este proceso de deformación plástica severa ya que será el método empleado en la presente Tesis Doctoral para la nanoestructuración de los materiales que se emplean como material de partida para los procesos de forja posteriores que se van a analizar es este trabajo.

El proceso de ECAE ha tenido una gran evolución en los últimos años fruto de las investigaciones de diversos grupos de investigación entre los que se encuentra el Grupo de Investigación de Ingeniería de Materiales y Fabricación de la Universidad Pública de Navarra cuyo Investigador Principal es el Profesor Carmelo Luis. La geometría de las matrices necesarias para realizar el proceso se ha ido optimizando desde la invención del proceso de ECAE hasta la actualidad. Las primeras matrices desarrolladas por [V.M. Segal et al, 1981] se caracterizaban por tener un canal de sección cuadrada y no

tener radios de acuerdo entre los canales como se observa en la Figura 2.2. Este diseño presentaba diversos problemas derivados de la presencia de aristas vivas como son el desgaste de la matriz, el daño infligido al material al pasar por la intersección y la dificultad de mecanizar matrices sin radios de acuerdo debido al radio de la herramienta empleado en el mecanizado.

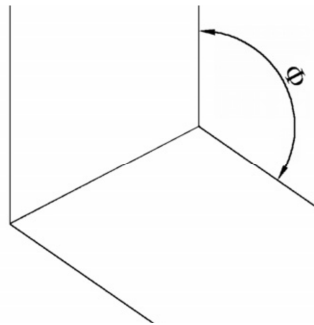


Figura 2.2. Matriz propuesta por [V.M. Segal et al, 1981].

El siguiente paso en el desarrollo de las matrices de ECAE lo realizó [Y. Iwahashi et al, 1996], que planteó un radio externo no tangente para facilitar el flujo de material. El problema en estas matrices tiene que ver con la arista viva del radio interno, que como en el caso anterior, daña el material procesado. El canal propuesto se puede observar en la Figura 2.3.

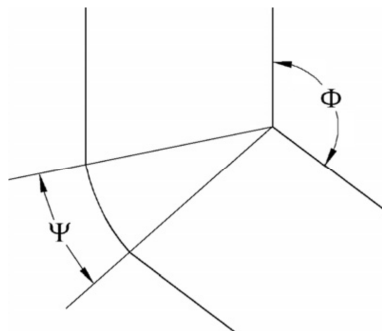


Figura 2.3. Matriz propuesta por [Y. Iwahashi et al, 1996].

Para obtener un flujo de material uniforme y evitar infligir daño en el material, es necesario introducir radios de acuerdo tangentes entre ambos canales de la matriz de ECAE. En [C.J. Luis, 2004], se propone un diseño de matrices que satisface las condiciones anteriores. Este trabajo propuso por primera vez un nuevo diseño de las matrices de ECAE, siendo los radios de acuerdo tangentes a ambos canales de la matriz y optimizando la deformación impartida en relación a los trabajos existentes. En [C.J. Luis, 2004] se propuso también una configuración en la que el radio exterior era mayor que el radio

interior siendo tangentes a ambos canales como se puede observar en la Figura 2.4.

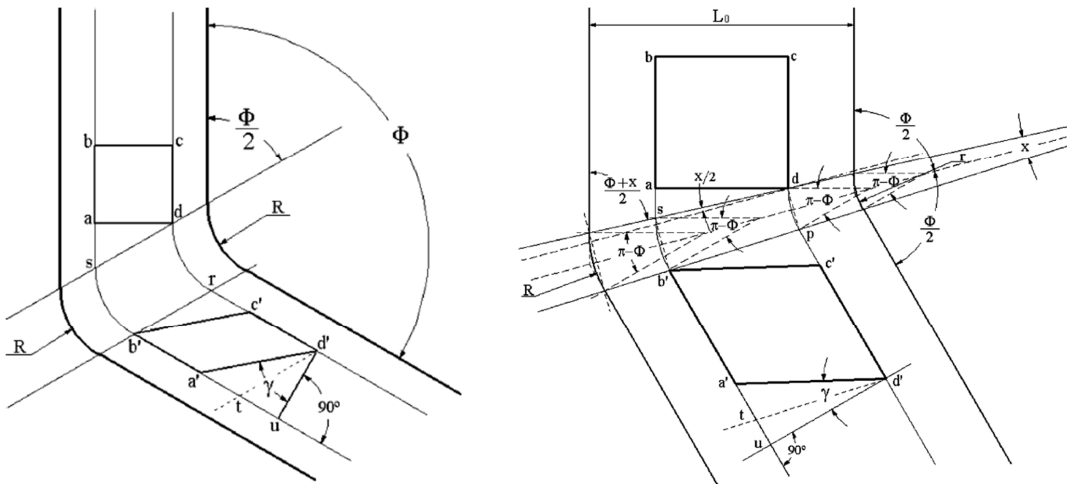


Figura 2.4. Matrices propuestas por [C.J. Luis, 2004].

Asimismo, en [C.J. Luis, 2008] se analiza una nueva configuración basada en emplear un radio interno mayor que el radio externo como se observa en la Figura 2.5, lo que se denominó como ECAE inverso y que aumentó aún más la deformación por pasada de ECAE. Estas geometrías del canal permitieron aplicar una mayor homogeneidad de deformación con menor daño acumulado en el material procesado que las anteriormente utilizadas.

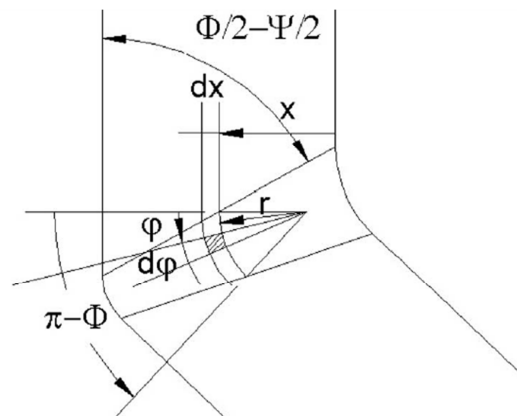


Figura 2.5. Matriz propuesta por [C.J. Luis, 2008].

En el proceso de ECAE es posible emplear diferentes rutas de procesado con objeto de modificar el valor de la deformación así como su homogeneidad. Las principales rutas de proceso se emplean cuando un material es procesado en más de un ocasión y son las siguientes: La ruta A que consiste en introducir la pieza extruida sin rotación alguna, la ruta B que consiste en rotar la probeta 90° entre pasada y pasada. Esta a su vez tiene dos

variantes, la ruta B_C y la B_A. La ruta B_C consiste en girar la probeta 90° entre pasada y pasada, siempre en el mismo sentido, mientras que la ruta B_A se caracteriza porque la probeta se debe girar 90° una vez en un sentido y otra en el contrario. Por último, cabe destacar a la ruta C que consiste en girar 180° la pieza entre pasadas [K. Nakashima et al, 2000].

Existen un gran número de trabajos que analizan la modificación de las propiedades mecánicas y de microestructura en los materiales procesados por ECAE. Ello se puede observar en los trabajos de revisión de [R. Z. Valiev et al, 2000] y de [R. Z. Valiev et al, 2006].

En trabajos como el de [B. Huarte et al, 2005] se realiza un estudio de la microestructura y de las propiedades mecánicas de la aleación de aluminio AA5083 procesada por ECAE mediante la ruta C hasta n = 5 a temperatura ambiente. Los resultados de este estudio presentan una alta concordancia entre las simulaciones y la microscopía, ya que en la zona central de la probeta, que es dónde más deformación plástica se acumula, aparecen más bandas de deformación en la dirección en la que se distorsionan los elementos finitos empleados en la simulación, tal como se muestra en la Figura 2.6.

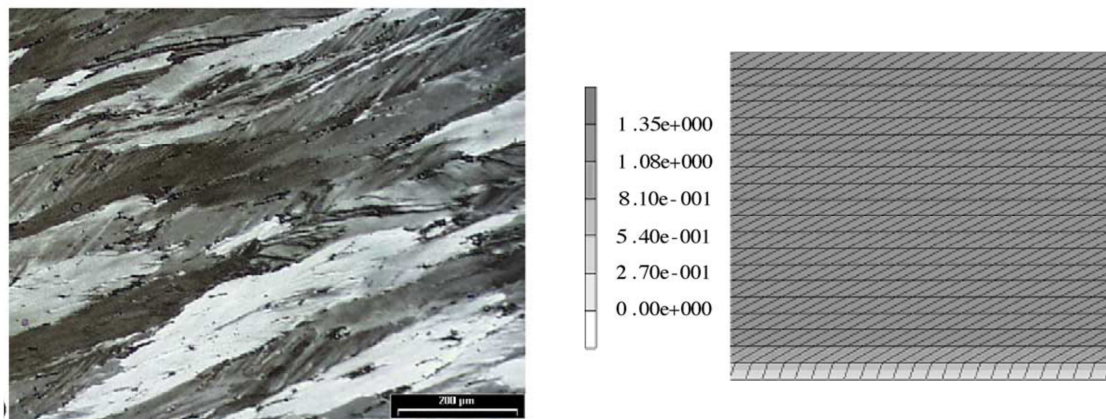


Figura 2.6. Deformación en los granos de la parte central de la probeta tras una pasada por ECAE y distorsión en los elementos de la simulación [B. Huarte et al, 2005].

Otro resultado destacado de este estudio es el aumento de la microdureza y el límite elástico del material procesado por ECAE. Se realizaron ensayos de microdureza y de tracción al material tras cada pasada consiguiendo un gran incremento en la microdureza y en el límite elástico tras el primer procesado. Este incremento es menor en las siguientes pasadas

como consecuencia de la saturación que aparece en la deformación tal y como se muestra en la Figura 2.7.

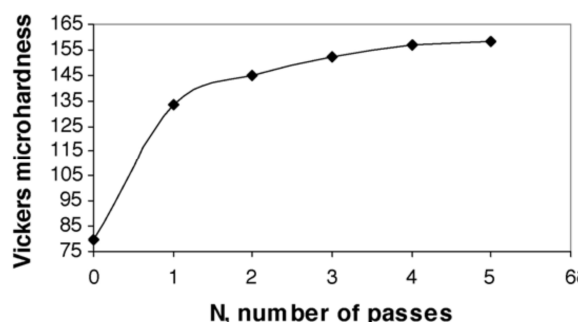


Figura 2.7. Saturación de la dureza tras varias pasadas por ECAE [B. Huarte et al, 2005].

Este comportamiento se observa en general para todas las aleaciones. El mayor incremento se observa tras la primera pasada por ECAE (N1) pero para conseguir una mejor homogeneidad del material es conveniente realizar al menos una segunda pasada (N2).

La incorporación de la variable temperatura en el procesado de material mediante ECAE resulta de interés debido a los diferentes mecanismos de recristalización que pueden aparecer. Estos se detallarán en la siguiente sección del estado del arte. En esta Tesis Doctoral el procesado por ECAE se realiza en frío y es en el posterior proceso de forja donde se aplica temperatura. De todas formas, cabe destacar el artículo [C.J. Luis et al, 2005], en donde se controla la temperatura del proceso para obtener unas propiedades más homogéneas en el material.

En el perfeccionamiento y desarrollo de este proceso también se han empleado herramientas matemáticas que permiten definir las variables más importantes en la fuerza necesaria de procesado. Entre estas herramienta se encuentra el Teorema del Límite Superior o en inglés “*Upper Bound Method*”. En [C.J. Luis et al, 2008], se empleó este método para la estimación de la fuerza de procesado con una geometría del canal con radios de acuerdo tangentes y en tres dimensiones. Asimismo, se comparó un caso concreto con una simulación por elementos finitos quedando demostrada la precisión del cálculo respecto a la simulación como se observa en la Figura 2.8.

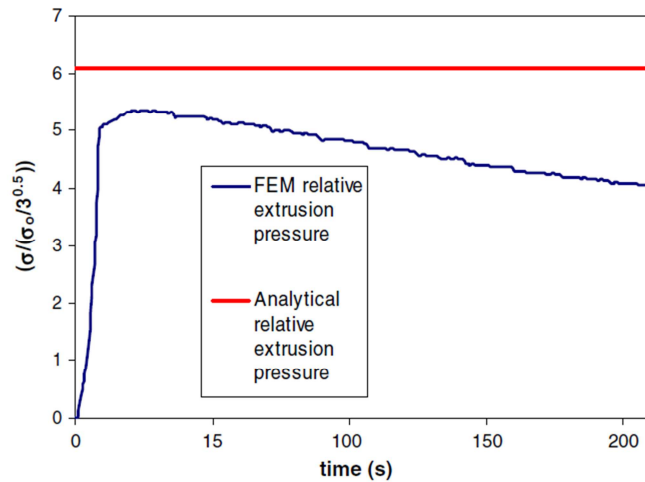


Figura 2.8. Comparativa de la fuerza durante el procesado por ECAE en el caso analítico y con simulación por elementos finitos [C.J. Luis et al, 2008].

Como resultado del estudio, se determinó la influencia de las variables del proceso en la fuerza y, apoyándose en estudios previos, en la deformación adquirida por el material. De esta forma, al aumentar el ángulo entre los canales disminuye la fuerza y la deformación; al aumentar la longitud de la probeta aumenta la fuerza requerida en el proceso; al aumentar el radio interno aumenta la fuerza y la deformación; al aumentar el radio externo disminuye la fuerza y la deformación y al aumentar el coeficiente de rozamiento aumenta la fuerza requerida en el proceso [C.J. Luis et al, 2008].

Asimismo, resulta de interés el combinar la experimentación y el análisis por elementos finitos con herramientas estadísticas basadas en el diseño de experimentos (DOE) con objeto de determinar las geometrías óptimas. Así, cabe destacar el trabajo [J. León et al, 2011], donde se realiza un diseño de experimentos (DOE) con un modelo central compuesto 2^4 con dos puntos centrales con variables respuesta la fuerza de procesado y la deformación media acumulada. Los factores que tiene en cuenta son: los radios de acuerdo en la intersección de los dos canales que varían entre 1,5 mm y 3,5 mm, el ángulo entre el canal de entrada y de salida que varía de 85° a 95° y la longitud de la probeta procesada, cuya dimensión está en el rango 60 mm – 100 mm. Para llevar a cabo los ensayos se combinan simulaciones por elementos finitos y ensayos experimentales con la aleación de aluminio AA6082, previamente puesta en solución durante 4 horas a 530°C y templada en agua.

Además de la realización del diseño de experimentos, se determinó el valor del coeficiente de rozamiento empleando un modelo de tipo *Tresca*. Se realizó una comparativa entre la fuerza de procesado de los ensayos reales con la obtenida de simulaciones con diferentes coeficientes de rozamiento.

Respecto a los resultados del diseño de experimentos, se determinó que la fuerza de procesado aumenta al incrementar la longitud de la probeta y al disminuir el ángulo de intersección de los canales. El daño se localiza en la punta de la probeta y en la parte inferior de la misma como se observa en la Figura 2.9, lo cual concuerda con los resultados experimentales.

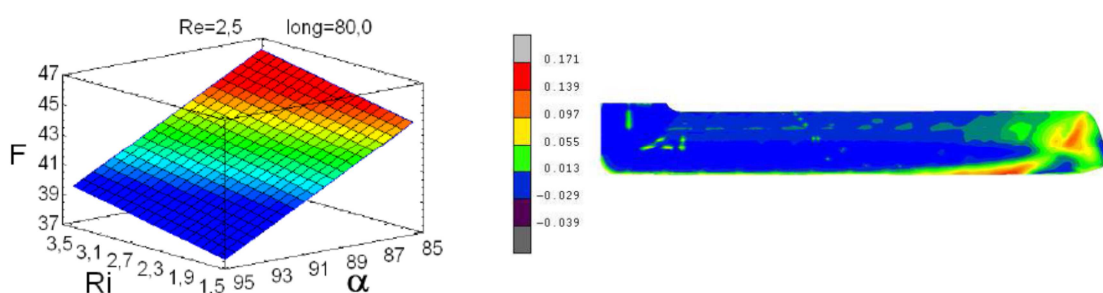


Figura 2.9. Superficie de respuesta para la variable fuerza de procesado y zonas de acumulación de daño en la sección longitudinal de la probeta [J. León et al, 2011].

Asimismo, la acumulación de deformación plástica se incrementa al disminuir el ángulo entre canales. Además del valor medio de deformación, un aspecto importante es la homogeneidad de la misma en la sección transversal de la probeta. Para comprobar esta homogeneidad se realizó una comparación entre las simulaciones y un mapa de microdurezas realizadas a la probeta procesada por ECAE. La correlación entre los resultados de simulación y los resultados experimentales se puede comprobar en la Figura 2.10.

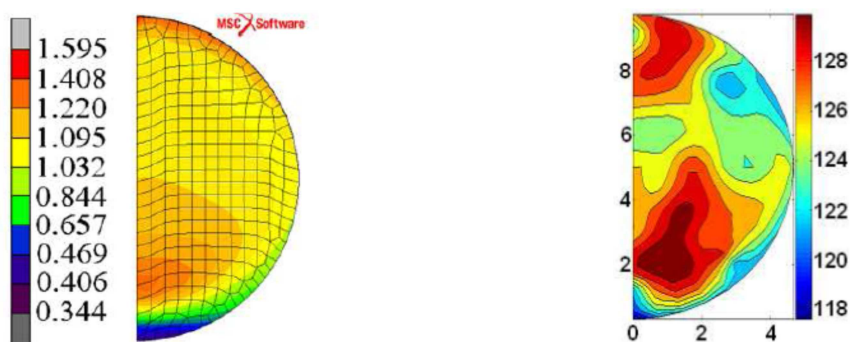


Figura 2.10. Comparativa de deformación plástica acumulada en la simulación y microdurezas de la probeta procesada por ECAE [J. León et al, 2011].

Utilizando una metodología similar, en [R. Luri et al, 2011] se realizó un nuevo diseño de experimentos similar al anterior pero con variable respuesta el daño causado a la probeta según el modelo de *Lemaitre* y el de *Cockcroft-Latham* que se presentan en la Ecuación 2.1 y la Ecuación 2.2.

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

Ecuación 2.1. Modelo de daño de Lemaitre [J. Lemaitre et al, 1996].

donde dD es el incremental de daño, $\bar{\sigma}$ es 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 $f(\eta)$ es una función dependiente del coeficiente de *Poisson* y de la tensión normal media.

$$D = \int \frac{\sigma_{\max}}{\bar{\sigma}} d\varepsilon$$

Ecuación 2.2. Modelo de daño de Cockcroft-Latham [J. Lemaitre et al, 1996].

donde σ_{\max} es la tensión máxima principal y ε es la deformación plástica.

En la Figura 2.11 se pueden observar los factores del diseño junto a parte de los resultados obtenidos. La conclusión que se obtuvo fue que para minimizar el daño, se debe reducir el radio exterior y aumentar el radio interno.

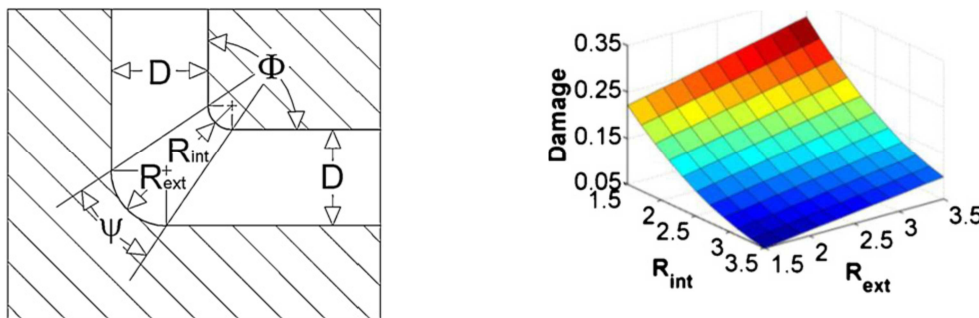


Figura 2.11. Factores del diseño de experimentos (R_{int} , R_{ext} , Φ) y superficie de respuesta de la variable daño [R. Luri et al, 2011].

Asimismo, 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 ECAE. 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. En la Figura 2.12 se muestran ejemplos de grietas encontradas con el microscopio óptico y una probeta con la zona delantera e inferior agrietadas.



Figura 2.12. Comparativa de deformación plástica acumulada en la simulación y microdurezas de la probeta procesada por ECAE [R. Luri et al, 2011].

Después de resumir las investigaciones sobre el proceso de ECAE y su evolución, se pasa a comentar las aplicaciones más importantes del material obtenido con este proceso de deformación plástica severa. En [Y. T. Zhu et al, 2004], se dividen las aplicaciones en aquellas en las que se necesite reducir peso y mantener buenas propiedades mecánicas y en las que consisten en permitir una fabricación más sencilla en procesos posteriores. En la primera, se pone como ejemplo la sustitución de acero por aluminio predeformado y su aplicación a la medicina con prótesis e implantes más resistentes y ligeros. En su aplicación a procesos posteriores, destaca un mejor acabado superficial en el mecanizado y un incremento en la velocidad y profundidad de corte. Asimismo, el estudio menciona la aparición de superplasticidad a mayores velocidades de deformación que en los materiales habituales, lo que permite reducir el número de etapas de forjado y el tiempo empleado en el mismo.

La aplicabilidad y propiedades de este tipo de material es determinante en el interés de este proceso, pero para ciertas aplicaciones se necesita material de forma masiva. Por tanto, el escalado de este proceso para pasar de procesar probetas de pequeñas dimensiones a grandes bloques es fundamental para su uso en la industria. En [S. Ferrasse et al, 2008], se muestra el escalado del proceso hasta conseguir probetas de 33 kg de aluminio y de 110 kg de cobre con prensas de 10000 kN y 40000 kN.

Asimismo, la capacidad de producción de material nanoestructurado puede aumentar mediante la fabricación en paralelo de múltiples probetas como se muestra en la patente europea de [C.J. Luis et al, 2010]

2.3. Microestructura y superplasticidad

La influencia en la forjabilidad de la estructura cristalina, los tratamientos térmicos previos y los procesos a los que se ha visto sometido el material a forjar es determinante para la realización con éxito del proceso de forja. Como ya se ha explicado, una de las formas de conseguir material nanoestructurado es el procesado del material mediante ECAE. En esta sección, se recopilan estudios sobre microscopía y sobre la mejora en las propiedades del material obtenidas con el procesado por ECAE. Asimismo, se estudiarán brevemente los procesos físicos involucrados en la evolución de la microestructura del material en los procesos de deformación.

Un trabajo interesante es [I. Mazurina et al, 2008], en donde se explica cómo se produce el afino de grano de la aleación de aluminio AA2219 procesada repetidas veces por ECAE a 250 °C mediante la ruta A (sin girar la probeta). El material de partida se homogenizó a 530 °C durante 6 horas consiguiendo granos equiaxiales de 140 μm de tamaño medio. Este trabajo se centró en las diferentes orientaciones de los granos y su evolución al introducir deformación. Las etapas en las que se divide el mecanismo de refinamiento en función de la deformación fueron las siguientes: Hasta deformaciones de $\epsilon = 2$, aparecieron subestructuras con alta densidad de dislocaciones (HABs) con ángulos de orientación menores de 5° dentro de los granos iniciales junto a bandas de deformación que contenían subgranos alargados. Al introducir más deformación se incrementa el ángulo de orientación entre los subgranos de las bandas de deformación hasta que se convierten en nuevos granos independientes. Tras realizar nuevas pasadas de ECAE se consiguió una nueva reorientación hasta llegar a una microestructura en la que la orientación de los granos es aleatoria y la microestructura se consolida. El mecanismo responsable del refinamiento de grano en este caso se denomina recristalización dinámica continua.

La recristalización dinámica y la restauración dinámica son procesos naturales de ablandamiento (*softening*), que se producen durante la deformación en caliente de diferentes materiales. Son importantes porque reducen las tensiones del material, la fuerza necesaria para la deformación del mismo y tienen gran influencia sobre la microestructura final y sus propiedades mecánicas.

Como se explica en [Y. Huang et al, 1997], la restauración dinámica suele ocurrir en las aleaciones de aluminio debido a su alto valor en la energía de apilamiento (*stacking fault energy*) que está relacionada con las uniones atómicas y dificulta la división de las dislocaciones producidas con la deformación plástica en dislocaciones parciales. En este estudio se comprobó que si se aumenta la temperatura es posible que la tensión disminuya al imponerse la restauración sobre el endurecimiento del material. De la misma forma, la microestructura evoluciona al introducir deformación desarrollando subgranos en bandas alineadas con los planos con mayor esfuerzo cortante e incrementando la densidad de dislocaciones hasta llegar a un equilibrio en el que la densidad de dislocaciones se hace constante y no se produce evolución en los subgranos [F.J. Humphreys et al, 2004].

En materiales con una menor energía de o con deformación previa, se produce el fenómeno denominado recristalización dinámica discontinua [F.J. Humphreys et al, 2004]. Según la bibliografía estudiada, este fenómeno consiste en la generación de nuevos granos en la frontera de los antiguos que al estar sometidos a deformación dejan de crecer debido a la introducción de dislocaciones. En la curva de fluencia de un material con recristalización dinámica se produce un pico de tensión y luego se establece el equilibrio entre recristalización y endurecimiento. Otro fenómeno físico relacionado con los temas tratados en esta Tesis Doctoral es la recristalización dinámica continua obtenida durante y después de la aplicación de grandes deformaciones plásticas normalmente a alta temperatura (también conocido como recristalización dinámica geométrica). Esta recristalización puede producir granos submicrométricos con un gran ángulo en las fronteras de los mismos [F.J. Humphreys et al, 2004]. El proceso consiste en que al aumentar la

deformación, los subgranos permanecen constantes mientras que las fronteras de los granos se deforman hasta invadir las fronteras de los subgranos.

La importancia de controlar los procesos de recristalización, tanto dinámicos como estáticos radica en la producción de piezas de mejores propiedades mecánicas. Una de las características más prometedoras es la superplasticidad a temperatura, que consiste en materiales que poseen una gran ductilidad (más de un 100% en ensayos de tracción). Los materiales que presentan esta propiedad, suelen tener un valor de sensibilidad a la velocidad de deformación (m) mayor de 0,3 (ver Ecuación 2.3), granos submicrométricos con buena homogeneidad de tamaño, gran capacidad de deslizamiento en las fronteras de los granos y posibilitan el control del crecimiento de grano por fenómenos dinámicos durante el proceso de deformación.

$$\sigma = K \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \quad m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}}$$

Ecuación 2.3. *Modelo de ley de fluencia y sensibilidad a la velocidad de deformación [R.H Wagoner et al, 1996].*

donde σ es la tensión de fluencia, K es una constante, n es la constante de endurecimiento y $\dot{\varepsilon}$ es la velocidad de deformación.

En un proceso de forja, el poder controlar esta propiedad puede suponer un gran ahorro en tiempo y dinero debido al menor número de etapas en la misma y la menor fuerza necesaria para llevar a término el proceso. Es destacable, según estudios previos como [F.J. Humphreys et al, 2004], que el rango de aplicación de velocidad de deformación para aleaciones de tamaño de grano de 10 μm es inferior a 10^{-3} s^{-1} , lo que limita la aplicación en los procesos industriales de estos materiales. Si se desea trabajar a mayores velocidades de deformación se necesita reducir aún más el tamaño de grano.

Tras definir los fenómenos físicos que determinan la evolución de la microestructura en procesos de deformación, se expondrán a continuación diferentes trabajos sobre aleaciones de aluminio procesadas por ECAE los cuales se centran en el estudio del afinamiento de grano.

Entre estos trabajos, cabe destacar el estudio de [M. Furukawa et al, 2002], en el que se propusieron los procesos de deformación plástica severa

como una herramienta para controlar la microestructura de diferentes aleaciones de aluminio y poder obtener superplasticidad a mayores velocidades de deformación que en estudios previos. El artículo se centra en la aleación (Al - 3% Mg - 0.2% Si), que fue procesada mediante ECAE empleando la Ruta Bc y realizando 8 pasadas así como laminada a diferentes temperaturas. Previamente a estos procesos, para homogeneizar el material de partida y su tamaño de grano a 200 μm , se realizó un recocido a 883 K. Tras la introducción de deformación, se sometió al material a un tratamiento térmico a 673 K durante 10 minutos y se comprobó la estructura sin bandas de deformación y con un tamaño de grano inferior a 1 μm . Con el ECAE se consiguió una estructura cristalina con gran diferencia en el ángulo de orientación de los granos, lo que mejoró la elongación del material.

Otro estudio destacado es el trabajo de [I. Nikulin et al, 2005], donde se empleó el procesado por ECAE y un posterior laminado isoterma para conseguir chapas nanoestructuradas de la aleación AA7055. El objetivo final fue obtener superplasticidad en esta aleación y, para ello, se utilizó un material de partida proveniente de fundición al que se sometió a un proceso de recocido a 410 °C durante 8 horas seguido de un enfriamiento lento dentro del horno. Posteriormente, las probetas de dimensiones 125 mm x 125 mm x 25 mm se procesaron por ECAE 10 veces empleando la ruta A a una velocidad de 3 mm/s. Después, se calentaron a 250 °C y se redujo su sección hasta 1,7 mm de espesor en 7 pasadas mediante un proceso de laminado isoterma. De estas chapas se extrajeron las probetas para realizar el estudio de las propiedades obtenidas mediante ensayos de tracción. La microestructura obtenida destacó en el tamaño de grano medio cercano a 1,4 μm ; una proporción de HAGBs del 70%, que es una proporción similar a una estructura convencional, y en la aparición de zonas donde no se produce la recristalización con la presencia de subgranos.

Es importante señalar la aparición de zonas con diferentes deformaciones y temperaturas en procesos de deformación, por este motivo aparecen zonas con diferente microestructura que pueden originar problemas al trasladar las diferencias a las propiedades mecánicas de la pieza. Los resultados más importantes obtenidos de este estudio fueron la mayor

homogeneidad de la microestructura comparada al procesar únicamente mediante ECAE, el incremento de HAGBs que permite la aparición de la recristalización continua dinámica y la aparición de superplasticidad a mayor velocidad de deformación.

Otro trabajo interesante es el de [T.G. Langdon, 2007], en donde se explica cómo se produce el afino de grano. Para ello, empleó monocristales y material policristalino de aluminio procesado por ECAE al que realizó micrografías. El autor observó en el monocristal como la estructura de subgranos se orienta en la dirección de los esfuerzos cortantes con independencia de la orientación inicial del monocristal. Asimismo, en el material policristalino se realizaron ensayos con diferentes rutas de procesado llegando a la conclusión de que con la ruta Bc es con la que consigue más proporción de granos con fronteras de alto grado de separación en orientación. Otra conclusión del estudio de gran trascendencia fue que el tamaño de los granos equiaxiales tras utilizar la ruta Bc es similar a la anchura de los subgranos en la primera pasada (en torno a $1,2 \mu\text{m}$ - $1,3 \mu\text{m}$).

Por otro lado, en [R. Kapoor et al, 2007] se realizaron diferentes ensayos para comprobar el comportamiento de una aleación de aluminio de la serie 5xxx sometida a una deformación de $\epsilon = 8$ y $\epsilon = 13$. El material de partida se obtuvo de una extrusión en caliente y se le realizó un recocido a 770 K durante 1 hora. Posteriormente, se procesó por ECAE mediante la ruta Bc hasta alcanzar la deformación definida anteriormente. El tamaño de grano se midió utilizando microscopía electrónica y su evolución fue desde $150 \mu\text{m}$ del material original hasta $0,23 \mu\text{m}$ de diámetro medio de subgrano del material con deformación acumulada $\epsilon = 13$. Comprobaron que, la introducción de más deformación a partir de cierto nivel no cambia las propiedades del material debido a un efecto de saturación en el mismo. Se comprueba que a temperatura ambiente el material nanoestructurado es más resistente que las muestras no procesadas por ECAE. El estudio demostró que al aumentar la temperatura, aparece una zona de transición en la que se invierte la relación anterior. Asimismo, esta temperatura de transición aumentó al incrementar la velocidad de deformación.

En el trabajo de [W.J. Kim et al, 2008] se utiliza la aleación AA6061, que fue sometida a un tratamiento de solubilización a 803 K durante 4 horas y posterior enfriamiento rápido. Se procesó 12 veces mediante ECAE utilizando la ruta Bc para conseguir una estructura submicrométrica con buenas propiedades de forjabilidad. Se comprobó que el tamaño medio de los granos fue de 0,5 μm con un incremento hasta del 80 % de las HAGs y una desorientación en los granos cercana al 40 % teórico de este tipo de metales. Esta modificación en la microestructura se debe al fenómeno denominado recristalización continua dinámica que consiste en la formación de LAGs y su transformación progresiva en HAGs como ya se ha explicado. Se comprobó que con el tamaño de grano conseguido tras el proceso de ECAE, el mecanismo predominante en el material estudiado es el de deslizamiento de fronteras de grano (*grain boundary sliding* o GBS), en el que las fronteras de granos deslizan unas sobre otras. Sin embargo, en el material de partida el mecanismo predominante es el de rotura por deformación (*slip creep*), en el que son los granos los que se parten al someterse a deformaciones elevadas.

Como ya se ha comentado, existen numerosos estudios sobre la evolución de la microestructura de diferentes aleaciones durante el procesado de ECAE. Otro estudio destacado es el de [S. G. Chowdhury et al, 2008], en el que se analizó la evolución de la microestructura, la orientación de los granos y el tamaño de los mismos de una aleación de aluminio AA6082 tras ser procesada por ECAE mediante la ruta C hasta en 8 ocasiones. La conclusión más importante que se obtuvo fue la disminución de tamaño de grano tras las sucesivas pasadas por ECAE, sin embargo los subgranos mantuvieron su tamaño original. Los autores emplearon técnicas como el EBSD y la microscopía electrónica concluyendo que tras la saturación en la acumulación de deformación se seguía produciendo una desorientación de los granos.

2.4. Aplicaciones del proceso de forja para la obtención de elementos mecánicos

La elección del proceso de forja en esta Tesis Doctoral está motivado por el hecho de que es un proceso de deformación que se analiza en el

Proyecto de Investigación DPI 2010-18941 y la Tesis Doctoral se enmarca en dicho Proyecto de Investigación. En la forja es necesario un conocimiento global de la pieza en bruto que se trabaja, la herramienta y matrices, las condiciones en la zona de contacto entre material y matrices, la mecánica de deformación plástica, el equipo usado y las características del producto final [T. Altan et al, 2005]. La clave para realizar un correcto proceso de forja es el control del flujo del metal. 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.

La forja tiene una serie de ventajas en relación con otros procesos de fabricación, ya que permite fabricar piezas con propiedades mecánicas mejoradas con menor gasto de material. Así, entre estas, los elementos forjados poseen una mayor resistencia y dureza que los elementos mecanizados y no hay cavidades internas que podrían causar la rotura de la pieza como puede ocurrir en los procesos de fundición. Sin embargo, 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. De todos ellos, la temperatura es la variable más importante 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.

2.4.1. Estudios experimentales sobre la forja

A continuación se realiza un resumen de las publicaciones previas relacionadas con la forja de componentes mecánicos sin nanoestructurar, ya

que serán de utilidad para abordar el estudio de la forja de componentes nanoestructurados.

En [O. Jensrud et al, 1998] se presenta una comparación entre la forja en frío y la forja en tibio en el proceso denominado como “*backward forging*”. La forja en frío es aquella en la que se trabaja a temperatura ambiente por lo que no se pueden lograr formas complejas y se deben usar materiales dúctiles a temperatura ambiente, mientras que la forja en tibio se caracteriza por ser realizada por debajo de la temperatura de recristalización, en el intervalo entre la forja en caliente y la forja en frío. El material utilizado por los autores para los ensayos es la AA6082, que es tratable térmicamente. Previamente a la forja se realiza una extrusión para obtener las dimensiones de probeta requeridas. Posteriormente, proceden a forjar el material en tibio, mientras que para forjar en frío es necesario realizar un recocido y dejar al material en estado recocido “O”, incrementando el tiempo y dinero empleado en el proceso. No tienen en cuenta la velocidad de deformación y el ensayo lo realizan siempre a 20 mm/s. Los autores determinan la temperatura óptima de forja ensayando a diferentes temperaturas entre 200 °C y 300 °C y midiendo las microdurezas del material concluyendo que la temperatura óptima es de 225 °C, ya que la pieza final tiene una buena dureza y conserva la ductilidad necesaria para terminar con éxito el proceso. La conclusión alcanzada en el estudio es que realizar forjas en tibio combina las ventajas de la forja en frío de control de la microestructura, buenas propiedades finales de la pieza y forma final más precisa, pero además se disminuyen las etapas de forjado, se pueden realizar formas más complejas y se reducen las fuerzas de compresión en un 20%.

En [R. Douglas et al, 2000] se realiza una recopilación de las variables que influyen en la precisión del proceso de forja en caliente. Este tipo de forja se caracteriza porque la temperatura de la matriz es unos pocos cientos de grados menor que la temperatura de la pieza de trabajo que se encuentra en el intervalo $0,6 T_m < T < T_m$, siendo T_m la temperatura de fusión del material. Las variables más importantes en el proceso son la siguientes: el material de partida por su historia previa al forjado, la microestructura y la ley de fluencia; el mecanizado y el diseño de la matriz y su rugosidad superficial; el número de etapas de forjado y la precisión y correcto guiado de la prensa responsable de

ejercer la presión. Asimismo, como variables durante el forjado son determinantes: la temperatura de la pieza durante la forja, la lubricación y el volumen de la preforma. Las conclusiones del artículo exponen las ventajas de este tipo de forja entre las que se encuentran: disminución del material de partida y de la aparición de rebaba, reducción de la energía implicada en el proceso, de las fuerzas de forjado y de futuros procesos de acabado.

Para este tipo de proceso se requiere una gran exactitud en el volumen del material de partida, mantener la temperatura constante para evitar gradientes térmicos y cambios de dimensiones no homogéneos, un correcto guiado y cierre de las matrices, la colocación precisa de la probeta antes de la forja, evitar sobrecargas y un expulsor para facilitar la extracción de la pieza forjada.

Como se ha comentado anteriormente, la experimentación es fundamental en procesos como la forja. En [A. Forcellese et al, 2000] se realiza una serie de ensayos con material de partida la aleación de aluminio AA6082 en estado recocido "O" para determinar las condiciones de forjado que presentan una menor fuerza de prensado y mejores propiedades mecánicas en la pieza final. Para ello, los autores realizan ensayos experimentales a temperaturas entre 25 °C y 400 °C y con velocidades de deformación entre 0,01 s⁻¹ y 1 s⁻¹. Asimismo, tienen en cuenta que se trata de una aleación tratable térmicamente para obtener mayores durezas durante el proceso y, para ello, el material se solubiliza a 530 °C durante 4 horas para obtener *a posteriori* un envejecimiento de la probeta. Se puede comprobar que a mayor temperatura, las fuerzas necesarias para la forja disminuyen. Los resultados obtenidos determinan que las propiedades de la probeta tras el envejecimiento natural y la forja a 240 °C son similares al tratamiento T6 con una ventaja en coste y tiempo. Del mismo modo, la forja entre 150 °C y 200 °C tras envejecimiento natural y a menores velocidades de deformación, facilita la precipitación y se obtiene una mayor dureza que con otros procesos y tratamientos térmicos.

Una vez controladas las condiciones óptimas para el forjado de las aleaciones, se pueden llegar a forjar elementos complejos [D. Shan et al, 2005]. En este trabajo los autores realizan la forja de un rotor simplificado de 12

álabes rectos usando como material de partida la aleación de aluminio AA2618 mediante el proceso de forja isoterma con matrices completamente cerradas. Como es sabido, en el proceso de forja isoterma, las matrices se calientan a la misma temperatura que la pieza de trabajo, lo que repercute en las siguientes ventajas: mejor distribución de temperaturas, mayor ductilidad del material forjado y mejor llenado de la matriz, lo que permite una mejor aproximación a la forma final reduciendo etapas de forjado y mecanizados posteriores.

Otro componente mecánico que forjado presenta mejoras en sus propiedades mecánicas son los engranajes. En [M. Zadshakouyan et al, 2009], se usa plomo como material de partida para forjar engranajes rectos de diferentes módulos y dientes mediante forja de precisión. Las matrices empleadas se han mecanizado por corte con hilo (EDM), con ajuste H13 y endurecidas hasta 50 HRC. Los autores emplean una prensa hidráulica AMSLER capaz de ejercer fuerzas de 500 kN.

Asimismo, en el trabajo de [M. Zadshakouyan et al, 2009] se realiza una descripción del flujo del material mientras se produce la forja del engranaje. En un principio, el flujo es similar al producido en una forja libre entre plataformas planoparalelas. Posteriormente, la parte central toca la superficie de la matriz debido a que esta zona fluye más rápido que los extremos de la pieza ya que la oposición del rozamiento hace que la parte superior e inferior empiecen a fluir con más lentitud. Con el llenado del hueco del diente ocurre algo similar, los extremos superior e inferior se completan más tarde a costa de un incremento notable en la fuerza de forjado. Puede ocurrir que el flujo del material retroceda por la pared del diente provocando zonas de choque entre flujos del material con la consiguiente aparición de grietas. Los autores exponen que este problema puede evitarse con la apertura de una salida a la rebaba por la zona central de la matriz. Mediante la configuración experimentada, los engranajes rectos que los autores forjan con más facilidad son los de módulos 2, 3 y 4 con un número de dientes entre 10 y 20. Cabe destacar que aunque los autores fabrican engranajes, estos no están nanoestructurados como los que se desarrollan en la presente Tesis Doctoral.

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 [Y.C. Lin et al, 2011], se realiza una larga revisión de estas leyes de fluencia. En el trabajo en caliente con metales, las variables a tener en cuenta para el comportamiento del material se pueden reducir a la temperatura, la velocidad de deformación y la deformación acumulada. La forma característica de estas curvas de fluencia se puede dividir en varias fases. En la fase I aparece un crecimiento brusco de la tensión de fluencia debido al endurecimiento del material (*work hardening*) y se produce una ligera restauración dinámica (*DRV*). Ya en la fase II, la tensión sigue aumentando a menor ritmo debido a un ablandamiento provocado por la aparición de la recristalización dinámica (*DRX*) hasta llegar a un equilibrio, mientras que en la fase III predominan los fenómenos de ablandamiento hasta llegar de nuevo al equilibrio entre todos estos fenómenos en la zona IV [Y.C. Lin et al, 2011].

Entre los parámetros que hay que tener en cuenta para un correcto diseño de las matrices cabe destacar las leyes de fluencia de los materiales que van a ser procesados. En líneas generales, se pueden tener dos tipos básicos de modelos en las leyes de fluencia. El primero se denomina fenomenológico, en el que se emplea la regresión matemática para determinar las relaciones entre la tensión de fluencia y las variables independientes. Dependiendo de cada caso, estas leyes no pueden modelizar correctamente el comportamiento de las todas las aleaciones, ya que se debe prestar más atención a las interacciones entre las variables (deformación, temperatura y velocidad de deformación). El otro tipo de modelos son los físicos, en los que se intenta describir el comportamiento de cada aleación atendiendo a los fenómenos de endurecimiento y ablandamiento. Describen la influencia de las dislocaciones y los fenómenos térmicos dinámicos entre otros. Tienen el problema de la gran cantidad de parámetros a determinar con gran precisión y su complejidad limita el uso en la práctica.

Un método de obtener información del comportamiento de las aleaciones y poder determinar modelos matemáticos es la realización de ensayos experimentales. En [H.Z. Li et al, 2011], se realizan ensayos de compresión isoterma a la aleación AA2519 entre 300 °C y 450 °C a velocidades de

deformación entre $0,01 \text{ s}^{-1}$ y 10 s^{-1} hasta alcanzar deformaciones reales de $\epsilon = 0,7$. Las curvas de fluencia muestran los picos característicos de la recristalización dinámica, en especial a mayor temperatura y a mayor velocidad de deformación. Con todos estos datos, los autores crean un mapa de procesado basado en el comportamiento dinámico del material (*DDM*) dónde se puede controlar la microestructura, zonas de inestabilidad y las condiciones óptimas para la forja. Este modelo consiste en la generación de dos mapas en función de la temperatura y de la velocidad de deformación, que posteriormente se combinan. El primero de ellos define la eficiencia del proceso, entendiendo por eficiencia a la relación entre la energía total introducida y la utilizada para la deformación, el cambio de microestructura, el daño producido y diferentes fenómenos dinámicos. Está relacionada con la sensibilidad a la velocidad de deformación (m). El otro mapa es de inestabilidad, que está basado en principios termodinámicos y también depende de la sensibilidad a la velocidad de deformación. Valores negativos del parámetro de inestabilidad indican que la forja del material es compleja de realizar con éxito. Combinando la información de los mapas llegan a la conclusión de que para la aleación AA2519 la zona donde la forja es más eficiente y con mayor probabilidad de éxito es a $450 \text{ }^\circ\text{C}$ y a una velocidad de deformación de 10 s^{-1} . Con las anteriores condiciones, el valor de la eficiencia del proceso es máximo y el punto de forja está fuera de la zona de inestabilidad.

2.4.2. Simulaciones por elementos finitos de la forja

Existe en la bibliografía un elevado de artículos que tratan sobre este tema, de ellos se ha realizado una selección de los más directamente relacionados con los objetivos de esta Tesis Doctoral, ya que como se verá con posterioridad, se empleará la simulación por elementos finitos y por volúmenes finitos para diseñar y optimizar la geometría de las matrices de forja empleadas.

Una de las aplicaciones de los elementos finitos al proceso de forja es la optimización del proceso para reducir las fuerzas involucradas y el material de partida mediante la comparación con ensayos experimentales. En [M.L. Alves

et al, 2001] se realiza una comparación de la forja de precisión en frío y sin rebaba con las simulaciones por elementos finitos realizadas mediante el programa PLAST[®]. En la primera parte del artículo se exponen que las ventajas de la forja de precisión en frío son un menor número de operaciones, mejores propiedades mecánicas por el fibrado y mejor tolerancia dimensional de la pieza. Los autores obtienen la ley de fluencia del material mediante ensayos de compresión utilizando el modelo de *Hollomon* y determinan el coeficiente de rozamiento del modelo de *Shear* ($m = 0,2$) mediante ensayos de compresión de anillos utilizando como lubricante teflón. Mediante simulaciones en 2 y 3 dimensiones, los autores comparan la deformación plástica con el patrón de microdurezas de los engranajes rectos reales. El tamaño de elemento empleado es excesivamente grande debido a la limitación del *hardware*, quizás por ese motivo la aproximación de los resultados simulados no es tan buena como la obtenida en otros artículos posteriores que se muestran a continuación.

En el artículo [W.R.D. Wilson et al, 2004], se realiza el estudio térmico de una forja entre plataformas planoparalelas, el “*spike test*” y un encabezado (*embossing*) obteniendo los coeficientes de transmisión del calor entre pieza y matrices cuando presentan diferencia de temperaturas. El “*spike test*” consiste en la forja de material entre una matriz inferior plana y una matriz superior de forma curva. Los autores tienen en cuenta la rugosidad de las superficies, el espesor de la capa de lubricante que separa pieza y matriz y la zona en contacto entre ambas. El modelo que utiliza se muestra en la Ecuación 2.4:

$$U_l = U_c + U_f$$

Ecuación 2.4. *Modelo de transferencia de calor [W.R.D. Wilson et al, 2004].*

donde U_l es el coeficiente de transmisión de calor entre matriz y pieza, U_c es el coeficiente de transmisión de calor debido a los contactos referentes a la rugosidad y U_f es el coeficiente de transmisión de calor a través del lubricante. Estos coeficientes dependen a su vez del área de contacto y de los coeficientes de transmisión del calor de los materiales de la matriz, la pieza y el compuesto químico del lubricante.

Para llevar a cabo las simulaciones de [W.R.D. Wilson et al, 2004], los autores utilizan el software DEFORM 2D[®] en el que se realizan por separado los cálculos plásticos con remallados y las subrutinas para el cálculo térmico, teniendo en cuenta el espesor de la capa de lubricante y el área real de contacto entre pieza y matriz. Por último, el coeficiente de rozamiento también es tenido en cuenta por los autores para el cálculo del coeficiente de transmisión de calor.

En [H. Grass et al, 2006], se realiza una simulación termo-mecánica en tres dimensiones de todo el proceso de conformado de una biela mediante el software MSC SUPERFORM[®]. A diferencia de otros estudios previos, en el que la geometría se simplifica o se realiza en dos dimensiones, en este estudio la geometría coincide totalmente con la pieza real. Para conseguir la forma final de la biela es necesario realizar seis pasos previos para conseguir una preforma mediante laminación “*stretch-rolling*” y luego tres etapas de forja. El material empleado es acero microaleado cuya ley de fluencia se obtiene mediante ensayos de compresión. Los autores utilizan un modelo de rozamiento tipo *Tresca* y emplean remallados debido a las altas deformaciones que se alcanzan en este tipo de procesos. Los rodillos y las matrices se consideran cuerpos rígidos para reducir el número de elementos debido a las limitaciones del *hardware*, aún así, el número de elementos varía desde 5000 en la obtención de la preforma hasta 50000 en la forja final. Por tanto, con todas estas consideraciones, en el trabajo de [H. Grass et al, 2006], se estudia la geometría, la microestructura y propiedades mecánicas junto a las tensiones y deformaciones de la pieza. Asimismo, los autores comprueban una concordancia entre las simulaciones y la pieza forjada en ensayos experimentales en variables como la temperatura y la forma final de la pieza.

En el proceso de forja, la determinación del coeficiente de rozamiento es especialmente compleja [Q. Zhang et al, 2009]. Como se ha comentado anteriormente, en este coeficiente influyen los materiales en contacto, el acabado superficial de la matriz, el tipo de lubricante empleado y la temperatura del proceso. Por este motivo se encuentran en la bibliografía diferentes ensayos que permiten obtener una aproximación de este coeficiente para cada caso concreto. La utilización de ingeniería inversa es común en este

caso. Por ejemplo, en [Q. Zhang et al, 2009] se determinan los coeficientes de rozamiento de los modelos de *Shear y Coulomb* al utilizar diferentes lubricantes mediante el empleo del ensayo de compresión de una pieza en forma de T. Las ventajas de este ensayo radican en que dependiendo del coeficiente de rozamiento, la forma final y la pendiente de la curva carga-carrera son diferentes, se puede aplicar lubricante con sencillez y se pueden emplear probetas de diferentes diámetros con la misma matriz.

Los programas empleados para las simulaciones en dos y tres dimensiones del estudio de [Q. Zhang et al, 2009] son ABAQUS® y FORGE 2005®, dando resultados similares con ambos programas. Los autores emplean el acero AISI 1010 para los ensayos y las simulaciones. Posteriormente, simulan varios casos con los dos modelos de rozamiento más utilizados en este tipo de procesos y que se muestran en la Ecuación 2.5.

$$\tau = \mu p$$

$$\tau = \frac{m}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}$$

Ecuación 2.5. Modelos de rozamiento de Coulomb y de Tresca [G.E Dieter et al, 2012].

Con los datos obtenidos en [Q. Zhang et al, 2009], los autores realizan un estudio sobre la variación de la fuerza de procesado en función del coeficiente de rozamiento, aproximando la pendiente de la curva de carga a una recta función del valor del coeficiente de rozamiento. Asimismo, realizan ensayos experimentales con tres tipos de lubricante (sólido, de base aceite y mixto) para determinar el valor del coeficiente de rozamiento con cada uno de ellos. Los autores concluyen que con el lubricante sólido se produce una menor fricción que con el líquido al permanecer en las zonas en las que se produce más presión.

Otro estudio en el que se comparan simulaciones con ensayos experimentales se describe en [Y. Zhang et al, 2009]. En este artículo se trata un aspecto determinante en el diseño de las matrices de forja, el flujo de material. Si el flujo no es el adecuado se pueden producir huecos en la pieza o que la fuerza necesaria para rellenar la matriz sea excesivamente elevada. Con el software DEFORM 2D® y empleando la aleación de aluminio AA7075, [Y. Zhang et al, 2009] realizan un estudio sobre la forja isoterma de precisión de

una pieza estructural compleja, teniendo en cuenta diversos factores tales como el coeficiente de rozamiento y el llenado de la matriz. Asimismo, se comparan las líneas de flujo de las simulaciones con el fibrado de los ensayos experimentales. Es interesante comprobar cómo la geometría de la matriz favorece el llenado de la misma y reduce el flujo axial de material.

Este método de comparación entre simulación y experimentación, también puede usarse para optimizar el diseño de las preformas. En [J. Liu et al, 2009] se presenta un estudio de las preformas de engranajes rectos cónicos mediante el proceso de forja en caliente de la aleación de magnesio AZ31B, que en principio no presenta una buena forjabilidad. La optimización en el diseño de las matrices y en la preforma tiene como objetivo mejorar el llenado en la forja final del engranaje. Asimismo, los autores tienen en cuenta la temperatura de la forja y la velocidad de deformación empleando diferentes leyes de fluencia de la aleación de magnesio. Los autores realizan la implementación de la ley de fluencia del material en la simulación mediante lenguaje FORTRAM[®] con el modelo de la Ecuación 2.6.

$$\ln \sigma = \psi(\varepsilon - \varepsilon_p)^2 \ln \xi \varepsilon + \ln \sigma_p$$

Ecuación 2.6. *Ley de fluencia de la aleación de magnesio AZ31B [J. Liu et al, 2009].*

donde σ_p es la tensión máxima, ε_p es la deformación a tensión máxima y ψ , ξ son constantes matemáticas que varían en función de la temperatura y la velocidad de deformación.

Para las simulaciones, tanto en condiciones de axisimetría como en tres dimensiones de un único diente, los autores emplean el programa de elementos finitos denominado MARC[®] y hacen uso del remallado automático con tetraedros. Los valores de temperatura de forjado (en torno a 300 °C) y los coeficientes de conducción térmica los obtienen de otros artículos previos. Tras llegar a la configuración óptima de la preforma, realizan una comparativa de las fuerzas experimentales de forjado con las fuerzas calculadas en las simulaciones, obteniendo una buena aproximación. Asimismo, presentan los resultados de las distribuciones de deformación y temperatura para esta configuración.

Para el diseño óptimo de las matrices, es necesario conocer la tensión producida en las mismas. En [O. Eyercioglu et al, 2009], se realiza un diseño de matrices de precisión para la forja de engranajes rectos. El conjunto de matrices utilizado consiste en un anillo exterior fijo en el que se introduce a presión un anillo de menor diámetro con la forma del engranaje recto, sometido a un pretensado que reduce las tensiones posteriores provocadas por la forja. Para ahorrar costes, los autores fabrican la matriz interna en materiales con mejores propiedades mecánicas. De esta forma, la unión entre las dos matrices suele presentar acumulaciones de tensión produciendo roturas en la matriz exterior. Para calcular estas tensiones realizan simulaciones en dos dimensiones mediante el programa ANSYS® considerando un coeficiente de rozamiento de 0,2. En este programa es necesario crear elementos que representen el contacto entre los dos anillos. Es importante realizar un mallado correcto de la matriz, en especial en las zonas con geometrías complejas y cercanas al contacto con la pieza forjada. A partir de estas tensiones y de los diferentes parámetros geométricos como la interferencia de los anillos y las diferencias entre el límite elástico de los materiales de las matrices, los autores obtienen una relación matemática que relaciona los radios de las matrices y determinan cómo deben introducirse la una en la otra. Los resultados obtenidos permiten conseguir mejores resultados en los ensayos experimentales que con las anteriores aproximaciones analíticas.

Otro tipo de artículos inciden en la complejidad de las simulaciones centrándose en aspectos tales como el remallado y el tipo de elemento elegido. El artículo [P. Hartley et al, 2006], además de realizar una revisión sobre artículos previos de simulación de forja, presta atención al problema con los remallados. Para abordar el problema presenta métodos en dos y tres dimensiones.

Respecto a los remallados en dos dimensiones y apoyándose en la bibliografía, [P. Hartley et al, 2006] destaca el método de remallado con cuadriláteros que comienza en la superficie exterior de la geometría y genera elementos de baja calidad en el interior. Respecto a los elementos triangulares, los autores destacan el método “*Delaunay*”, en el que se generan mallados con mayor facilidad y más uniformes. El trabajo de [P. Hartley et al, 2006] desarrolla

un método denominado “*Q-morph*”, en el que a partir de estos triángulos se generan cuadriláteros, consiguiendo la facilidad del remallado con triángulos y la capacidad de conseguir información sobre la variación de la presión dentro de un elemento cuadrilátero. Además de explicar los tipos de elementos, los remallados y otros factores de las simulaciones de forja, en [P. Hartley et al, 2006] se concluye que existe una falta de estudios realizados sobre la influencia de la temperatura y los tratamientos térmicos antes, durante y después del proceso de forja.

En general, los remallados en tres dimensiones son más complejos de realizar, en especial con elementos hexaédricos. Actualmente, este problema está minimizado gracias a elementos tetraédricos de mayor orden como el de tipo “*Herrmann*” que tiene 5 nodos en lugar de los 4 habituales, con lo que se consigue un control sobre el volumen del elemento, ideal para procesos como la forja, y permite variaciones de presión dentro del mismo.

Con una temática parecida al trabajo anterior, en el artículo [M.C. Lee et al, 2009] se comparan cuatro tipos de elementos en varias simulaciones. Los autores concluyen que en simulaciones en dos dimensiones para procesos de forja la mejor elección son los cuadriláteros de cuatro nodos. Los autores exponen que cuando se pretende realizar una simulación en tres dimensiones es difícil realizar remallados con hexaedros y por este motivo se suelen elegir elementos de tipo tetraedro. En los últimos años se han desarrollado elementos de orden superior. En estos elementos denominados MINI-elementos, se interpola la presión hidrostática y se incrementan los grados de libertad del mismo añadiendo un nodo central. En el estudio de [M.C. Lee et al, 2009] se realizan simulaciones de extrusión inversa con tres configuraciones de elementos: tetraedros con y sin nodo central y hexaedros. Asimismo, los autores comparan las simulaciones realizadas con el *software* AFDEX 3D[®] con una forja real, comprobando que con ambos elementos se consigue una buena aproximación a la realidad. Con todo lo mencionado anteriormente, en el trabajo de [M.C. Lee et al, 2009] se concluye que el elemento tetraedro de cinco nodos tiene un menor coste computacional, un remallado más sencillo de realizar que el elemento hexaedro y una mejor adaptación a la forma de la matriz.

2.4.3. Forja de material nanoestructurado

La principal novedad de esta Tesis Doctoral es la forja de material previamente procesado por ECAE, es decir, predeformado. Como se ha indicado anteriormente, en la literatura no hay apenas investigaciones sobre forja de este tipo de material. A continuación, se presentan los estudios relacionados con este tema que se han encontrado en la bibliografía.

La mayor parte de los estudios sobre material previamente nanoestructurado por ECAE, tratan sobre la compresión entre plataformas planoparalelas.

Entre estos artículos, en el trabajo de [S. Poortmans et al, 2009], los autores realizan ensayos de compresión a diferentes muestras cilíndricas de la aleación AA1050 previamente procesada por ECAE para conseguir determinar sus propiedades mecánicas. Para ello, realizan estos ensayos a muestras que han sido procesadas mediante ruta C y Bc entre 1 y 16 veces. Determinan el límite elástico y el endurecimiento de las diferentes probetas y hacen constar el comportamiento anisótropo de las muestras procesadas por ECAE, lo cual es lógico debido al patrón de deformación que introduce el proceso de ECAE. Concluyen que a mayor número de pasadas el límite elástico también es mayor y que al aumentar la deformación, en especial en la ruta Bc, el coeficiente de endurecimiento del material disminuye hasta poder ser modelizado como un material elastoplástico perfecto.

Otro ejemplo se encuentra en el estudio de [A.S.M. Agena, 2009], en el que se someten a ensayos de compresión diferentes probetas de la aleación AA6082. Estas probetas cilíndricas se han extraído de las probetas que han sido procesadas por ECAE en 1, 4 y 8 ocasiones empleando la ruta C y haciendo que su eje coincida con el eje longitudinal de la probeta procesada y de los 2 ejes perpendiculares. Los resultados obtenidos son el límite elástico y el endurecimiento de estas muestras. Los autores comprueban el aumento del límite elástico al aumentar el número de pasadas por ECAE en la dirección perpendicular al eje longitudinal, así como la mayor anisotropía en las muestras procesadas por ECAE en una única pasada.

En los ensayos realizados en la presente Tesis Doctoral también aparece anisotropía en las muestras previamente procesadas por ECAE como se muestra en la Figura 2.13.

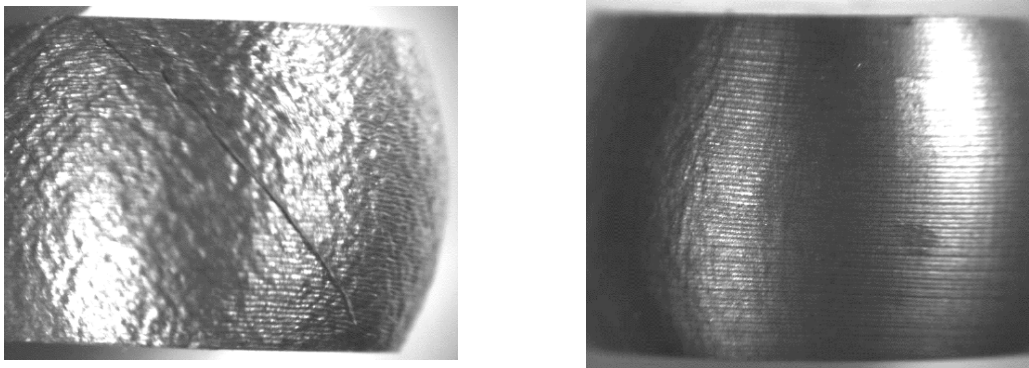


Figura 2.13. Anisotropía presente en las muestras comprimidas procesadas por ECAE.

Asimismo, el trabajo de [E.A. El-Danaf et al, 2010] trata de explicar el comportamiento en la compresión, con el supuesto de deformación plana, de diferentes muestras de la aleación AA1050 procesadas por ECAE mediante la ruta Bc entre 1 y 16 veces. Para ello, los autores mecanizan muestras cúbicas y las comprimen en una matriz que permite la deformación en una única dirección. Asimismo, comparan las curvas tensión-deformación obtenidas en el caso de deformación plana con el caso de compresión simple obteniendo un mayor límite elástico en el segundo caso. Los autores determinan las diferentes texturas y tamaños de grano presentes en las muestras en función del número de pasadas por ECAE y comentan la posibilidad de aparición de restauración dinámica en la forja de este tipo de material.

En los trabajos de [C.J. Luis et al, 2012], [I. Puertas et al, 2011] y [I. Puertas et al, 2012] también se realizan ensayos de compresión a diferentes muestras de la aleación AA5083 procesadas por ECAE en dos ocasiones empleando la ruta C. La novedad de este trabajo radica en la incorporación de la temperatura en el proceso de compresión y en la comparación con muestras no procesadas por ECAE. Los autores estudian las fuerzas, la microdureza y la microestructura de diferentes muestras comprimidas en un rango de 25 °C hasta 450 °C de temperatura a velocidad de compresión constante. Además, los resultados de fuerzas son contrastados con simulaciones por elementos finitos y se compara la dureza obtenida en diferentes puntos de la muestra con las deformaciones extraídas de las simulaciones. Las conclusiones obtenidas

destacan la similitud entre los resultados de ensayos y simulaciones y la mejora en la forjabilidad de las muestras procesadas por ECAE como se muestra en la Figura 2.14.



a) Comprimida a 450 °C sin procesar por ECAE.

b) Procesada por ECAE (N₂) y comprimida a 450 °C.

Figura 2.14. Acabado superficial de las muestras forjadas en [C.J. Luis et al, 2012].

Menos habituales son los artículos que tratan de la forja de piezas complejas tras el procesado por ECAE. En el trabajo de [L. Cisar et al, 2003] se realiza la forja de una pieza de automoción a partir de material AZ31 procesado por ECAE en 4 ocasiones mediante la ruta Bc. Este procesado lo realizan a una probeta de 40 mm de diámetro, a una temperatura de 250 °C y a una velocidad de 20 mm/min. Los autores pretenden conseguir las especificaciones de la AA6061 forjada y envejecida (T6), que es el material empleado habitualmente para este componente mecánico, pero reduciendo el peso del mismo. Tras la forja de ambos materiales realizan una comparación de elongación, límite elástico y absorción de energía de impacto, concluyendo que las propiedades mecánicas de las muestras procesadas por ECAE dependen de la velocidad de deformación. Además, pese a que estas propiedades son ligeramente inferiores a las obtenidas con el proceso tradicional, en [L. Cisar et al, 2003] se concluye que este nuevo proceso podría utilizarse en la industria al sobrepasar los valores exigidos por la normativa.

En el artículo [P.K. Chaudhury et al, 2005], se procesan por ECAE por ruta Bc (4 pasadas) probetas de secciones cuadradas de 12,5 mm; 50 mm y 100 mm de lado de la aleación AA6061 con un recocido previo total. Para comprobar la homogeneidad de las propiedades de las diferentes probetas los autores realizan microdurezas tras cada pasada. Del mismo modo, realizan

micrografías electrónicas con TEM comprobando que el tamaño de los granos es inferior a 1 μm . Asimismo, en el trabajo de [P.K. Chaudhury et al, 2005], los autores forjan las piezas comprobando una mejora en la forjabilidad, una menor necesidad de material de partida (10% menor en volumen) y la disminución de la temperatura óptima de forjado de 490 $^{\circ}\text{C}$ a 315 $^{\circ}\text{C}$. Todas estas mejoras inciden en reducir costes de material y de energía en la industria. Asimismo, en este artículo se demuestra la escalabilidad del proceso al tener las piezas de diferentes tamaños comportamientos y propiedades similares.

Entre los artículos destacados en los que se forja material nanoestructurado se encuentra [Lee et al, 2008]. En este artículo, se forja en caliente un rodete de la aleación de magnesio denominada AZ31 previamente procesada por ECAE. El magnesio es un material poco denso que es útil para este tipo de rodetes por la reducción en las fuerzas de inercia. Tiene el problema de que tiene poca forjabilidad a baja temperatura y al forjar en caliente el tamaño de grano crece (223 μm) perdiendo propiedades mecánicas. Al ser los álabes del rodete de un espesor de 600 μm , los autores preprocesan el material de partida por ECAE en ruta Bc para que el grano que se genera con la temperatura sea de menor tamaño (3 μm). Asimismo, realizan un nuevo diseño en las matrices que junto a la estructura nanocristalina del material permite un llenado óptimo de la matriz, menos rebaba y un resultado más próximo a la forma final deseada. Además, en [Lee et al, 2008] se realizan estudios de estabilidad térmica con diferentes temperaturas y velocidades de deformación para llegar a las condiciones óptimas de forja, concluyendo que la temperatura óptima es de 300 $^{\circ}\text{C}$ debiendo controlar la velocidad de deformación para que se sitúe en un valor cercano a 0,001 s^{-1} .

Entre los principales elementos mecánicos que se han desarrollado cabe destacar la aplicación de ECAE y la forja posterior para la fabricación de tornillos [A. Yanagida et al, 2008]. En este trabajo, los autores realizan la forja en frío a tornillos de métrica 1,6 de cuatro aleaciones de acero diferentes. El objetivo de los autores es comparar la forjabilidad de los materiales tras ser procesados por ECAE o laminados en frío. La matriz de ECAE tiene un ángulo entre canales de 90 $^{\circ}$, el material se procesa a una velocidad de 2 mm/min mediante ruta C y se le somete a 4 pasadas. El material laminado alcanza una

deformación plástica de $\epsilon = 3,6$; que es algo inferior a la conseguida por ECAE de $\epsilon = 4,6$. Los autores concluyen que los materiales procesados por ECAE obtienen una mejor forjabilidad que los laminados aunque reducen su ductilidad frente al material sin deformar.

Otro artículo interesante es [J.S. Choi et al, 2010], en el que realizan el procesado por ECAE de la aleación AA1050 mediante las rutas A, Bc y C comprobando posteriormente su forjabilidad mediante ensayos de compresión. Tras realizar estos ensayos fabrican una serie de tornillos mediante tres fases de forja y el mecanizado de la rosca. Esto supone una fase más que para el material convencional debido a la menor ductilidad del material procesado por ECAE. Los autores comparan la microdureza de los tornillos fabricados y realizan ensayos de tracción observando un incremento en la dureza del 12 % en la cabeza y del 45 % en el cuerpo del tornillo y un incremento del límite elástico del 200 % en los tornillos provenientes de material nanoestructurado.

En [J.H. Kim et al, 2012] emplean un proceso diferente al ECAE para producir material de partida nanoestructurado. Los autores combinan el trefilado, el laminado y una matriz de ECAE con 130° entre canales para deformar material de la aleación AA6061 en estado O en dos pasadas y lo comparan con material únicamente trefilado. Con estos dos tipos de materiales de partida, fabrican tornillos mediante tres fases de forjado y con el posterior laminado de la rosca. Tras realizar ensayos de rotura y microdurezas a los tornillos, concluyen que los tornillos fabricados a partir del material proveniente de su proceso híbrido tiene un límite elástico un 8,2 % mayor que el proveniente de trefilado aunque la ductilidad se reduce ligeramente. Asimismo, ven posible la implantación industrial del proceso híbrido argumentando que obtienen propiedades mecánicas similares e incluso mejores en los tornillos con menos fases de proceso que mediante el trefilado convencional.

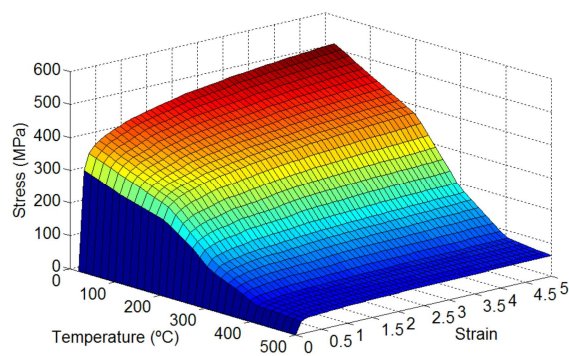
En el trabajo de [W.J. Kim et al, 2008], se consigue material nanoestructurado de la aleación AA6061 mediante el procesado en 12 ocasiones mediante ECAE utilizando la ruta Bc. Tras conseguir este material con mejor capacidad de forja a menor temperatura, los autores llevan a cabo ensayos de compresión para determinar la temperatura óptima de procesado y extruyen a 443 K y 553 K un microengranaje. Las limitaciones en la capacidad

de carga de la extrusora no permiten realizar los ensayos con el material no procesado por ECAE. Por el mismo motivo, el engranaje extruido a 443 K es de sólo 2 mm de longitud. Los autores realizan microdurezas en los engranajes resultando valores cercanos a 140 HV y 75 HV en el centro de los engranajes para temperaturas de 443 K y 553 K respectivamente. Los autores concluyen a la vista de los resultados obtenidos que la sensibilidad a la temperatura de este tipo de material es elevada y que dependiendo de la temperatura del proceso es posible conferir formas complejas al material de partida.

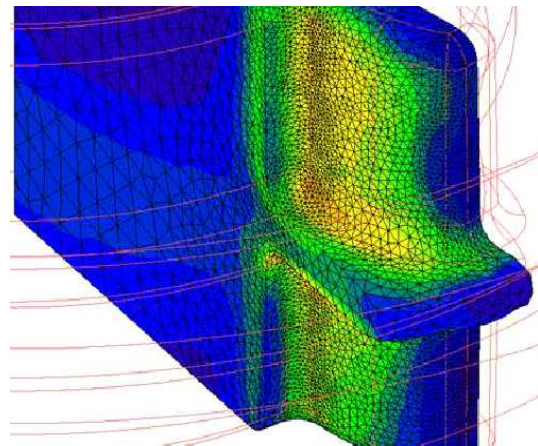
Asimismo, [K.P. Rao et al, 2011] realizan la forja isoterma de material de la aleación de magnesio AZ31B previamente laminado. Realizan por una parte una serie de ensayos experimentales de forja a temperaturas entre 300 °C y 500°C y a velocidades de forja de 0,01 mm/s a 10 mm/s. Al estar previamente deformados en una dirección preferente, la forja de la pieza de forma de copa con simetría cilíndrica queda distorsionada. Los autores comprueban que al aumentar la temperatura y disminuir la velocidad de forja se consigue un mejor llenado de la matriz y una forma final más simétrica.

A continuación, se presentan los trabajos centrados en la simulación de estos procesos, que tienen una dificultad especial en la modelización debido a la anisotropía, la deformación previa del material y la evolución de la microestructura durante el proceso de fabricación.

En los trabajos de [D. Salcedo et al, 2011] y [D. Salcedo et al, 2012] se proponen una serie de simulaciones por elementos finitos en las que se forjan isotérmicamente engranajes con diferentes geometrías a varias temperaturas a partir de material nanoestructurado. Los autores proponen dos posibles diseños de las matrices de forja y comparan los resultados obtenidos en ambos casos. La consideración de material de partida nanoestructurado se lleva a cabo a partir de la ley fluencia obtenida mediante ensayos de compresión a diferentes temperaturas a material previamente procesado por ECAE como se observa en la Figura 2.15. Concluyen que diseño es el más adecuado para el proceso de fabricación, determinan las fuerzas involucradas en la forja y la deformación en el engranaje, tal y como se muestra en la Figura 2.15. Asimismo, en el trabajo [R. Luri et al, 2013] se muestra una aplicación de FEM para el diseño de una biela.



a) Ley de fluencia del material nanoestructurado.



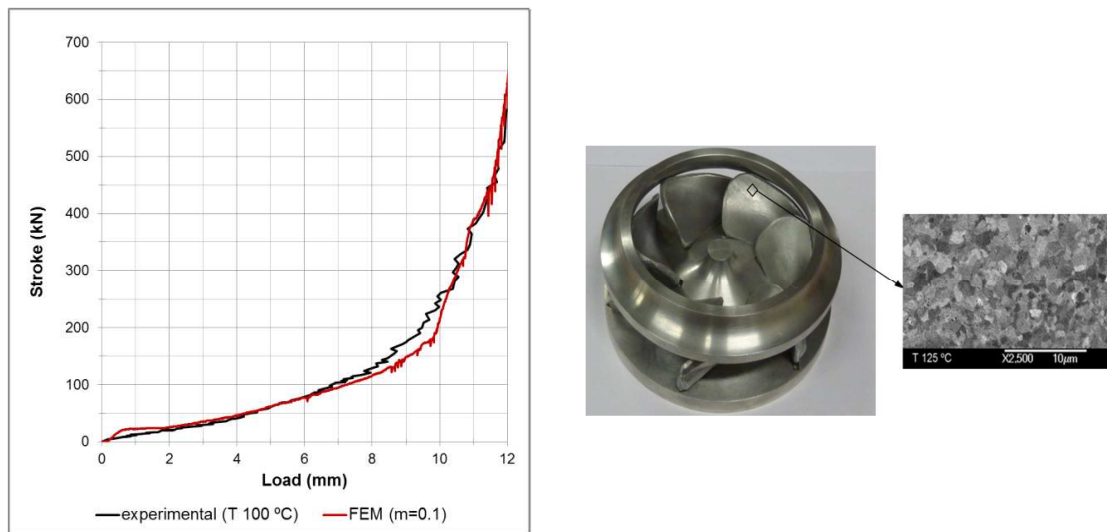
b) Diente del engranaje forjado.

Figura 2.15. Simulación por elementos finitos realizada en [D. Salcedo et al, 2012].

El trabajo de [K.H. Jung et al, 2013] exponen una serie de simulaciones por elementos finitos que predicen el comportamiento anisótropo de las muestras procesadas tres veces por ECAE mediante las rutas A y C cuando son deformadas en ensayos de compresión. En un primer paso, realizan las simulaciones por ECAE. Posteriormente, extraen una muestra cilíndrica de la malla final de la probeta rectangular anteriormente simulada y realizan el análisis por FEM de la compresión de este material en un modelo acoplado que incluye un algoritmo de plasticidad cristalina en la simulación. Los resultados que obtienen son muy similares a los ensayos experimentales, validando el modelo utilizado. Asimismo, concluyen que el factor más influyente en la no homogeneidad presente en los ensayos de compresión es el coeficiente de rozamiento, ya que amplifica los efectos causados por la anisotropía del material procedente del procesado por ECAE.

Por último, en el trabajo de [I. Puertas et al, 2013] se realiza la simulación por volúmenes finitos de la forja isoterma de un álabe curvado tipo Francis a partir de material nanoestructurado de la aleación AA1050. Las simulaciones se realizan tomando como leyes de fluencia las curvas modelizadas a partir de redes neuronales. Los autores realizan una comparación de la fuerza de procesado de las simulaciones y de la experimentación, obteniendo los valores del coeficiente de rozamiento en función de la temperatura como se puede comprobar en la Figura 2.16. Asimismo, comparan las deformaciones obtenidas frente a las microdurezas y

obtienen los valores del daño causado a la probeta y el incremento de la temperatura durante la forja. Además, en [I. Puertas et al, 2013] se logra forjar diferentes álabes nanoestructurados y construyen el rodete que se muestra en la Figura 2.16 a partir de estos álabes, comprobando por medio de microscopía óptica y electrónica el tamaño de grano submicrométrico de los álabes. Los autores destacan la mejora en un $25\% \pm 2\%$ de las propiedades mecánicas de los álabes fabricados a partir de material nanoestructurado en aleaciones de bajo endurecimiento por deformación.



a) Ley de fluencia del material nanoestructurado.

b) Rodete fabricado.

Figura 2.16. Resultados del trabajo de [I. Puertas et al, 2013].

Asimismo, en el trabajo [C.J. Luis et al, 2013] se muestra la viabilidad de fabricar componentes mecánicos con geometría interior hueca, el cual está basado en la patente española P201330404 [C.J. Luis et al, 2013].

2.5. Recapitulación

En el presente capítulo se ha realizado una revisión del estado del arte de los procesos de deformación plástica severa, prestando especial atención al proceso de ECAE, ya que es el método de obtención de material nanoestructurado utilizado en la presente Tesis doctoral. Asimismo, se han recogido estudios sobre las propiedades de estos materiales nanoestructurados y sobre el proceso de forja, tanto estudios experimentales

como por elementos finitos. Se han mostrado los estudios previos sobre forja de material nanoestructurado, quedando patente la poca bibliografía previa en este tema y la novedad tecnológica de la Tesis Doctoral.

Con este apartado, queda demostrada la necesidad de profundizar en el conocimiento de la forja de componentes mecánicos a partir de materiales nanoestructurados y las ventajas tecnológicas y la mejora de propiedades mecánicas de estos elementos que se pueden conseguir aplicando los resultados de esta Tesis doctoral.

CAPÍTULO 3

Equipamiento empleado

3. EQUIPAMIENTO EMPLEADO

En este capítulo de la Tesis Doctoral se describen los equipos necesarios para fabricar los componentes mecánicos nanoestructurados y realizar los ensayos para conocer sus propiedades mecánicas.

3.1. Equipo de extrusión en canal angular constante (ECAE) y matrices fabricadas

En el proceso conocido como ECAE, como se ha explicado en capítulos anteriores, el material se extruye a través de una matriz que está formada por unos canales que se intersecan formando un ángulo comprendido generalmente entre 90° y 115° . Para lograr que el material atraviese la intersección entre los canales es necesario comprimir la pieza mediante un punzón. En la Universidad Pública de Navarra, se desarrolló una prensa de ECAE con la finalidad de estudiar el proceso de extrusión en canal angular. En la Figura 3.1, se puede observar el equipo completo. La máquina de ECAE está conectada a un ordenador con un programa que controla los movimientos de la máquina y se encarga de adquirir las curvas de carga-carrera.



Figura 3.1. Prensa de ECAE.

Para poder realizar la extrusión es necesario un accionamiento hidráulico que empuja al punzón y a la probeta y otro accionamiento encargado del cierre de las matrices que evita su apertura durante el procesado. Entre el

primer accionamiento y el punzón de extrusión hay colocada una célula de carga, que sirve para medir la fuerza que se está realizando en cada momento del proceso. El grupo hidráulico que proporciona la presión necesaria al equipo se muestra en la Figura 3.2 junto al cilindro responsable de la fuerza de empuje.

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

La máquina tiene un sistema de matriz y porta-matriz que permite realizar diferentes diseños en el canal de ECAE. De esta forma, se pueden fabricar matrices con diferentes ángulos entre los canales, diferentes radios de acuerdo, secciones transversales, etc. Asimismo, el punzón también es intercambiable con el objetivo de poder extruir diferentes secciones de probeta. Como ejemplo de matrices empleadas con anterioridad se muestran las de la Figura 3.3.

Figura 3.3. Matrices de ECAE previas.

Dependiendo de la sección transversal del canal de las matrices, el material que posteriormente se va a forjar tendrá unas dimensiones u otras. Para los elementos mecánicos a forjar en la presente Tesis Doctoral es

necesario desarrollar matrices con canal de sección circular con diámetros de 15 mm y 20 mm.

Por tanto, para conseguir material nanoestructurado para la forja de componentes mecánicos es necesario fabricar nuevas matrices de ECAE, que han sido diseñadas empleando el programa SolidWorks 2011™. Estas matrices están basadas en la geometría propuesta por [C.J. Luis, 2004].

Las nuevas matrices diseñadas no constan de un sistema matriz-portamatrix debido a la mayor sección del canal que impide que la matriz tenga un espesor mínimo que asegure su resistencia. Por este motivo, se ha diseñado una matriz de mayor tamaño con las dimensiones generales que se muestran en la Figura 3.4. Del mismo modo se ha diseñado un sistema de punzón y tuerca de sujeción. El punzón es un componente comercial de diámetro 15 mm ó 20 mm y longitud 192 mm, mientras que la tuerca hay que diseñarla específicamente para este proceso.

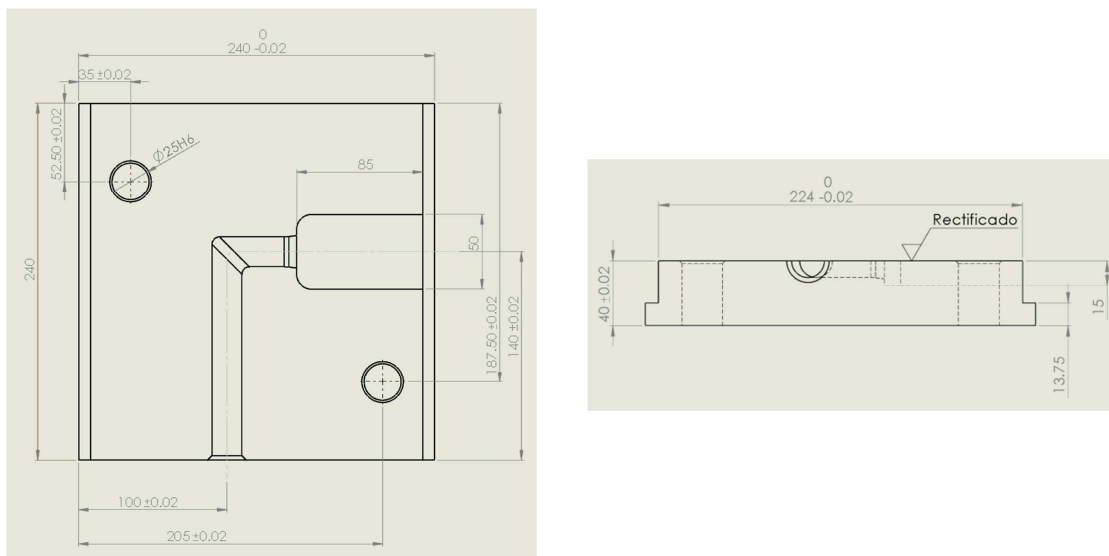
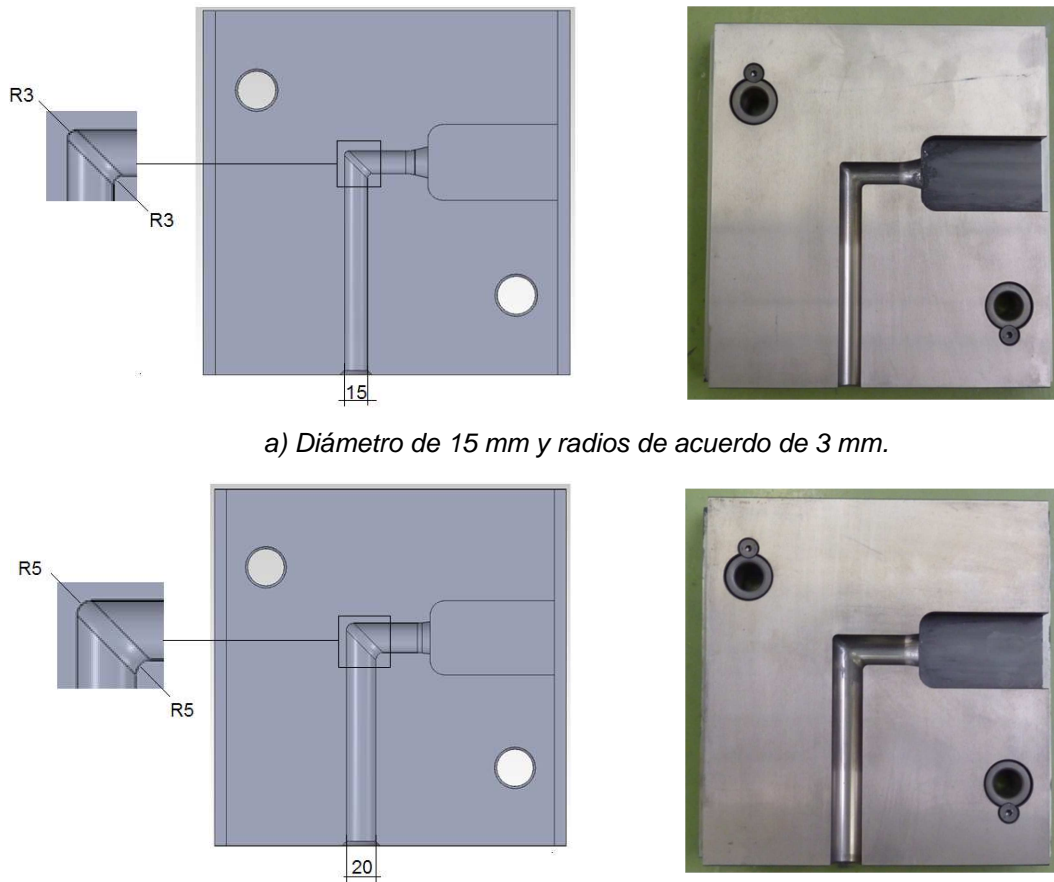


Figura 3.4. Plano general de las matrices de ECAE diseñadas.

Las matrices fabricadas se pueden observar en la Figura 3.5 junto a su modelo dibujado mediante CAD. Se comprueba en todas ellas que tienen 90° de ángulo entre canales, radios tangentes a los mismos y un canal de salida reducido para minimizar las fuerzas de procesado. El material obtenido con las matrices de diámetro 15 mm y radios de acuerdo de 3 mm se utilizará para la forja de los diferentes tipos de álabes. Por otra parte, el material obtenido con

las matrices de diámetro 20 mm se utilizará para la forja de los diferentes engranajes.



a) Diámetro de 15 mm y radios de acuerdo de 3 mm.

b) Diámetro de 20 mm y radios de acuerdo de 5 mm.

Figura 3.5. Matrices de ECAE diseñadas.

3.2. Equipo de ensayos de tracción y compresión

La Universidad Pública de Navarra cuenta con un equipo capaz de realizar ensayos de tracción y compresión (se pueden modificar e intercambiar las mordazas) con una capacidad máxima de carga de 200 kN. Este equipo se muestra en la Figura 3.6 y está conectado a un ordenador con un *software* que es capaz de almacenar la curva carga-carrera y calcular diferentes parámetros mecánicos.



Figura 3.6. *Máquina de tracción y compresión.*

3.2.1. Plataformas plano-paralelas para compresión no isoterma

Para realizar los ensayos de compresión no isoterma se han diseñado unas plataformas plano-paralelas que pueden acoplarse a la máquina de ensayos universal mostrada con anterioridad. En la Figura 3.7 se observan estas plataformas y su acoplamiento a la máquina de ensayos universal por medio de dos bulones.



Figura 3.7. *Plataformas plano-paralelas para compresión no isoterma.*

3.2.2. Plataformas plano-paralelas para compresión isoterma

Para realizar los ensayos de compresión isoterma se han modificado las plataformas plano-paralelas anteriores. Se ha torneado el exterior de las caras planas superiores hasta una profundidad de 13 mm para poder acoplar unas resistencias y una chapa atornillada de acero con el objetivo de presionar las mismas y mejorar el intercambio de calor entre la resistencia y la plataforma.

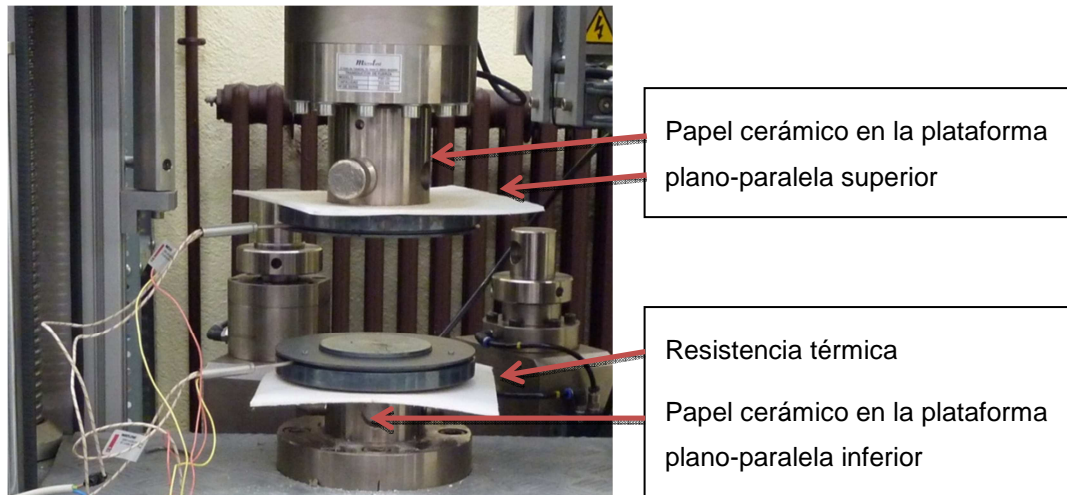


Figura 3.8. Detalle del papel cerámico.

Debido a que las temperaturas requeridas para los ensayos son bastante elevadas (máximas de 400 °C), se ha introducido papel cerámico como material aislante en diferentes zonas de las plataformas para disminuir la conducción y convección de calor hacia la máquina. En concreto, se ha colocado papel cerámico en los bulones y en las caras de las plataformas que no están en contacto con la probeta, tal y como se observa en la Figura 3.8. Este papel cerámico tiene 3 mm de espesor y tiene como temperatura máxima de trabajo los 1260 °C (punto de fusión 1760 °C). Su coeficiente de conducción térmica depende de la temperatura tal y como se muestra en la Tabla 3.1:

Temperatura de trabajo (°C)	Conductividad (W/(mK))
200	0,06
300	0,07
400	0,09
500	0,11
600	0,13
800	0,20

Tabla 3.1. Coeficiente de conducción del papel cerámico a diferentes temperaturas.

Asimismo, la temperatura de las resistencias se controla mediante un termopar incorporado a cada plataforma empleando un controlador digital PDI como los que se ven en la Figura 3.9. Una vez que se programan las temperaturas de las dos resistencias, comienza un proceso de calentamiento hasta que se alcanza la temperatura objetivo. Es importante señalar, que debido a la convección, la temperatura de la resistencia de la plataforma

superior debe ser menor en unos 25 °C a la temperatura de la resistencia inferior para lograr la misma temperatura de referencia en ambas plataformas.

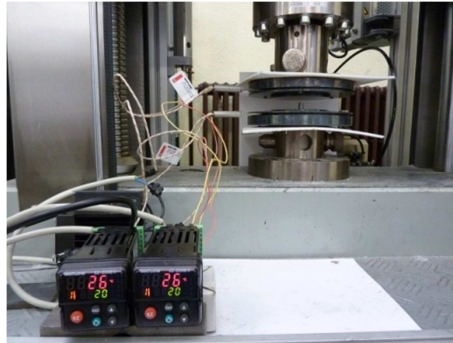


Figura 3.9. Controladores digitales PDI de la temperatura de las resistencias.

Para finalizar, también se ha realizado el montaje eléctrico del sistema. El esquema del montaje de los controladores junto con las resistencias y los termopares se puede observar en la Figura 3.10. Se ha tenido en cuenta la puesta a tierra y la instalación de un fusible de seguridad por cada resistencia.

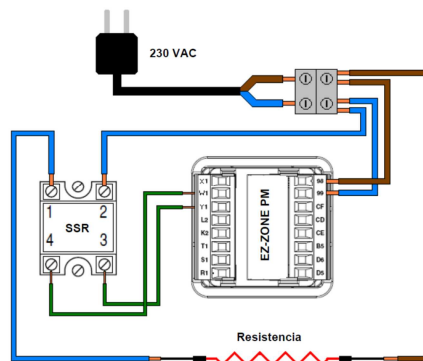


Figura 3.10. Esquema eléctrico del montaje.

3.2.3. Prensa hidráulica

En el proceso de forja de componentes mecánicos es necesario contar con algún equipo capaz de suministrar la fuerza requerida para hacer fluir al material. Entre los diferentes tipos de prensas, la Universidad Pública de Navarra cuenta con una prensa hidráulica capaz de ejercer 3000 kN de fuerza en 250 mm de carrera.

Para poder llevar a cabo los ensayos de forja a temperatura ha sido necesario incorporar a la prensa una serie de resistencias térmicas, termopares y un sistema de refrigeración. Asimismo, se acondicionó la máquina para poder

controlarla desde un ordenador mediante un programa de adquisición de datos y de control como se muestra en la Figura 3.11.



Figura 3.11. Vista completa de la prensa hidráulica.

A continuación se realiza una breve descripción de los elementos introducidos en la modificación de la prensa hidráulica. En cada mesa de trabajo se ha colocado una placa aislante, una portamatriz donde se insertan las resistencias (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 con largos tiempo de trabajo la conducción y la convección del calor elevaban la temperatura de los cilindros superiores, fue necesario colocar una placa de refrigeración con un circuito interno por donde circula agua fría a presión. En la Figura 3.12 se muestran los componentes introducidos en esta modificación.

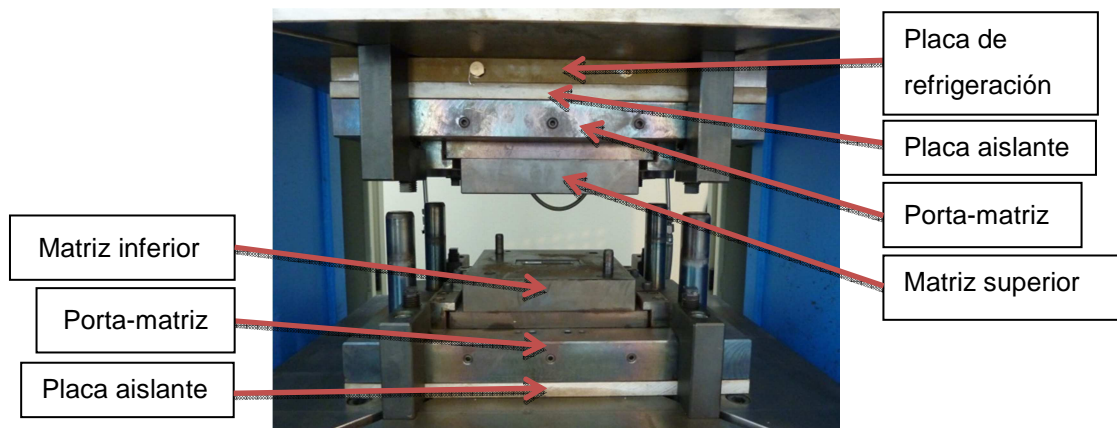


Figura 3.12. Modificaciones realizadas en la prensa hidráulica.

En la Figura 3.13 se muestran las resistencias y los termopares introducidos en la portamatriz y en la matriz inferior. Cada portamatriz incluye 3

resistencias (2000 W en conjunto) y un termopar. Para la portamatriz y la matriz superior el montaje es el mismo.

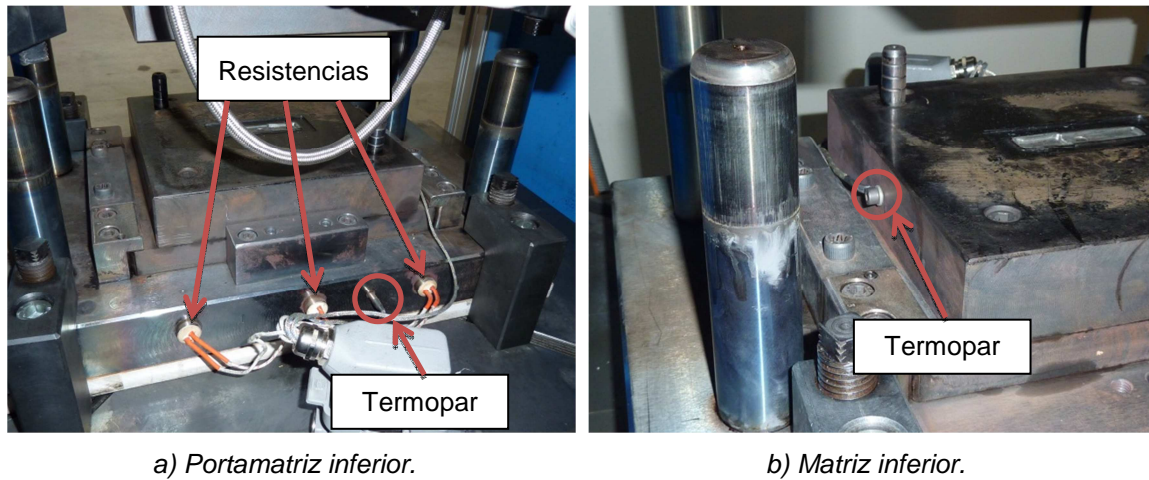


Figura 3.13. Resistencias térmicas y termopares.

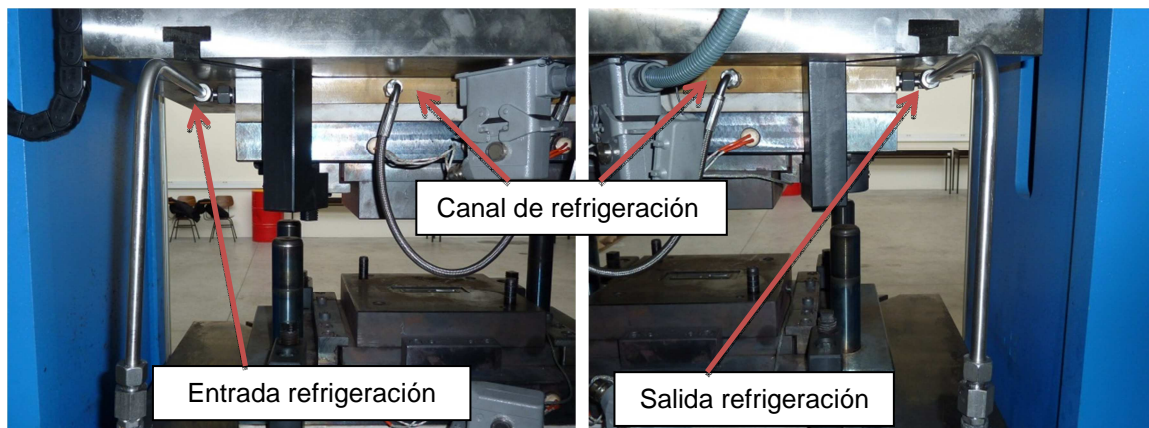


Figura 3.14. Sistema de refrigeración.

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 además un sistema de refrigeración en la mesa superior de la prensa como se muestra en la Figura 3.14.

3.3. 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 una cortadora metalográfica que no altere la microestructura de las muestras y su posterior empastillado con una resina transparente con los equipos que se observan en la Figura 3.15. Tras empastillar las muestras, se procede a pulirlas con diferentes lijas y paños y se les somete a un ataque electrolítico denominado ataque “*Barker*”, que consiste en introducir las muestras en una disolución de ácido fluorbórico al 2,5 % en volumen, durante un tiempo variable en función de la deformación de las muestras, empleando la fuente de tensión de la Figura 3.15 para generar 25 V de diferencia de potencial. Una vez realizado todo este proceso, se utiliza el microscopio óptico que se observa en la misma figura para tomar imágenes desde 50 a 1000 aumentos con la ayuda de los filtros polarizados.

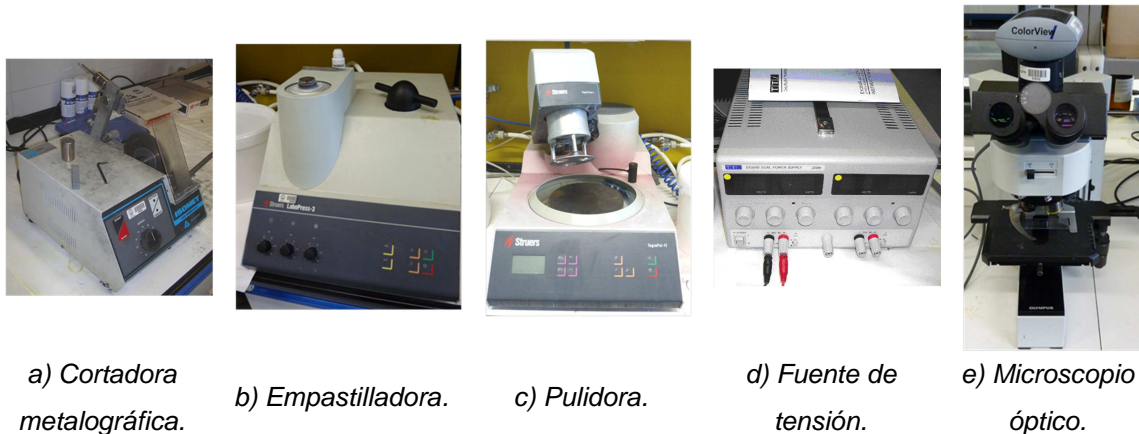


Figura 3.15. Equipos necesarios para realizar la microscopía.

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. Todas las micrografías electrónicas se obtuvieron utilizando electrones retrodispersados.

3.4. Equipos de ensayos a componentes mecánicos

Con el objetivo de obtener información sobre la variación de las propiedades de los componentes mecánicos fabricados a partir de material nanoestructurado, es necesario utilizar equipos como el que se describe a continuación.

Uno de los equipos más empleados es el microdurómetro que se observa en la Figura 3.16. 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. Esta variación en la carga es importante si se tienen muestras de diferente dureza. El microdurómetro posee unas lentes que son fundamentales para medir con precisión la huella con forma de rombo que deja el indentador de diamante.



Figura 3.16. *Microdurómetro.*

En la presente Tesis Doctoral, se han utilizado cargas entre 2 N y 3 N. En este rango de carga y si la temperatura de la habitación está entre 22 °C y 24 °C la incertidumbre es de ± 1 %. 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. Es importante que no haya vibraciones en el suelo durante la indentación. 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.

3.5. Recapitulación

En el presente capítulo se han mostrado los equipos necesarios para desarrollar los estudios que se recogen en la presente Tesis doctoral. Algunos de ellos ya se encontraban en la Universidad Pública de Navarra, fruto de la anterior investigación desarrollada en el marco de Proyectos de Investigación previos (MAT2002-04343-C03-02, MAT2005-07732-C02-01 y MAT2006-14341-

C02-02). Otro equipamiento se ha desarrollado en el marco del Proyecto de Investigación DPI 2010-18941, en el cual se enmarca esta Tesis doctoral.

En el siguiente capítulo se analizarán las propiedades y la ley de fluencia de la aleación de aluminio AA5083, empleada en el desarrollo de la presente Tesis doctoral.

CAPÍTULO 4

Análisis experimental y modelización del comportamiento del material

4. ANÁLISIS EXPERIMENTAL Y MODELIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO DEL MATERIAL

En este capítulo de la Tesis Doctoral se lleva a cabo la modelización de las leyes de fluencia de los materiales nanoestructurados mediante SPD por ECAE. Además, se realizan ensayos de compresión isoterma y no isoterma obteniendo resultados que serán empleados en posteriores capítulos. Asimismo, se explica brevemente la metodología experimental empleada para obtener las probetas de compresión y se realiza un análisis experimental de las muestras ensayadas.

4.1. Obtención de probetas de compresión

Para realizar la compresión entre plataformas paralelas de las diferentes aleaciones a estudiar es necesario preparar las probetas antes de realizar los ensayos experimentales. Para ello, el material es procesado hasta N2 mediante la ruta C (que consiste en rotar la probeta 180° respecto al eje longitudinal entre pasadas), empleando la máquina perteneciente a la Universidad Pública de Navarra mostrada en el capítulo anterior. Para los ensayos de compresión entre plataformas plano-paralelas, tanto isotermas como no isotermas, se han empleado probetas de partida de 10 mm de diámetro y 80 mm de longitud. La matriz empleada es de diámetro 10 mm, con ángulo de 90° entre los canales y con radios de acuerdo tangentes a los canales de 2 mm. La velocidad de procesado en la prensa de ECAE ha sido de 50 mm/min y se realiza a temperatura ambiente empleando disulfuro de molibdeno como lubricante.

En la Figura 4.1 se muestra la probeta de partida, una probeta extraída en la mitad del procesado por ECAE y la probeta al finalizar una pasada por ECAE. Como se ha indicado, para completar la ruta C es necesario girar la probeta 180° respecto al eje longitudinal y volver a procesar en las mismas condiciones que durante la primera pasada.



Figura 4.1. *Procesado de probetas mediante ECAE.*

Las probetas utilizadas en los ensayos de compresión tienen unas dimensiones de 8 mm de diámetro y 16 mm de longitud. Por este motivo, tanto las probetas procesadas por ECAE como las no procesadas son mecanizadas hasta esas dimensiones. En el caso de las probetas procesadas mediante ECAE, se eliminan 15 mm de cada extremo al ser las propiedades del material muy heterogéneas en estas zonas, debido a las características propias del proceso.

4.2. Ensayos de compresión no isoterma o convencional

Los objetivos principales de estos ensayos son evaluar la resistencia térmica de contacto entre la probeta y la matriz y comparar la microestructura y microdureza de la AA5083 tras someterla a diferentes procesos de deformación a diferentes temperaturas. La composición de esta aleación se observa la Tabla 4.I.

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 4.I. *Composición química de la AA5083.*

4.2.1. Determinación de la resistencia térmica de contacto

La resistencia de contacto entre dos materiales depende en gran medida de la presión ejercida entre ambos y de la propia temperatura siendo por tanto compleja su determinación. Para evaluar la evolución de la temperatura en las matrices y en la pieza durante el proceso de forja es muy importante conocer este coeficiente térmico. Debido a las limitaciones de los equipos disponibles,

este coeficiente se ha considerado constante en algunos casos y se ha determinado aplicando la siguiente metodología.

En primer lugar, se llevaron a cabo ensayos experimentales en los que las plataformas plano-paralelas se mantienen a temperatura constante e igual a la del ambiente. La probeta de material a ensayar se calienta hasta la temperatura deseada en un horno situado próximo a la máquina de ensayos y se mantiene a dicha temperatura durante 5 min para asegurar que su temperatura sea homogénea. Posteriormente, se saca del horno, se introduce rápidamente entre las plataformas y se ejerce una fuerza sin que la probeta se deforme plásticamente. Para estos ensayos, se partió de diferentes valores iniciales de temperatura y se midió con el termopar cada 5 s durante los 2 primeros minutos y cada 10 s durante el tercer y último minuto del ensayo. Se realizaron tres repeticiones para cada temperatura de partida y se tomó, posteriormente, la media de cada una de ellas. Las temperaturas de partida seleccionadas fueron: 25 °C, 50 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C y 450 °C. Para la toma de medidas se ha empleado un termopar Testo 925 que tiene una resolución de 0,1 °C para el rango comprendido entre -50,0 °C y 199,9 °C y de 1 °C para el resto de temperaturas. Dentro del rango estudiado el termopar tiene una precisión de $\pm 0,5 \text{ °C} + 0,3 \%$ del valor medido.

Posteriormente, los resultados obtenidos se comparan con los calculados mediante las simulaciones por elementos finitos, realizadas empleando el programa Marc.Mentat 2010TM. En este caso, la simulación empleada consiste en un caso térmico simulado suponiendo axisimetría. El tipo de elemento empleado es el “quad 4” con cuatro puntos de integración. La malla inicial se puede observar en la Figura 4.2. Las condiciones de contorno impuestas son: la restricción de desplazamientos y la convección en toda la superficie exterior, tanto de las plataformas como de la probeta. El coeficiente de convección se considera $10 \text{ W}/(\text{°Cm}^2)$ que es el típico de una convección natural al aire. El procedimiento empleado consiste en un proceso iterativo en el que se irá variando el valor de la resistencia térmica de contacto hasta que los resultados de ensayos y simulaciones coincidan. Los valores de las propiedades térmicas para la AA5083 son los siguientes: capacidad calorífica

0,900 J/g°C y conductividad 117 W/mK. Para el caso del acero empleado en las plataformas plano-paralelas, la capacidad calorífica es de 0,48 J/g°C y la conductividad es de 35 W/mK. El método de cálculo seleccionado es el directo con almacenamiento “*sparse*”, con un tiempo total del caso de carga de 3 min.

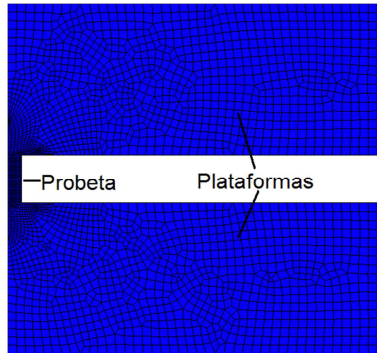


Figura 4.2. Malla inicial en la simulación por elementos finitos.

Los resultados obtenidos tanto en los ensayos experimentales como en las simulaciones por elementos finitos se observan en la Figura 4.3. Debido a que en los dos primeros minutos de los ensayos la temperatura ha caído ya más del 90%, el tercer minuto no se representa para poder visualizar correctamente la información. Se puede observar que la evolución de la temperatura con el tiempo para cada uno de los ensayos realizados es muy similar entre los experimentos y las simulaciones. La primera pendiente de caída de la temperatura (hasta los 40 s) es bastante similar entre ambas gráficas, sin embargo, hasta el final del ensayo la caída es más brusca en las simulaciones que en los ensayos experimentales.

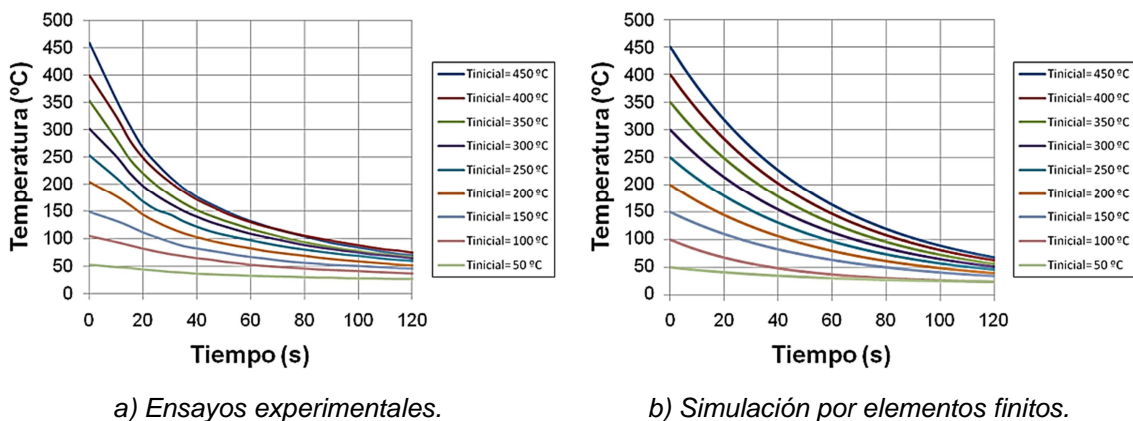


Figura 4.3. Evolución de la temperatura durante los ensayos y las simulaciones.

Como para los ensayos de forja a temperatura, la zona de mayor influencia en las propiedades mecánicas de las piezas forjadas es aquella en la

que tiene lugar la compresión, es decir, durante los 45 primeros segundos, se tiene en cuenta este intervalo de tiempo para la determinación de la resistencia térmica de contacto.

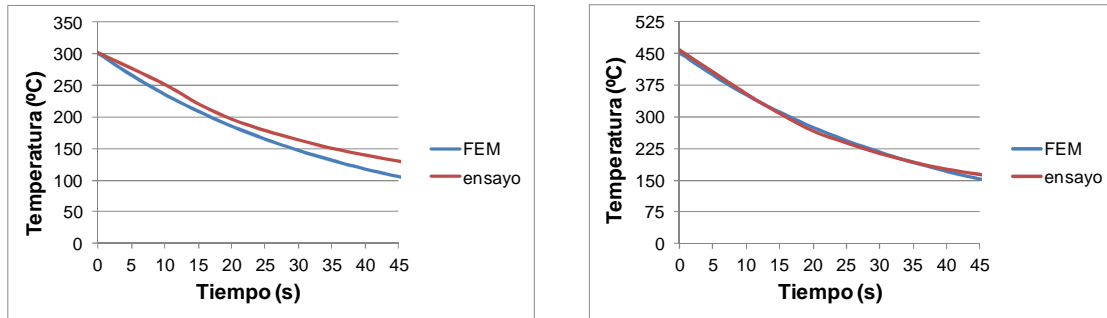


Figura 4.4. Evolución de la temperatura en un nodo exterior de la probeta partiendo de 300 °C y 450 °C tanto en ensayos experimentales como en simulación.

El valor óptimo resultante después de varias iteraciones es de 500 W/(°Cm²). Tal y como se comprueba en la Figura 4.4, existe un alto grado de concordancia entre la simulación y el ensayo real, con lo que de esta manera queda validado el valor de la resistencia de contacto que se empleará con posterioridad en las simulaciones realizadas en los Capítulos 4 y 8.

Asimismo, con objeto de tener en cuenta la influencia de la presión de contacto, se ha utilizado la tabla que presenta el *software* Simufact.Forging 11.0TM. En esta tabla, la resistencia de contacto depende de la tensión de contacto entre pieza y matriz y del límite elástico del material como se observa en la Figura 4.5. Esta tabla se empleará con posterioridad en las simulaciones realizadas en los Capítulos 5, 6 y 8.

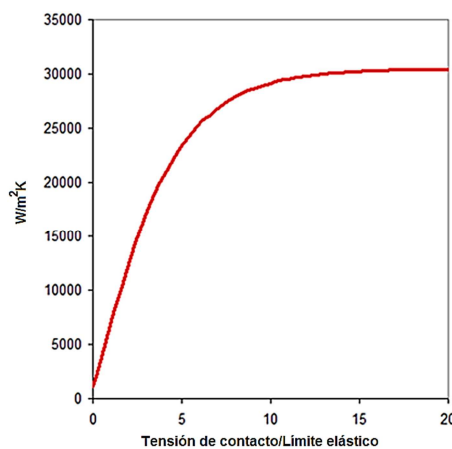


Figura 4.5. Gráfica de la resistencia de contacto en función de la presión de contacto.

4.2.2. Microdureza y microestructura tras la compresión no isoterma

Para llevar a cabo el estudio de la microestructura y de la microdureza de las probetas forjadas se realizaron ensayos de compresión no isoterma a diferentes muestras para analizarlas posteriormente. En estos ensayos, la probeta de material a ensayar se calienta hasta la temperatura deseada y se mantiene a dicha temperatura durante 5 min. Posteriormente, se saca del horno, se introduce rápidamente entre las plataformas y se realiza la compresión a una velocidad de 50 mm/min. A continuación, en la Figura 4.6 se muestran cuatro fases de un mismo ensayo de compresión.

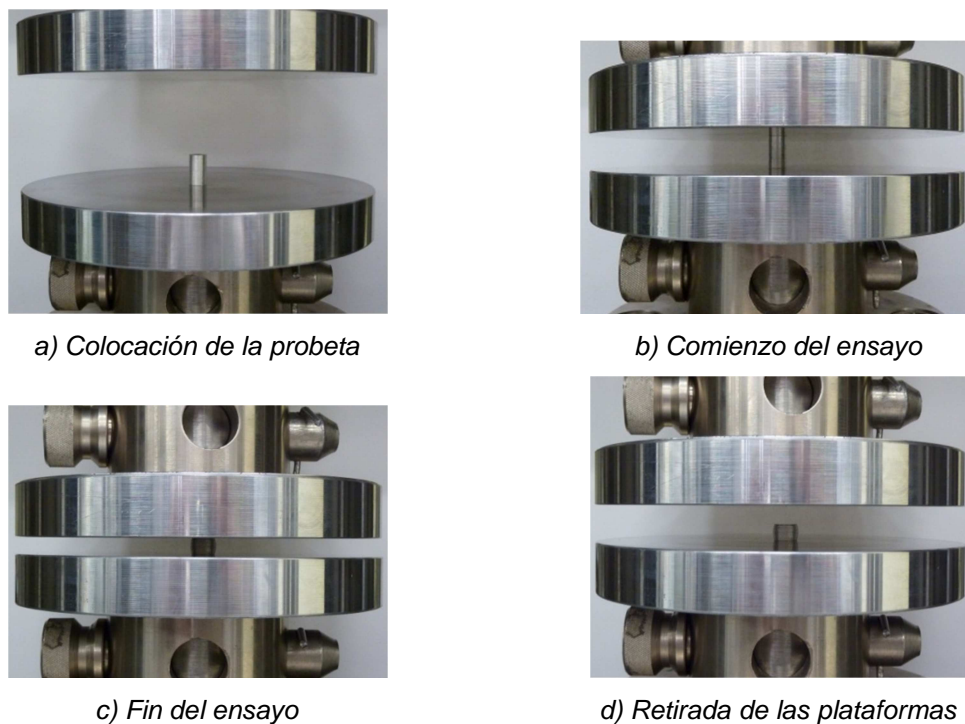
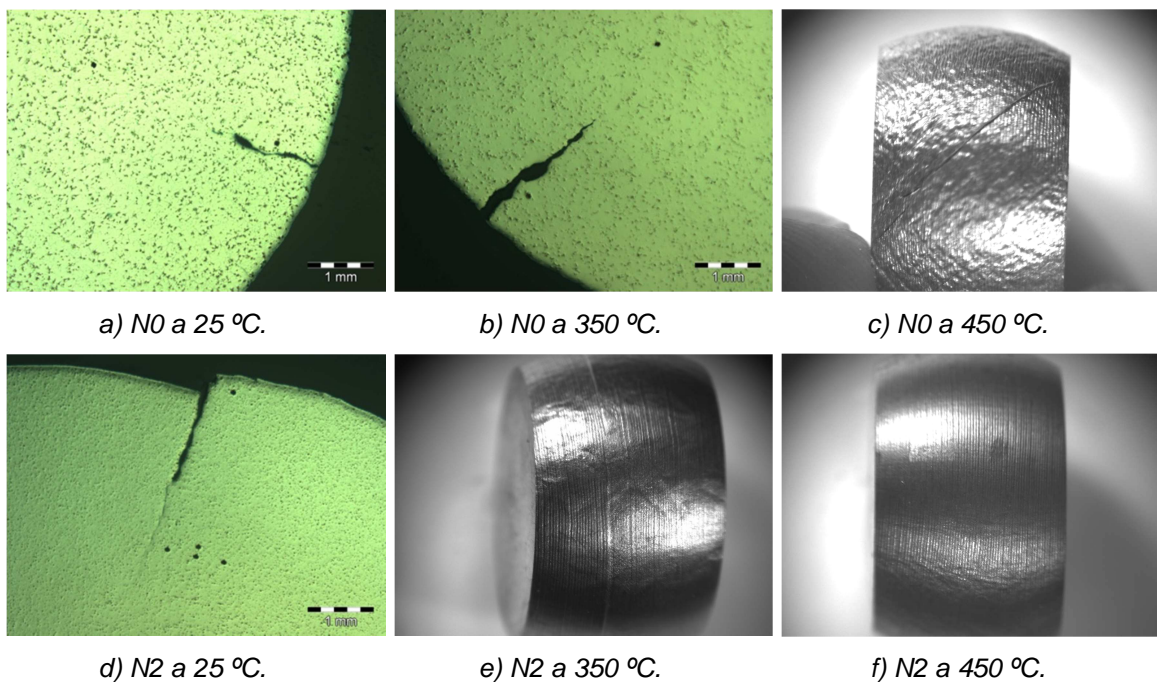


Figura 4.6. Ensayo de compresión no isoterma entre plataformas plano-paralelas.

Estos ensayos se realizan a probetas en estado recocido (N0) y procesadas por ECAE (N2) a las temperaturas de 25 °C, 50 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C y 450 °C y con tres reducciones diferentes (altura final de la probeta de 8 mm, 6 mm y 4 mm que corresponden a deformaciones reales de $\epsilon = 0,7$; $\epsilon = 1$ y $\epsilon = 1,4$). El objetivo de esta parte de la experimentación era determinar la forjabilidad de la AA5083 bajo diferentes condiciones de deformación. Tras comprobar la forjabilidad de las muestras, se seleccionaron los ensayos correspondientes a temperaturas de 25 °C, 350 °C y 450 °C y a una altura de compresión de 8 mm para el estudio de microscopía y

microestructura, ya que a temperaturas inferiores aparecen grietas e incluso se produce la rotura total de las muestras como se observa en la Figura 4.7.

En la Figura 4.7 se muestra el aspecto exterior y las grietas internas de las probetas ensayadas. En todas las probetas ensayadas con el material en estado N0 han aparecido grietas y aparece el defecto superficial de piel de naranja debido al alto valor del daño que se va acumulando durante la compresión. Por el contrario, las probetas previamente procesadas mediante ECAE presentan una mejora importante en su forjabilidad y en su acabado superficial a medida que la temperatura de forja aumenta.



a) N0 a 25 °C.

b) N0 a 350 °C.

c) N0 a 450 °C.

d) N2 a 25 °C.

e) N2 a 350 °C.

f) N2 a 450 °C.

Figura 4.7. Aspecto exterior y grietas de las probetas después de la compresión.

Se han tomado valores de microdureza de la sección central de las muestras seleccionadas en 4 diagonales separadas 45°. En total se realizan 18 medidas en cada probeta. El proceso de indentación se ha realizado con 3 N de carga siguiendo el proceso explicado en el capítulo anterior. Con estos datos, se elaboran las gráficas mostradas en la Figura 4.8, en las que el valor cero en el eje x corresponde con el centro de la probeta. Para las probetas en estado N0, la diferencia entre el valor de la microdureza en el centro y el exterior es mayor que en el caso de las probetas en estado N2, ya que las probetas reprocesadas por ECAE tienen una deformación previa que minimiza esta variabilidad. Sin embargo, tal y como se ha mostrado en la Figura 4.7 no

fue posible forjar el material en estado N0, debido a la aparición de grietas. Con todo ello, cabe destacar que la pérdida de microdureza del material no es significativa entre los diferentes estados del material de partida y las temperaturas de forjado, mientras que la forja únicamente se realiza con éxito con las muestras previamente procesadas por ECAE a una temperatura de precalentamiento de 350 °C y 450 °C.

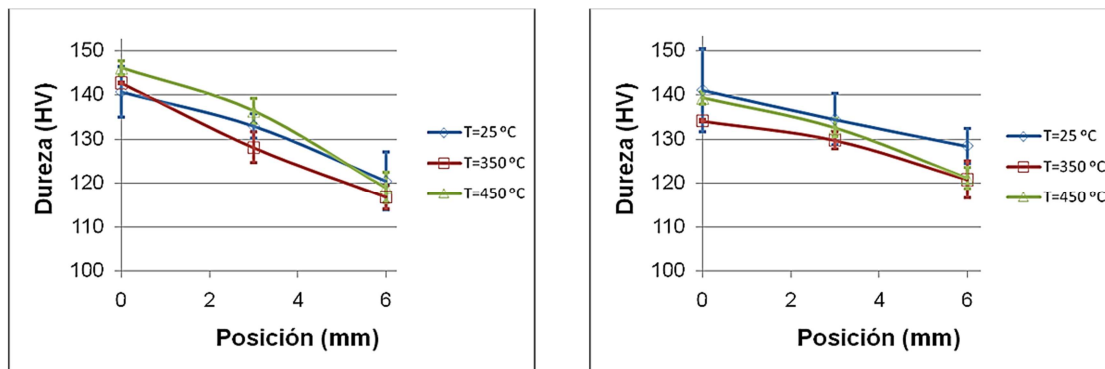


Figura 4.8. Distribución de la microdureza para material en estado N0 y en estado N2.

Asimismo, se realizó un estudio de la microestructura para cada uno de los casos seleccionados anteriormente. Para ello, se ha realizado el estudio mediante microscopía óptica realizando un ataque químico Barker con diferentes tiempos de duración, según la deformación plástica acumulada en las muestras. Teniendo en cuenta que el tamaño de grano inicial de la AA5083 en estado recocido "O" (N0) se encuentra alrededor de los 200 μm , en todos los ensayos en los que el material de partida no es preprocesado por ECAE, el tamaño de grano no varía, tal y como se observa en la Figura 4.9.

Las micrografías se han tomado en diferentes zonas de la sección transversal tanto en el interior como en el exterior de las muestras. El tamaño de grano en ambas zonas es el mismo, pero en las micrografías realizadas en las zonas interiores de las muestras y a mayor temperatura, se observa que los granos presentan una frontera más difusa. Este resultado se debe a la mayor cantidad de bandas de deformación introducidas por las altas presiones de compresión, lo que ha quedado confirmado por la mayor dureza en el centro de las probetas.

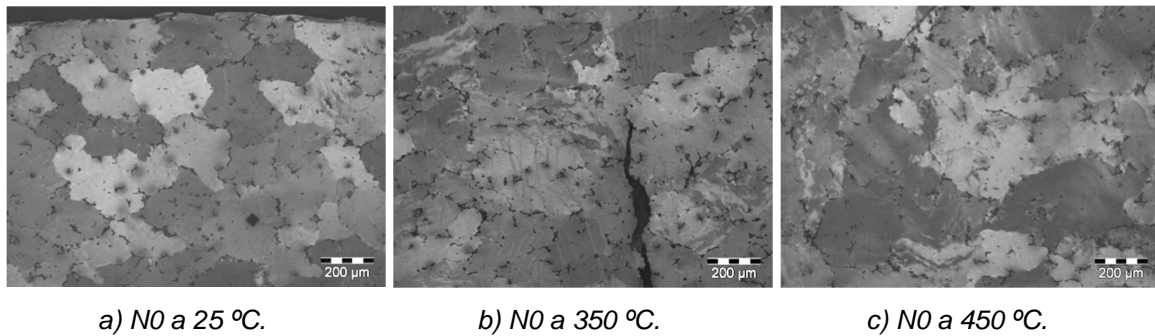


Figura 4.9. Microscopía óptica de la AA5083.

Por otro lado, en la Figura 4.10, se observan las micrográficas realizadas a las probetas cuyo material de partida fue previamente procesado por ECAE. Al aumentar la temperatura de los ensayos, se obtiene un afinamiento del tamaño de grano a la vez que una geometría de grano equiaxial a lo largo de toda la sección, lo que está relacionado con la posibilidad de forjar el material bajo estas condiciones y redonda en una mejora de otras propiedades mecánicas. A temperatura ambiente se observa una gran concentración de bandas de deformación, mientras que a 350 °C y a 450 °C aparece una microestructura recristalizada con un tamaño de grano muy inferior al del material de partida.

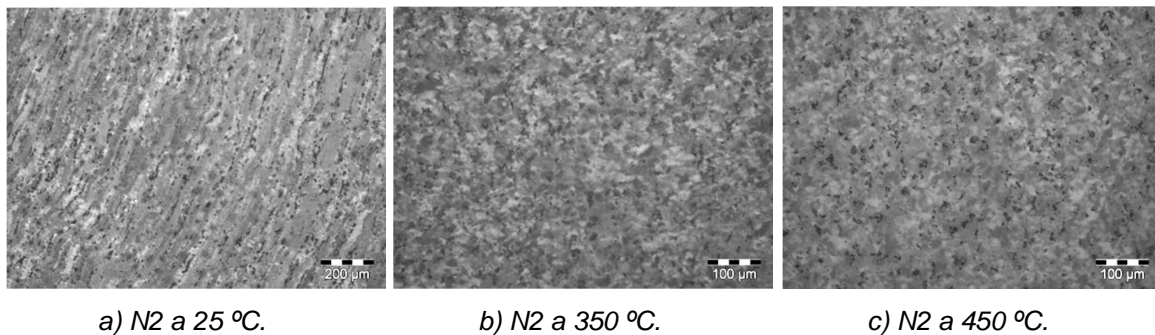


Figura 4.10. Microscopía óptica de la AA5083.

4.3. Ensayos de compresión isoterma

Los objetivos principales de estos ensayos son determinar las leyes de fluencia de la AA5083 tanto en estado recocido como tras haber sido procesadas por ECAE en dos ocasiones empleando la ruta C. Esta información será empleada, posteriormente, para las simulaciones por elementos finitos en el resto de capítulos de la presente Tesis Doctoral. Asimismo, se realizará un

estudio de la microestructura y de la microdureza de esta aleación tras someterla a compresión isoterma a diferentes temperaturas.

4.3.1. Modelización de las leyes de fluencia de la AA5083

El procedimiento experimental para obtener las leyes de fluencia es el siguiente. En primer lugar, se realiza la compresión isoterma de las probetas. Para ello, las plataformas plano-paralelas se calientan hasta la temperatura objetivo empleando el sistema de regulación de la temperatura descrito en el capítulo anterior. La probeta inicial se mantiene entre las plataformas plano-paralelas durante un tiempo de 300 s, hasta que alcanza la temperatura fijada en el ensayo. Posteriormente, se realiza la compresión isoterma y, finalmente, una vez liberada la fuerza de compresión, se deja enfriar al aire hasta temperatura ambiente. A partir de estos ensayos, se obtienen las curvas carga-carrera por medio de un *software* específico de ensayos de tracción y a través de una célula de carga, la cual tiene una capacidad máxima de 200 kN.

La altura final de probeta a la que se realiza la compresión entre las plataformas plano-paralelas es de 4 mm o de 2 mm en todos los casos analizados. Se realizan 15 ensayos para N0 y otros tantos para N2. Se estudian 5 temperaturas diferentes de ensayo: 25 °C, 125 °C, 200 °C, 275 °C y 350 °C y 3 velocidades de compresión: 1 mm/min, 5 mm/min y 50 mm/min. De este modo se obtienen las leyes de fluencia en función de la deformación y de la temperatura.

Antes de utilizar cualquier modelo de ley de fluencia, es necesario tratar los datos de las curvas fuerza-posición obtenidas de la célula de carga que se observan en la Figura 4.11. En primer lugar, se lleva la curva hasta la posición inicial como se muestra en la Figura 4.11, eliminando de esta manera la curvatura inicial debida a los ajustes de la máquina de tracción y de las plataformas plano-paralelas empleadas para realizar la compresión.

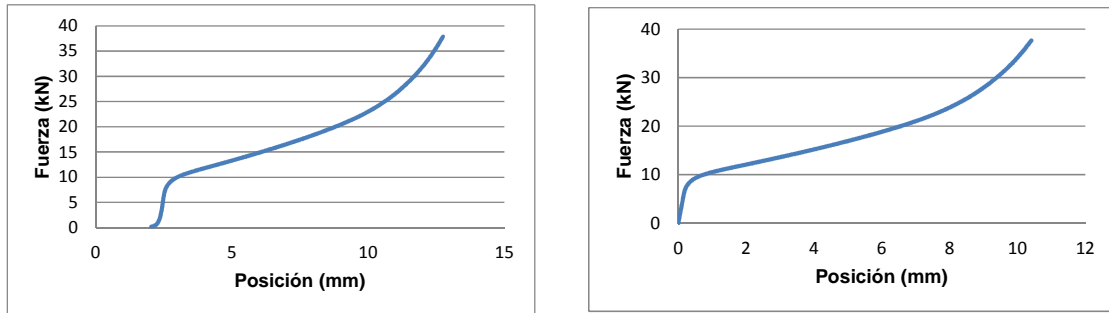


Figura 4.11. Curva fuerza-posición y desplazamiento hasta el origen.

A continuación, se obtiene la curva correspondiente a la tensión normal frente al alargamiento unitario y se calcula la deformación real y la tensión real obteniendo las gráficas que se observan en la Figura 4.12.

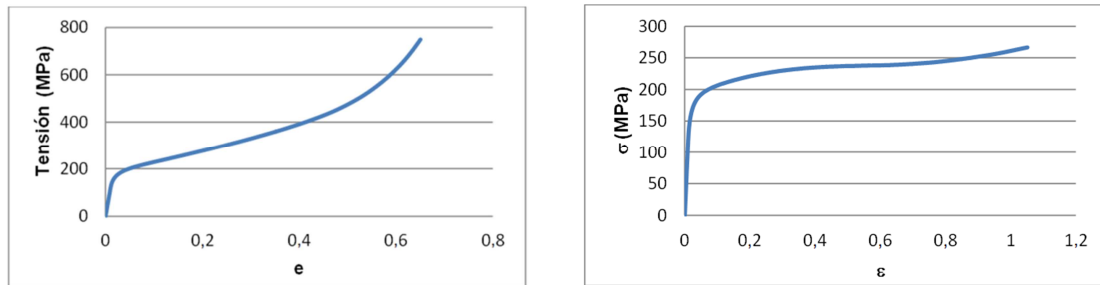


Figura 4.12. Curvas tensión frente a deformación.

Para la determinación de la ley de fluencia del material se tiene en cuenta únicamente la parte plástica antes de que aparezca el efecto del abarrilamiento. Por tanto, se elimina la parte elástica de la curva y la zona de deformación real mayor de 0,7 ($\epsilon > 0,7$) como se observa en la Figura 4.13. A partir de estos datos, los modelos deben ser capaces de determinar la ley de fluencia hasta valores de deformación de $\epsilon = 2,5$, ya que es la que se puede llegar a alcanzar en los procesos de deformación posteriores.

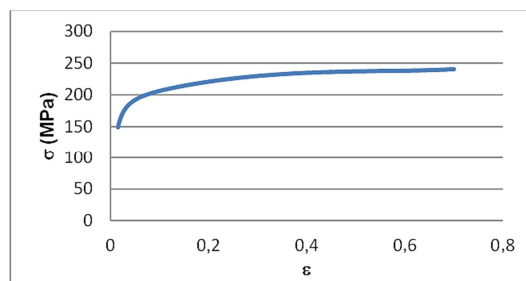


Figura 4.13. Curvas tensión frente a deformación seleccionada.

Aplicación del modelo de Hollomon

El modelo de *Hollomon*, mostrado en la Ecuación 4.1, es ampliamente empleado para modelizar el comportamiento de diferentes materiales, en especial para procesos de deformación a temperatura ambiente.

$$\sigma_H = k \cdot \epsilon^n$$

Ecuación 4.1. Modelo de Hollomon.

donde *k* y *n* son constantes del material.

Para determinar las constantes, se aplica el logaritmo neperiano a ambos términos de la ecuación anterior obteniendo la Ecuación 4.2.

$$\ln(\sigma_H) = \ln(k \cdot \epsilon^n) = \ln(k) + n \ln \epsilon$$

Ecuación 4.2. Desarrollo del modelo de Hollomon.

De esta manera se obtiene la ecuación de una recta donde *n* es la pendiente de la misma y *ln(k)* es la intersección con el eje de ordenadas. Esta recta se ajusta a los datos experimentales mediante mínimos cuadrados y se obtienen los parámetros del material buscados. A partir de los ensayos realizados y siguiendo la metodología anteriormente descrita se obtienen los parámetros del modelo de *Hollomon* para la AA5083 a diferentes temperaturas y velocidades de compresión según se muestra en la Tabla 4.II.

Estado	Temperatura (°C)	Velocidad (mm/min)	K (MPa)	n
NO	25	1	510,89	0,2125
		5	482,79	0,2101
		50	607,67	0,1812
	125	1	428,77	0,1810
		5	427,78	0,1693
		50	417,59	0,1730
	200	1	256,9	0,1008
		5	249,44	0,1039
		50	289,28	0,0964
	275	1	153,85	0,0420
		5	171,44	0,0433
		50	193,78	0,0381
350	1	91,11	0,0352	
	5	96,59	0,0468	
	50	104,90	0,0376	

Estado	Temperatura (°C)	Velocidad (mm/min)	K (MPa)	n
N2	25	1	579,31	0,0692
		5	539,99	0,0444
		50	580,08	0,0180
	125	1	427,37	0,0228
		5	440,77	0,0165
		50	422,95	0,0077
	200	1	298,78	0,1209
		5	296,99	0,0575
		50	310,12	0,0195
	275	1	132,14	0,1367
		5	166,83	0,0970
		50	186,79	0,0320
350	1	68,96	0,1059	
	5	86,30	0,0540	
	50	106,51	0,0106	

Tabla 4.II. Valores de los parámetros del material del modelo de Hollomon.

A partir de estos datos se representa la variación de las constantes en función de la temperatura de procesado para el caso de material previamente procesado por ECAE (N2), como se muestra en la Figura 4.14.

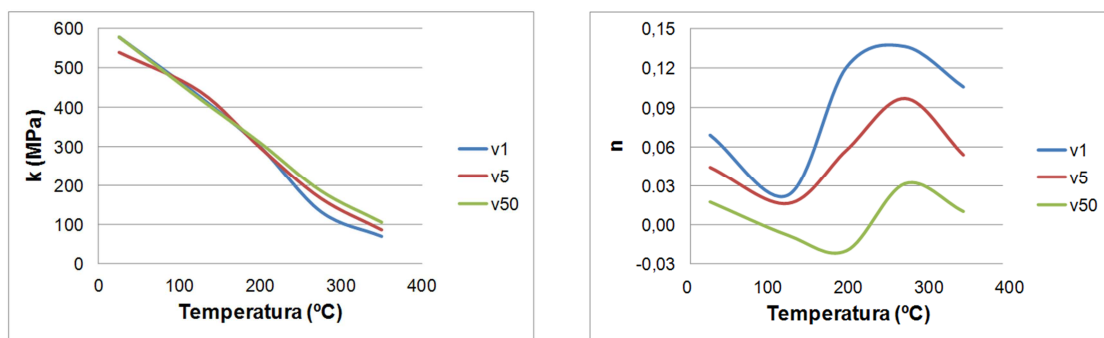


Figura 4.14. Variación de las constantes del modelo de Hollomon.

Se comprueba que la constante K disminuye notablemente con la temperatura de forma casi lineal y es ligeramente menor cuando los ensayos se realizan a baja velocidad. Asimismo, la constante de endurecimiento n disminuye a 125 °C para continuar aumentando hasta la temperatura de 275 °C y volver a disminuir a 350 °C. Esta constante es menor cuanto mayor es la velocidad de compresión y llega a ser negativa a 200 °C y con velocidad de procesado de 50 mm/min.

Aplicación del modelo de Voce

El modelo de Voce, mostrado en la Ecuación 4.3, también es ampliamente empleado para modelizar el comportamiento de diferentes materiales.

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

Ecuación 4.3. *Modelo de Voce.*

donde A , B y m son constantes del material.

En este caso, la forma de determinar las diferentes constantes del material es la siguiente. En primer lugar se derivan ambos términos de la ecuación respecto de la deformación real tal y se desarrolla hasta llegar a la expresión de la Ecuación 4.4.

$$\begin{aligned} \frac{d\sigma_V}{d\epsilon} &= -m \cdot (B - A) \cdot e^{m \cdot \epsilon} \\ \sigma_V - B &= -(B - A) \cdot e^{m \cdot \epsilon} \\ \frac{d\sigma_V}{d\epsilon} &= m \cdot (\sigma_V - B) = (m \cdot \sigma_V) - (m \cdot B) \end{aligned}$$

Ecuación 4.4. *Desarrollo del modelo de Voce.*

De esta manera se obtiene la ecuación de una recta donde m es la pendiente de la misma y $-mB$ es la intersección con el eje de ordenadas. Esta recta se ajusta a los datos experimentales mediante mínimos cuadrados y se obtienen los parámetros del material buscados.

Finalmente, para determinar el valor del parámetro A , se aplica el logaritmo neperiano a ambos términos de la primera expresión de la Ecuación 4.4 obteniendo una nueva recta de la que a partir del valor de la intersección con el eje de ordenadas se podrá determinar A , ya que B y m son conocidas.

Al igual que con el modelo anterior y siguiendo la metodología descrita se obtienen los parámetros del modelo de Voce para la AA5083 a diferentes temperaturas y velocidades de compresión como se puede comprobar en la Tabla 4.III.

Estado	Temperatura (°C)	Velocidad (mm/min)	A (MPa)	B (MPa)	m
N0	25	1	159,49	418,51	-14,5472
		5	154,74	395,24	-14,3511
		50	165,35	324,60	-11,8596
	125	1	170,92	360,12	-21,6737
		5	158,66	368,88	-19,4145
		50	157,42	351,63	-16,3011
	200	1	163,23	234,69	-49,5071
		5	144,66	227,55	-34,0664
		50	155,35	261,65	-26,3682
	275	1	122,45	148,32	-70,2700
		5	133,57	165,60	-43,7501
		50	143,73	185,86	-39,0936
	350	1	61,01	75,38	-24,5948
		5	84,52	99,49	-5,5913
		50	88,05	102,47	-13,3318
N2	25	1	366,98	507,98	-62,1962
		5	417,43	496,38	-62,8769
		50	430,87	457,71	-33,4314
	125	1	407,84	426,62	-13,0732
		5	428,76	436,22	-36,4513
		50	434,16	449,79	-17,7912
	200	1	227,62	265,54	-17,0271
		5	265,06	276,09	-23,5627
		50	328,76	337,97	-20,5575
	275	1	97,18	117,49	-15,5807
		5	132,63	151,10	-16,8659
		50	177,61	180,83	-48,8721
	350	1	54,65	70,86	-8,2738
		5	74,47	95,72	-5,0102
		50	99,81	107,40	-13,0513

Tabla 4.III. Valores de los parámetros del material del modelo de Voce.

A partir de estos datos se representa la variación de las constantes en función de la temperatura de procesado para el estado N2, que es el más empleado en la presente Tesis Doctoral, como se muestra en la Figura 4.15. Se comprueba que la constante m aumenta al aumentar la temperatura del ensayo excepto para el caso de velocidad de compresión de 50 mm/min, que primero aumenta, luego disminuye y finalmente aumenta debido probablemente a fenómenos de restauración dinámica. La constante A y la constante B siguen

un patrón similar, al aumentar la temperatura sus valores disminuyen y son menores a menor velocidad de compresión en ensayos a la misma temperatura.

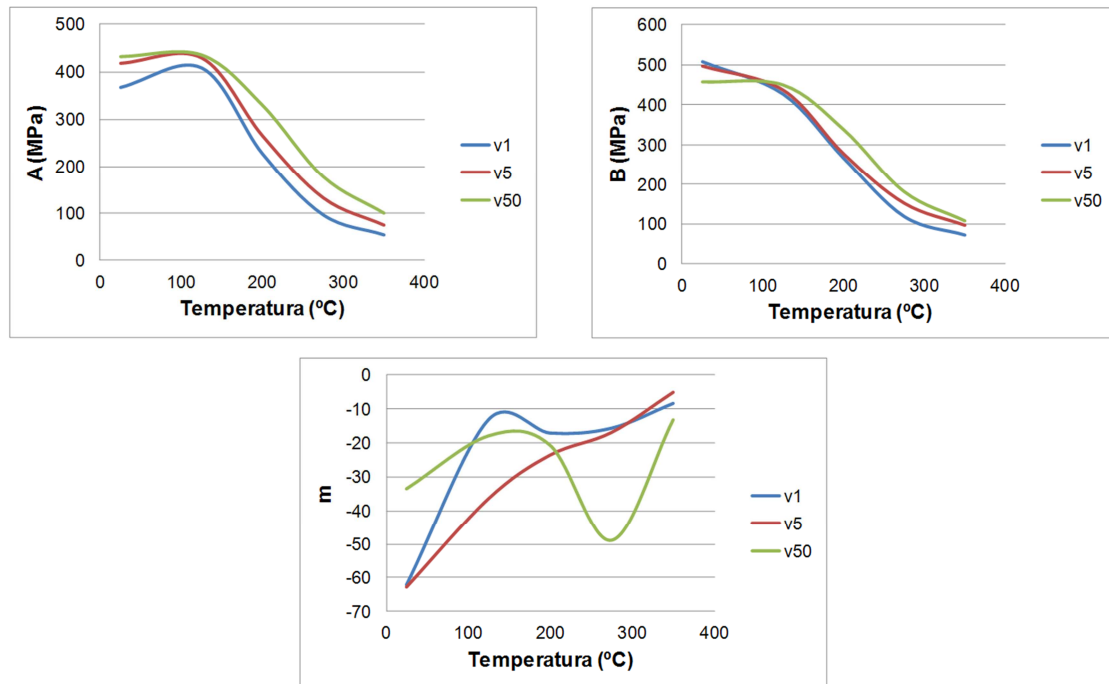


Figura 4.15. Variación de las constantes del modelo de Voce.

Análisis comparativo entre los modelos de leyes de fluencia

Los modelos de fluencia obtenidos se emplearán en los siguientes capítulos de este trabajo. Para determinar cuál de ellos es el que mejor ajusta a los ensayos experimentales se llevan a cabo simulaciones por elementos finitos.

La geometría de las probetas es la misma que en los ensayos y las matrices se consideran rígidas y se modelizan como líneas. El tipo de elemento empleado es el “quad 4” con cuatro puntos de integración con un tamaño inicial de 0,25 mm de lado. En todas las simulaciones se ha utilizado un material isótropo con módulo de Young de 70 GPa y coeficiente de Poisson de 0,3. Se ha introducido un remallado total denominado “advancing front quad” con tamaño de elemento de 0,15 mm. Para la resolución de las ecuaciones de cada paso de las simulaciones se usa el algoritmo “Multifrontal Sparse” considerando

la opción de grandes deformaciones con el método de *Lagrange* y utilizando la opción de “*additive decomposition*” para la zona plástica.

Por tanto, se realizan simulaciones con las condiciones de temperatura y velocidad de todos los ensayos y aplicando los dos modelos estudiados anteriormente obteniendo las curvas carga-carrera de cada caso y comparándolos con los ensayos experimentales. A partir de la diferencia de fuerza en cada punto de la carrera se determina que en general, los modelos de *Hollomon* y de *Voce* pierden precisión al aumentar la carrera en el ensayo debido a que no son capaces de predecir correctamente la ley de fluencia para deformaciones de las que no tienen información experimental.

En la Tabla 4.IV se resume el ajuste de los diferentes modelos para el caso de material en estado N2, con una velocidad de compresión de 50 mm/min y una temperatura de 275 °C.

	Carrera (mm)					
	2	4	6	8	10	12
Fuerza real (kN)	10,33	12,17	14,42	17,78	24,79	45,55
Fuerza <i>Hollomon</i> (kN)	10,31	12,20	14,49	18,08	25,99	51,38
Fuerza <i>Voce</i> (kN)	10,58	12,22	14,21	17,41	25,20	49,05
Error <i>Hollomon</i> (%)	-0,22	0,22	0,53	1,69	4,85	12,81
Error <i>Voce</i> (%)	2,34	0,37	-1,40	-2,05	1,65	7,69

Tabla 4.IV. Ejemplo de ajuste de los diferentes modelos estudiados.

Para posteriores capítulos de la presente Tesis Doctoral se seleccionan los modelos de leyes de fluencia con velocidad de compresión de 50 mm/min a diferentes temperaturas, ya que es la velocidad a la que se realizan las forjas de los componentes mecánicos estudiados.

4.3.2. Microdureza y microestructura de la AA5083

A las probetas obtenidas de los ensayos de compresión isoterma realizados para la determinación de la ley de fluencia, se les realizan medidas de microdureza. Se han tomado 15 medidas aleatorias de microdureza de la sección central de las muestras seleccionadas obteniendo la media y la desviación típica para cada probeta que se muestran en la Tabla 4.V. Hay que tener en cuenta que la microdureza de la aleación AA5083 tras ser recocida a

345 °C durante 2 horas (N0) es de 82 HV, mientras que en estado N2 la microdureza es de 140,4 HV, lo cual es un incremento de dureza del 71,2 %.

Estado	Temperatura (°C)	Velocidad (mm/min)	Microdureza media (HV)	Desviación típica Microdureza (HV)
N0	25	1	128,1	7,5
		5	125,3	10,9
		50	125,6	8,7
	125	1	122,5	8,7
		5	120,6	6,4
		50	122,0	7,9
	200	1	107,6	5,7
		5	109,8	4,7
		50	111,5	6,3
	275	1	99,5	4,6
		5	100,5	6,8
		50	101,9	5,2
	350	1	77,4	6,3
		5	74,2	6,2
		50	76,1	4,1
N2	25	1	141,7	3,9
		5	143,0	5,2
		50	143,5	4,8
	125	1	139,4	7,6
		5	140,5	8,2
		50	141,6	9,0
	200	1	126,4	4,3
		5	122,8	3,3
		50	127,6	5,1
	275	1	102,7	3,1
		5	102,2	5,8
		50	107,3	4,1
	350	1	98,8	1,9
		5	97,6	4,2
		50	94,0	2,8

Tabla 4.V. Microdureza (HV) de las muestras de la AA5083.

Como se comprueba en la Figura 4.16, la velocidad de compresión no influye de manera significativa en la dureza del material en el rango en el que se han hecho los ensayos. Se observa también que la dureza de las muestras previamente procesadas por ECAE es mayor que la dureza de las no

procesadas. En ambos casos, se comprueba un descenso pronunciado de la microdureza a partir de 200 °C debido a procesos de recristalización. En el caso de las probetas en estado inicial recocido, se llega a valores inferiores al del estado recocido y aparece un descenso brusco de la microdureza a 350 °C. Para las probetas previamente deformadas, la microdureza disminuye linealmente desde 140 HV a 125 °C hasta 100 HV a 275 °C. En este caso, no aparece un descenso tan brusco debido a la deformación previa y a que la recristalización se realiza de forma progresiva a menor temperatura obteniendo una estructura de granos de diámetro submicrométrico.

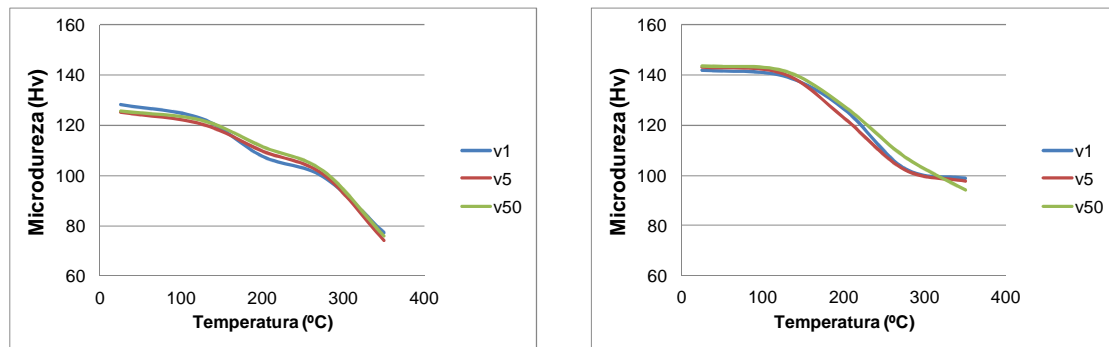


Figura 4.16. Variación de la microdureza (HV) de las muestras (N0 y N2).

En la Figura 4.17 se muestran diferentes imágenes de la superficie exterior de probetas forjadas bajo diferentes condiciones. Estas imágenes se han realizado con una lupa de aumento. En las imágenes (a) y (d) se muestran las probetas comprimidas a 200 °C a una velocidad de 50 mm/min en los estados N0 y N2. A esta temperatura, las probetas previamente procesadas por ECAE no presentan grietas, mientras que las no procesadas tienen grietas en la superficie exterior. Cabe destacar que la altura final de las probetas forjadas a estas temperaturas era de 4 mm debido a limitaciones con el equipo de compresión.

En las imágenes (b) y (e) se muestran las probetas comprimidas a 275 °C hasta 2 mm de altura. Como en el caso anterior, las probetas previamente procesadas por ECAE no presentan grietas salvo a la velocidad de 50 mm/min, mientras que las no procesadas sí que presentan grietas. Por último, las imágenes (c) y (f) corresponden a las probetas comprimidas a 350 °C hasta 2 mm de altura a una velocidad de 50 mm/min. A pesar de aumentar la temperatura, las probetas en estado inicial N0 siguen presentando grandes

grietas. En este caso, las probetas previamente deformadas mediante ECAE también presentan grietas. Estas son mayores al aumentar la velocidad de compresión. La aparición de estas grietas se debe a la recristalización y al crecimiento de grano debido al incremento de temperatura.

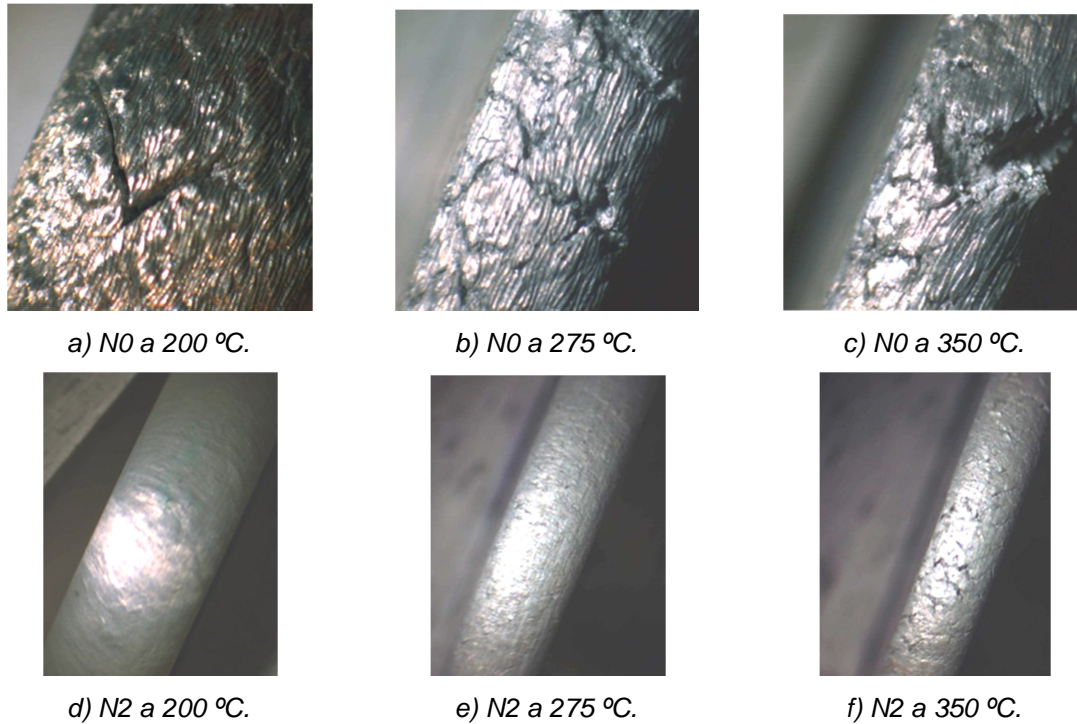


Figura 4.17. Grietas externas en la compresión isoterma de AA5083.

Se ha estudiado la microestructura de las diferentes probetas forjadas empleando microscopía óptica y electrónica. Se realizan micrografías en tres zonas de la sección central de las muestras para ver también las diferencias en la microestructura de una probeta. Estas zonas son la zona central, la zona intermedia y la zona exterior como se comprueba en la Figura 4.18. Asimismo, en la Figura 4.18 se muestra una micrografía del material de partida de la AA5083 en estado recocido, con un tamaño de grano aproximado de 200 μm .

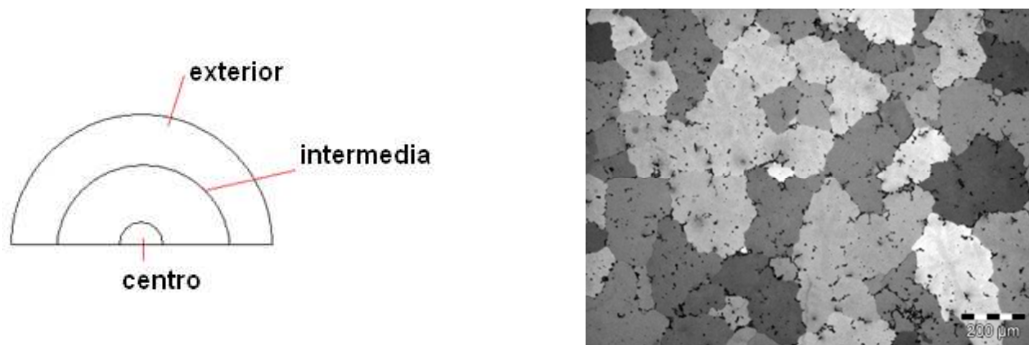


Figura 4.18. Zonas donde se realizan microdurezas y microscopía de la AA5083 en estado N0.

En la Figura 4.19 se muestran las micrografías ópticas a 100x y 200x de las probetas comprimidas a 200 °C con una velocidad de compresión de 5 mm/min para los casos de material en estado recocido y material previamente procesado por ECAE. En el caso del material en estado N0, se observan bandas de deformación en el exterior, en la zona intermedia aparecen granos no deformados y en la zona central aparecen más bandas de deformación con granos muy deformados y alargados. Con este material de partida no aparece recristalización en ninguno de los ensayos realizados. Sin embargo, como se observa en la misma figura, el material previamente nanoestructurado no presenta la heterogeneidad de las muestras no predeformadas. A 200 °C las probetas presentan bandas de deformación por toda la sección producidas durante la compresión y el procesado por ECAE. A esta temperatura no se produce recristalización, por tanto, la ligera disminución de la microdureza respecto al material de partida (N2) se debe a una restauración.

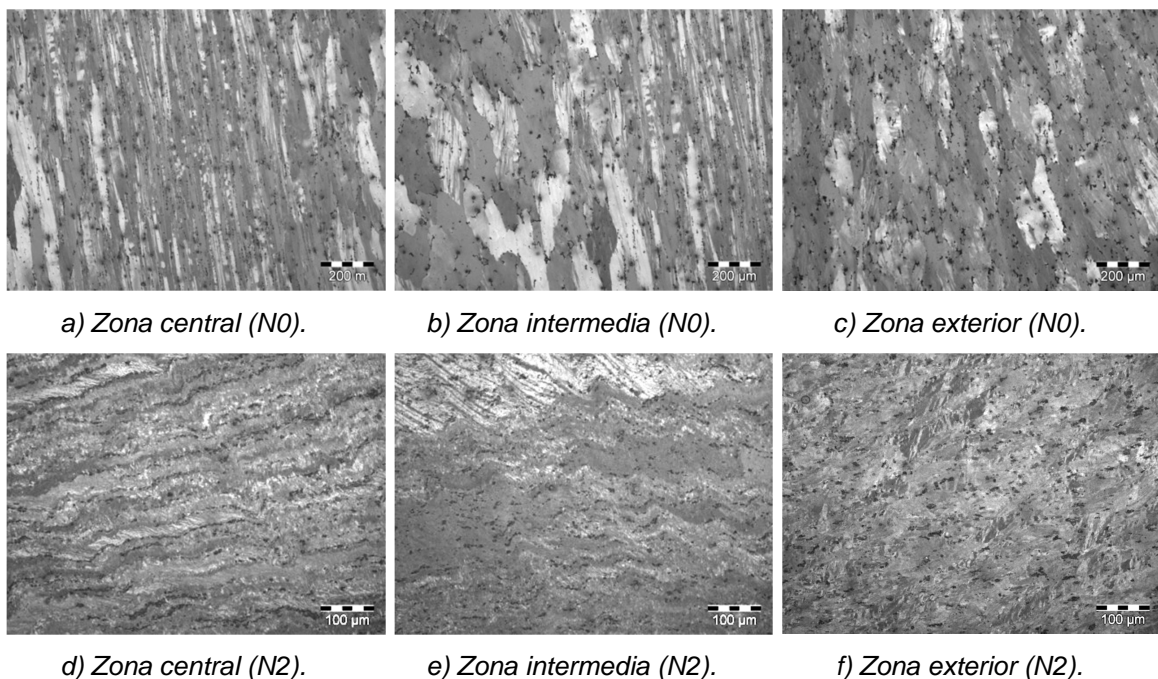


Figura 4.19. Micrografías de las muestras comprimidas isotérmicamente a 200 °C.

La recristalización aparece cuando se comprime a 275 °C y 350 °C como se comprueba por el descenso de la microdureza de estas probetas. En la Figura 4.20 se observa como a 275 °C aparecen nuevos granos equiaxiales dentro de los antiguos granos deformados. La recristalización es completa a

350 °C cuando los nuevos granos sustituyen a los antiguos apareciendo una nueva microestructura con menor tamaño de grano.

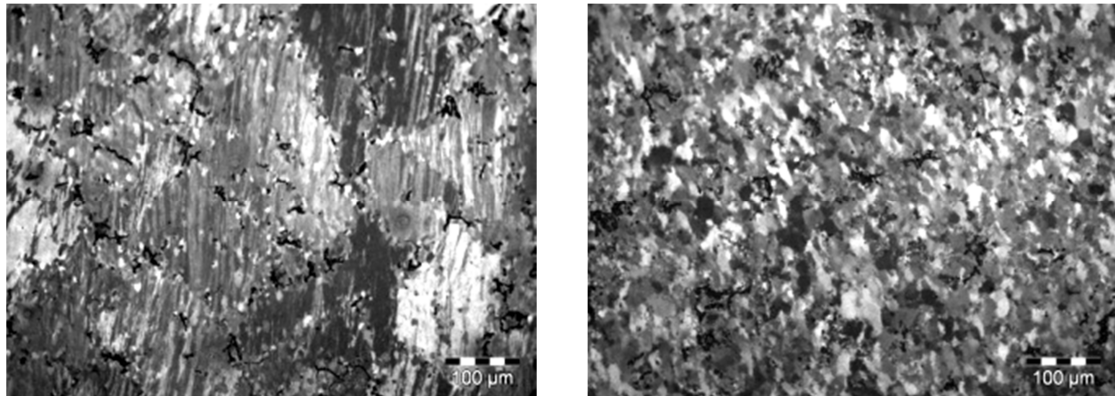


Figura 4.20. Micrografía de la zona central de la AA5083 en estado de partida N2 comprimida a 275 °C y 350 °C a una velocidad de 50 mm/min.

Para tener más información sobre la microestructura de las muestras previamente procesadas por ECAE, se ha realizado microscopías electrónica mediante “Scanning electron microscopy” (SEM) empleando electrones retrodispersados a diferentes aumentos para comprobar la microestructura general y ver en detalle el tamaño de grano. En la Figura 4.21 se muestran micrografías electrónicas del material predeformado (N2) tras ser comprimidas isotérmicamente a 200 °C a 1 mm/min realizadas a 10000 y 25000 aumentos. Se comprueba que la microestructura es homogénea a lo largo de la sección y el tamaño de grano se encuentra en un rango entre 300 nm y 500 nm.

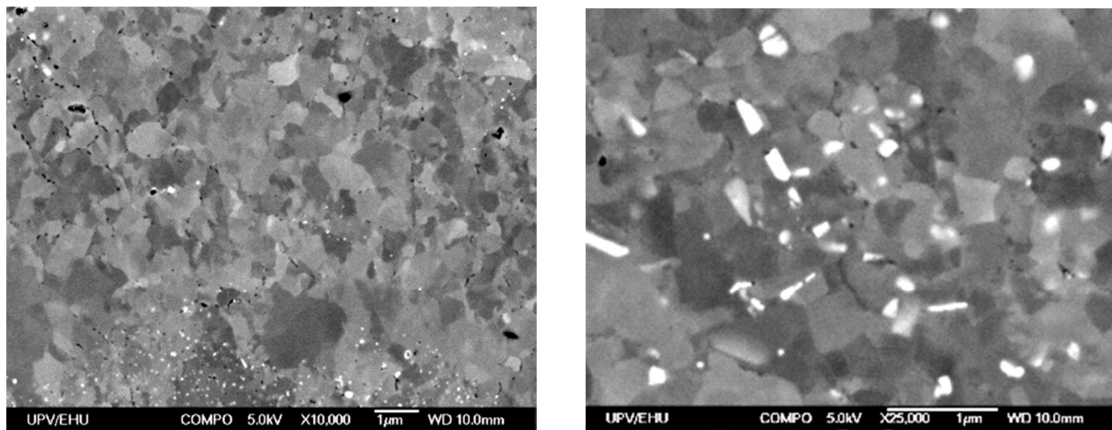


Figura 4.21. Micrografías electrónicas del material predeformado (N2) tras ser comprimidas isotérmicamente a 200 °C y 1 mm/min.

En la Figura 4.22 se muestran micrografías electrónicas del material predeformado (N2) tras ser comprimidas isotérmicamente a 275 °C a 1 mm/min realizadas a 10000 y 25000 aumentos. La recristalización comienza a esta

temperatura produciendo pequeños granos que surgen dentro de los antiguos originando una microestructura mixta entre estos nuevos granos y los antiguos deformados por el proceso de ECAE y la compresión isoterma. Asimismo, el tamaño de los granos es ligeramente superior al caso anterior encontrándose en un rango entre 300 nm y 1000 nm.

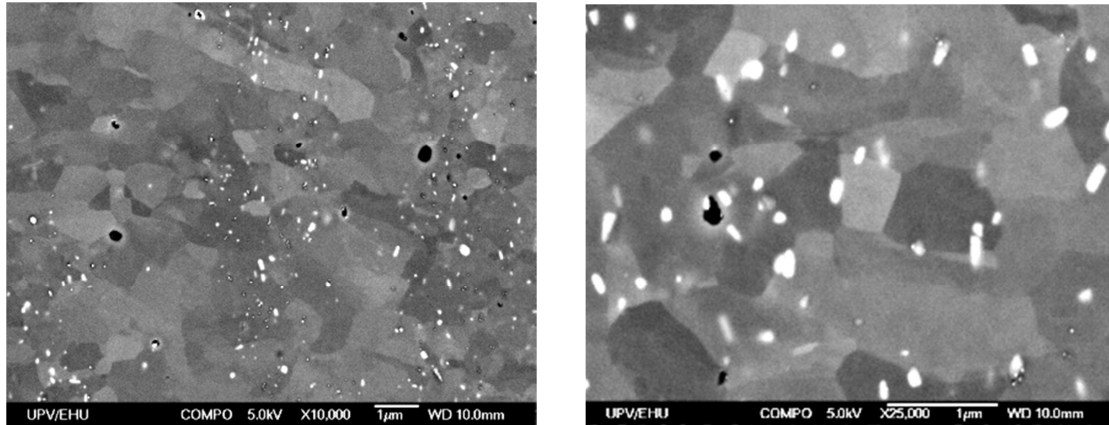


Figura 4.22. Micrografías electrónicas del material predeformado (N2) tras ser comprimidas isotérmicamente a 275 °C y 1 mm/min.

En la Figura 4.23 se muestran micrografías electrónicas del material predeformado (N2) tras ser comprimidas isotérmicamente a 350 °C a 5 mm/min realizadas a 5000 y 10000 aumentos. En este caso, la microestructura está completamente recrystalizada siendo homogénea en toda la sección estudiada. El tamaño de grano es ligeramente superior al caso anterior debido al crecimiento de los mismos por la elevada temperatura a la que se realiza la compresión isoterma. El rango del tamaño de grano se encuentra este caso entre 1 µm y 5 µm.

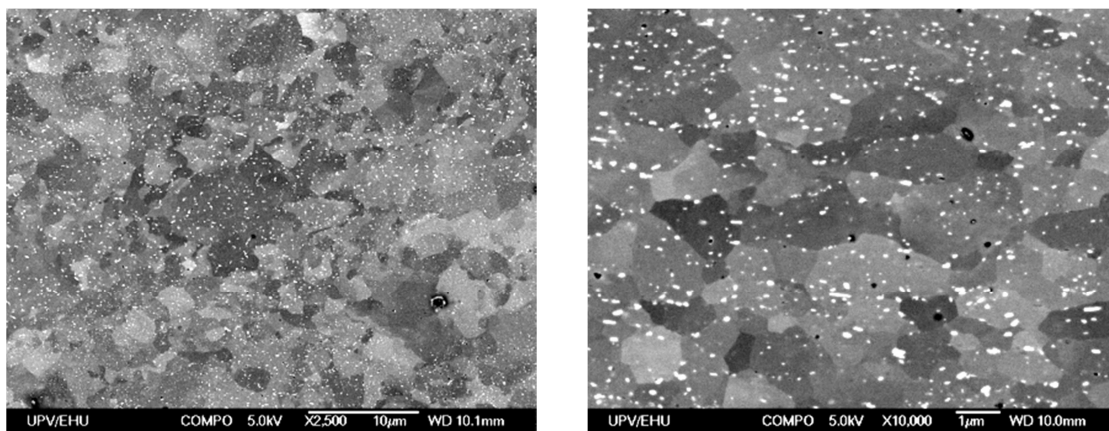


Figura 4.23. Micrografías electrónicas del material predeformado (N2) tras ser comprimidas isotérmicamente a 350 °C y 5 mm/min.

4.3.3. Obtención del coeficiente de rozamiento en la compresión isoterma

El coeficiente de rozamiento es un parámetro básico en la forja de componentes mecánicos. Influye en gran medida en las fuerzas necesarias para la realización de la forja y en el flujo del material, por tanto, es un parámetro que hay que intentar minimizar mediante la aplicación de lubricantes.

En este apartado se determina el valor del coeficiente de rozamiento empleando el modelo de *Shear* o *Tresca* mediante un proceso iterativo que emplea los resultados experimentales y los resultados obtenidos de las simulaciones realizadas mediante elementos finitos. Se realiza una comparación entre las fuerzas obtenidas mediante simulaciones con diferentes valores del coeficiente de rozamiento con las fuerzas experimentales hasta conseguir un buen ajuste, determinando de esta forma el coeficiente de rozamiento. Asimismo, se obtiene información sobre las tensiones en las matrices.

Para la realización de las simulaciones se sigue el procedimiento de las realizadas para la compresión no isoterma. En este caso, las matrices son deformables con un radio de 75 mm y un espesor de 20 mm. El tamaño inicial del elemento en 2D de la probeta es un cuadrado de 0,25 mm de lado, mientras que para las matrices se realiza un mallado automático con dos tipos de tamaño: un mallado fino con tamaño de arista de elemento de 0,2 mm para la zona que va a estar en contacto con la probeta y un mallado con tamaño de 1 mm de arista para el resto de las plataformas de compresión. Se ha introducido un remallado global "*advancing front quad*" con tamaño de elemento de 0,15 mm aplicado únicamente a la probeta debido a su deformación durante el proceso de compresión. Se ha utilizado un material isótropo con módulo de *Young* de 70 GPa y coeficiente de *Poisson* de 0,3 para las probetas y un acero isótropo con módulo de *Young* de 210 GPa y coeficiente de *Poisson* de 0,3. Para la ley de fluencia de la probeta se emplean los modelos obtenidos en este capítulo, mientras que el acero se considera un material elastoplástico perfecto.

Respecto a las condiciones de contorno térmicas, cabe destacar que se produce una convección natural no forzada por toda la superficie exterior de las matrices y la probeta con un valor del coeficiente de convección de $5 \text{ W/m}^2\text{K}$. Asimismo, se tiene en cuenta la generación de calor por medio de la modelización de unas resistencias situadas en la parte inferior de las matrices, que son capaces de generar una potencia calorífica de 3 W/mm^2 y se emplean para mantener constante la temperatura de las matrices durante el proceso de compresión. Por último, se ha considerado que el 90 % de la energía obtenida de deformar el material de la probeta se transforma en calor y se ha empleado el valor de la resistencia de contacto determinado en las simulaciones de compresión no isoterma. Se puede observar en la Figura 4.24 el mallado realizado a las matrices y a la pieza para la realización de las simulaciones así como las condiciones de contorno empleadas.

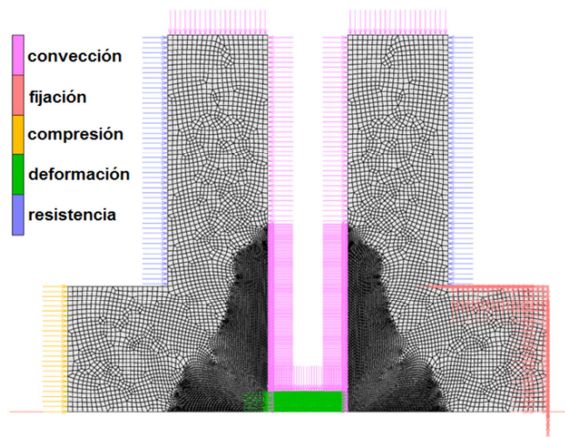


Figura 4.24. Mallado inicial y condiciones de contorno.

Como se ha indicado en el apartado de realización de los ensayos experimentales, las probetas se mantienen entre las plataformas plano-paralelas durante un tiempo de 300 s hasta que pasan de la temperatura ambiente a la temperatura fijada en las matrices. Posteriormente, se realiza la compresión a 50 mm/min y, finalmente, una vez liberada la fuerza de compresión, se dejan enfriar al aire hasta temperatura ambiente. Estas condiciones fijadas en la experimentación se aplican a las simulaciones por elementos finitos mediante dos casos de carga diferenciados, uno térmico y otro acoplado térmico-estructural. Para la resolución de las ecuaciones de cada paso de las simulaciones se usa el algoritmo “*Multifrontal Sparse*”. Se considera la simulación para grandes deformaciones, con el método de

Lagrange y utilizando la opción de “*additive decomposition*” para la zona plástica.

Para la determinación del coeficiente de rozamiento se realizan varias simulaciones variando el coeficiente de rozamiento hasta que la curva carga-carrera experimental coincida con la obtenida de las simulaciones. Se comprueba en la Figura 4.25 el procedimiento descrito para una temperatura de compresión de 200 °C. Asimismo, en la misma figura se representan las curvas carga-carrera de todas las temperatura estudiadas.

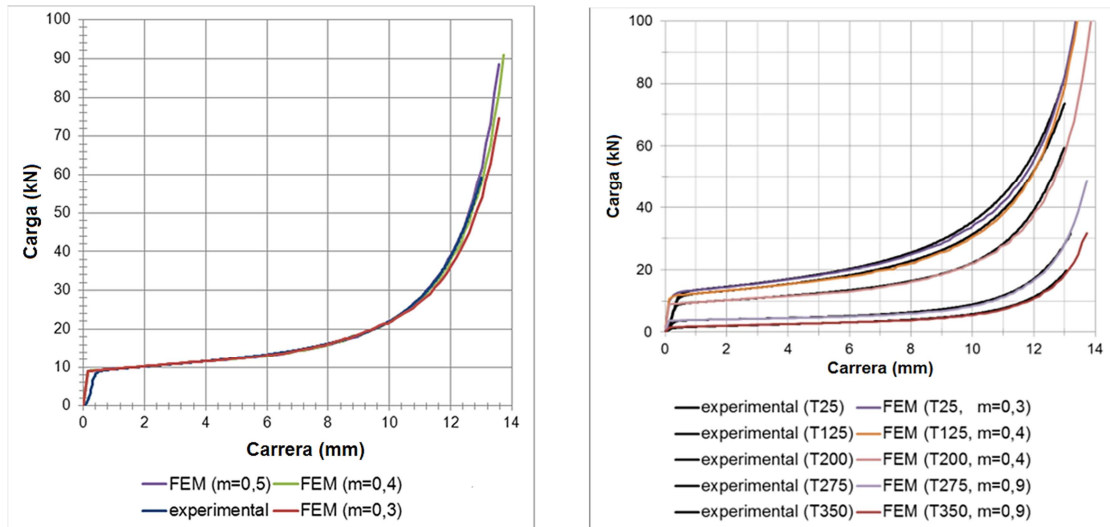


Figura 4.25. Ajuste de las curvas carga-carrera experimental y por FEM.

Se determina un coeficiente de rozamiento $m = 0,3$ en la compresión entre plataformas plano-paralelas para temperaturas entre 25 °C y 125 °C. Para el rango de temperaturas comprendido entre 125 °C y 200 °C es de $m = 0,4$ y para valores de temperatura superiores se ha tomado $m = 0,9$. Hay que tener en cuenta que los ensayos se hicieron sin lubricación, aumentando la adherencia entre matriz y probeta.

Como complemento a la obtención del coeficiente de rozamiento, se determina la tensión de *Von Mises* en la superficie de las matrices para determinar si el acero empleado en su fabricación se deformaría plásticamente. Las tensiones son máximas en el caso simulado a temperatura ambiente y el valor máximo de la tensión de *Von Mises* aparece cuando la compresión llega al punto inferior, es decir, cuando la probeta alcanza 4 mm de altura. En la Figura 4.26, se muestra una gráfica de la tensión de *Von Mises* en la superficie de la matriz inferior siendo el centro de la matriz el origen del eje x. La tensión

sigue una distribución decreciente desde el centro al exterior de la matriz disminuyendo al aumentar la temperatura de compresión. En la misma figura, se observa la distribución de tensiones en las matrices en el caso realizado a temperatura ambiente, que es el caso más desfavorable. En esta situación, la tensión máxima es de 250 MPa, muy por debajo del límite elástico del acero empleado en la fabricación de las matrices.

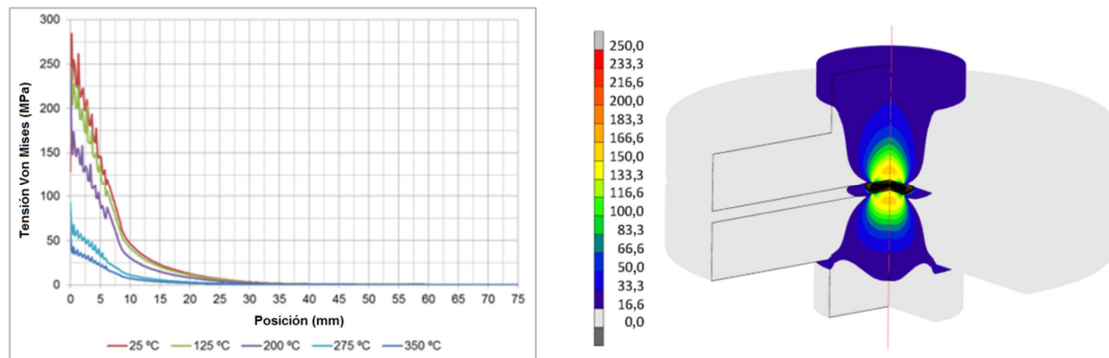


Figura 4.26. Distribución de la tensión de Von Mises en las matrices de compresión isoterma.

4.4. Recapitulación

En el presente capítulo de la Tesis Doctoral se ha mostrado el procedimiento seguido para modelizar las leyes de fluencia de la AA5083 empleando los modelos de *Hollomon* y de *Voce*. El ajuste realizado es bueno, en particular para deformaciones reales menores de 0,75 ($\epsilon < 0,75$) el error frente los ensayos experimentales es inferior al 2 %. Estos modelos permiten en posteriores capítulos realizar simulaciones de la forja de esta aleación con precisión. Asimismo, se han determinado otros parámetros con influencia en posteriores simulaciones por elementos finitos como son: la resistencia de contacto entre pieza y matriz, determinante para predecir la evolución de la temperatura durante la forja, y el valor del coeficiente de rozamiento en función de la temperatura.

Por otra parte, se han obtenido los primeros resultados experimentales de los ensayos de compresión convencional e isoterma. En ambos casos, se comprueba una mejor forjabilidad de los materiales previamente procesados por ECAE. Mientras que en todos los casos estudiados aparecen grietas en el material en estado N0, en el material preprocesado por ECAE no aparecen

grietas a partir de 350 °C en forja convencional y a partir de 200 °C en forja isoterma. Se ha visto que el valor de la microdureza en las muestras previamente nanoestructuradas es mayor que en las muestras no procesadas por ECAE. En el caso de la compresión isoterma a 25 °C la mejora de dureza es de un 12,5 %, a 200 °C es de un 13,8 % y a 350 °C es de un 27,6 %. Por último, la microestructura es más homogénea en las muestras preprocesadas por ECAE y comprimidas que en las únicamente comprimidas y el tamaño de grano de las probetas comprimidas con material de partida en estado N2 es muy inferior. En la compresión isoterma de este material a 200 °C se alcanzan tamaños de grano entre 300 nm y 500 nm.

En el siguiente capítulo de la presente Tesis Doctoral se presenta el diseño de las matrices empleadas para la forja isoterma y la forja convencional de los diferentes componentes mecánicos fabricados.

CAPÍTULO 5

Diseño y optimización de las matrices para la forja isoterma y convencional

5. DISEÑO Y OPTIMIZACIÓN DE LAS MATRICES PARA LA FORJA ISOTERMA Y CONVENCIONAL

En este capítulo de la Tesis Doctoral se muestra el diseño de las matrices que posteriormente se emplearán para realizar los ensayos experimentales de forja isoterma y de forja convencional. Debido a la configuración de la portamatriz con las resistencias embebidas que se documentó en el Capítulo 3, es posible emplear estas matrices para los dos tipos de forja estudiados en la presente Tesis Doctoral. El proceso de diseño consiste en optimizar mediante un proceso iterativo el 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 la optimización de la geometría de las matrices se han empleado: el programa de diseño asistido por ordenador SolidWorks 2011TM, el programa de elementos finitos Marc.Mentat 2010TM y el programa de volúmenes finitos Simufact.Forging 11.0TM. Se han modificado parámetros geométricos de la matriz (radios de acuerdo, ángulo de despulla, espesor de rebaba) y de la probeta de partida (radios de acuerdo, volumen inicial, posicionamiento inicial) hasta conseguir unos resultados adecuados a los equipos disponibles.

5.1. Diseño de la matriz para forjar un álabe plano

Los álabes tienen la función de dirigir el flujo de fluido y transmitir la energía del mismo a la rotación de un rodete. En la mayor parte de los álabes comerciales, se distingue una zona de perfil aerodinámico responsable de dirigir el fluido, una zona denominada raíz que es la encargada de la fijación del álabe a un rotor o rodete y una zona intermedia que une las anteriores que es en donde los requerimientos mecánicos son mayores.

La restricción previa al diseño más importante es la limitación de material en la probeta que se va a forjar debido a que previamente se debe procesar por ECAE. En este caso, se pretende que el material procesado por ECAE tenga 15 mm de diámetro y 100 mm de longitud y alcance deformaciones reales en

torno a $\varepsilon = 2$ mediante el procesado en dos ocasiones empleando la ruta C. Por todo ello, la probeta inicial debe tener las dimensiones que se muestran en la Figura 5.1. Esta probeta tiene dos secciones cilíndricas diferentes con un diámetro de 14 mm en la zona de la raíz y de 10 mm en la zona del perfil del álabe. Esta geometría inicial limita el espesor del perfil aerodinámico a 5 mm y el espesor de la raíz a 9 mm.

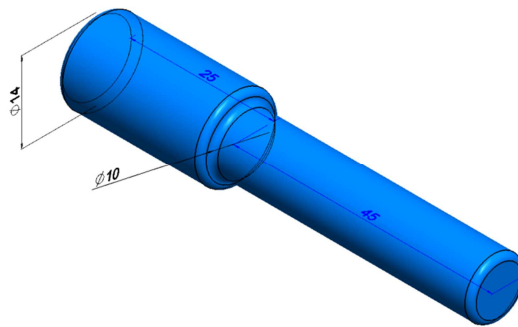


Figura 5.1. Probeta inicial para la forja del álabe plano.

El diseño de las matrices se realiza teniendo en cuenta las diferentes partes que forman el álabe [C.J. Luis et al, 2012]. Para conseguir un diseño óptimo, se han realizado simulaciones por elementos finitos (FEM). La utilización de este *software* de elementos finitos permite reducir el tiempo de diseño en comparación con el diseño tradicional. Asimismo, la división en simulaciones en 2 y 3 dimensiones permite optimizar de manera más eficiente los parámetros más importantes de la matriz reduciendo el tiempo empleado en el diseño. En resumen, la metodología empleada en este diseño se resume en los siguientes pasos:

1. Determinar las secciones donde se puede considerar que el flujo del material está contenido en un plano.
2. Simular la forja del material en estas secciones optimizando los parámetros geométricos de las matrices.
3. Realizar simulaciones en 3 dimensiones teniendo en cuenta los resultados del punto 2 y optimizar el resto de parámetros geométricos que no se hayan tenido en cuenta en el punto anterior.

A partir de los diferentes álabes encontrados en la bibliografía, la forma final elegida es la que se muestra en la Figura 5.2. Este álabe consta de una

raíz con forma de cola de milano y un perfil aerodinámico que deberá ser posteriormente mecanizado y rotado mediante una dobladora.

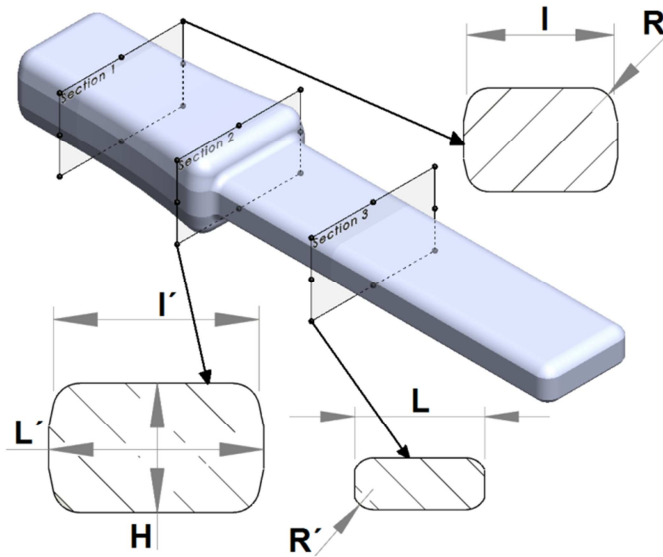


Figura 5.2. Parámetros geométricos del diseño del álabe en sus diferentes secciones.

Con objeto de minimizar el tiempo de cálculo se realizan simulaciones en 2 dimensiones en las secciones 1 y 3 ya que la deformación en el eje longitudinal es mucho menor que en el transversal. Por una parte, se realizan diferentes configuraciones geométricas para la zona de la raíz con sección constante (sección 1). Los parámetros modificados en el diseño son la anchura en la zona superior de la sección (I) y el radio de acuerdo en la huella (R). La sección 3 corresponde con la preforma del perfil aerodinámico, que también tiene sección constante. En este caso, los parámetros modificados son la anchura (L) y el radio de acuerdo (R'). Como se ha comentado anteriormente, en estas secciones se han realizado simulaciones en dos dimensiones suponiendo que no existe flujo de material en la dirección perpendicular a las mismas.

Una vez determinados el valor óptimo de los parámetros en las simulaciones en 2 dimensiones, se realizan las simulaciones en tres dimensiones variando los parámetros de la sección 2. Esta sección corresponde con la zona de unión entre las secciones 1 y 3, denominada como cola de milano. Se han introducido como parámetros la anchura máxima en el centro (L') y en la parte superior de la sección (I') y el espesor máximo de la raíz (H).

Además de los anteriores parámetros, se han considerado diferentes configuraciones para la salida de rebaba en la matriz. De esta forma, se ha realizado una comparación entre matrices cerradas y abiertas por uno o los dos extremos mediante simulaciones en 3 dimensiones. Estas configuraciones se pueden observar en la Figura 5.3.

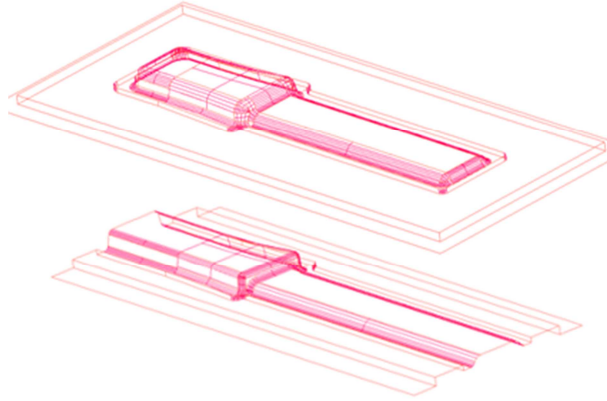


Figura 5.3. Configuración cerrada y abierta de las matrices.

5.1.1. Modelización mediante elementos finitos de la forja del álabe plano

Las simulaciones por elementos finitos, como ya se ha comentado, se han realizado con el software Marc.Mentat 2010TM, que es un *software* de elementos finitos que emplea formulación lagrangiana. Se ha empleado como material deformable la aleación AA5083, considerando que es un material isótropo con módulo de *Young* de 70 GPa y coeficiente de *Poisson* de 0,3. La ley de fluencia empleada es la obtenida en el capítulo anterior.

Como características comunes a las simulaciones destacan la introducción de un modelo de rozamiento tipo *Shear* con un valor de coeficiente de rozamiento igual a 0,25. Se ha empleado un método de resolución implícito denominado “*Multifrontal Sparse*” y, al tratarse de simulaciones con presencia de altas deformaciones, se ha empleado el método de *Lagrange* con la opción de “*additive decomposition*” para la zona plástica. Se ha empleado el modelo de daño de *Cockroft-Latham* en todas las simulaciones. Mediante la elección de este criterio de daño no se pretende predecir la aparición de las grietas en el material, sino tener una idea de las zonas donde más daño se acumula con independencia del material empleado y, de este modo, optimizar los parámetros para reducir el valor del daño. Es un criterio muy empleado cuando

no se trabaja con un material en concreto y se le da importancia al diseño de un componente mecánico.

Como se ha indicado anteriormente, en una primera aproximación, se han realizado simulaciones en dos dimensiones a diferentes secciones transversales del álabe ya que se ha supuesto que el flujo de material en la dirección longitudinal es despreciable. En estas simulaciones se ha empleado un elemento plano con cuatro nodos y cuatro puntos de integración junto a un remallado “*advanced front quad*” que genera una nueva malla con elementos de tamaño 0,3 mm cuando los elementos se distorsionan demasiado. Se genera una doble simetría para que el cálculo sea más rápido y se consideran las matrices como sólidos rígidos como puede observarse en la Figura 5.4.

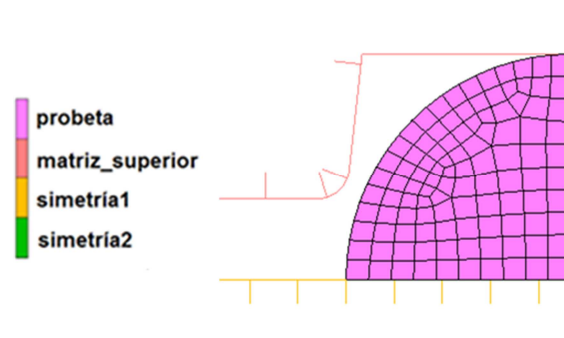


Figura 5.4. Cuerpos de contacto en las simulaciones en 2-D.

Con los resultados de las simulaciones anteriores, se consigue determinar los parámetros geométricos óptimos y a partir de los mismos se realizan las simulaciones en tres dimensiones. En estas simulaciones, se determina la configuración más apropiada en la sección 2 ya que el flujo puede ir en cualquier dirección. Se ha empleado un elemento con formulación *Herrmann* que es un tetraedro con cinco nodos, ya que tiene un gran control en la pérdida de volumen gracias al nodo central, lo que lo hace apropiado para procesos de deformación de volumen constante como la forja. Al igual que en el caso anterior, se realiza una doble simetría para reducir tiempo de cálculo y un remallado “*patran tetra*” con tamaño de elemento de 1 mm con la opción de *curvature control* para que la malla sea más fina en las superficies no planas. Las matrices se consideran de nuevo como cuerpos rígidos como puede observarse en la Figura 5.5.

Las simulaciones realizadas en este apartado son complejas debido a la gran cantidad de no linealidades que presentan, como son: las altas deformaciones, el rozamiento y los desplazamientos de las matrices entre otros. Con estas simulaciones se han obtenido los resultados de deformación, fuerzas y daño que se muestran en el siguiente apartado y que se emplearán para determinar el valor óptimo de los parámetros estudiados.

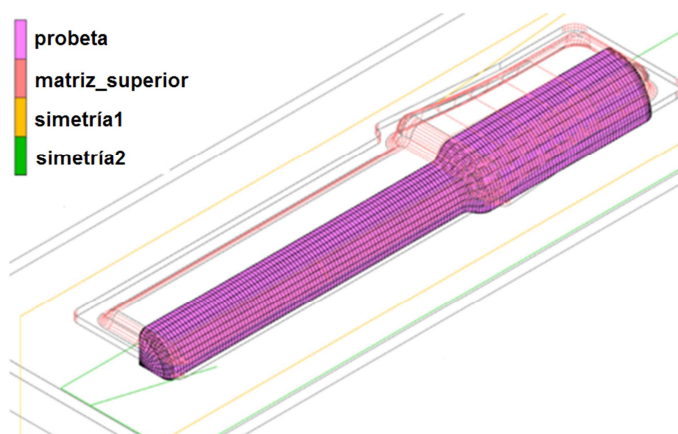


Figura 5.5. Cuerpos de contacto en las simulaciones en 3-D.

5.1.2. Resultados y selección de la matriz para la forja del álabe plano

Se realizan un total de 24 simulaciones que se pueden agrupar como se muestra en la Tabla 5.I y la Tabla 5.II. Se realizan 8 simulaciones para la sección 1 (V1 - V8), 6 simulaciones para la sección 2 (V9 - V14), 8 simulaciones para la sección 3 (V15 - V22) y otras 2 simulaciones variando el tipo de salida de la rebaba.

Sección 1		
Modelo	l (mm)	R (mm)
V1	13	0
V2	12	0
V3	11	0
V4	10	0
V5	9	0
V6	8	0
V7	12	2
V8	12	1

Sección 3		
Modelo	L (mm)	R' (mm)
V9	13	2
V10	13	1
V11	12	2
V12	12	1
V13	11	2
V14	11	1

Tabla 5.I. Valores de los parámetros de la secciones 1 y 3.

Modelo	l (mm)	R (mm)	L (mm)	R' (mm)	l' (mm)	H (mm)	L' (mm)
V15	12	2	12	2	15	10	16
V16	12	2	12	2	15	11	16
V17	12	2	12	2	15	10	17
V18	12	2	12	2	15	11	17
V19	12	2	12	2	16	10	17
V20	12	2	13	2	15	10	18
V21	12	2	13	2	16	10	18
V22	12	2	13	2	16	11	18

Tabla 5.II. Valores de los parámetros de la sección 2.

Se varían los parámetros geométricos de cada sección conforme se observa en las tablas y se eligen los parámetros óptimos en función de los resultados extraídos de las simulaciones. Los valores elegidos están marcados en negrita y son: $l = 12$ mm; $R = 2$ mm; $L = 13$ mm; $R' = 2$ mm; $l' = 16$ mm; $H = 10$ mm y $L' = 18$ mm. Además, se determina que la configuración óptima de salida para la rebaba es la que tiene todos los extremos cerrados.

Fuerzas implicadas en el proceso de forja del álabe plano

La fuerza que se ha determinado es la que ejerce la prensa para forjar al material. De esta forma, esta fuerza vertical impone la necesidad de un equipo de unas determinadas dimensiones, por lo que se pretende disminuir al máximo la fuerza de forjado. A continuación, se presentan los resultados más significativos de las simulaciones realizadas.

En primer lugar, como se observa en la Figura 5.6, para las simulaciones de la sección 1, la fuerza se incrementa con mayor rapidez cuanto menor es la anchura en la zona superior (l). Esto se debe a que las paredes laterales de la matriz entran en contacto antes con la probeta. De todos modos, la fuerza máxima es muy similar en todos los casos y tiene un valor de 350 kN. Esta fuerza está calculada para un espesor de 10 mm de la raíz del álabe. Debido a la introducción de radios de acuerdo en la sección 1, la fuerza disminuye hasta 180 kN en los modelos V7 y V8 como se muestra en la misma figura.

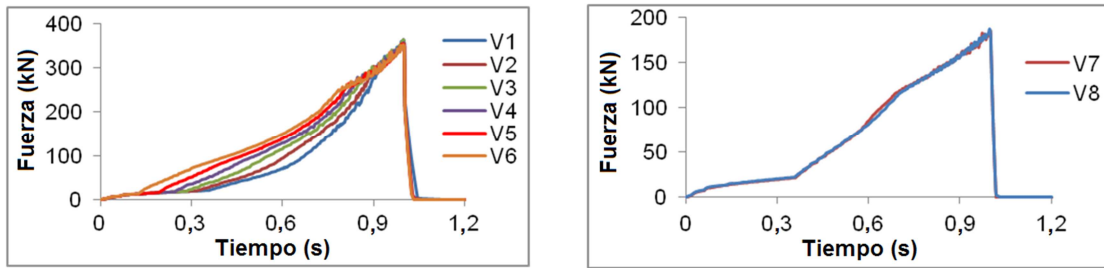


Figura 5.6. Fuerza de prensado en los modelos V1 a V8 de la sección 1.

La mayor variación en las fuerzas de procesamiento se produce en las diferentes configuraciones de la salida de la rebaba como se comprueba en la Figura 5.7. En el caso de la matriz cerrada por ambos extremos, la fuerza es de 1500 kN, siendo superior a los otros casos. Como se comprobará más adelante, este inconveniente queda compensado debido a un mejor comportamiento en el resto de resultados obtenidos.

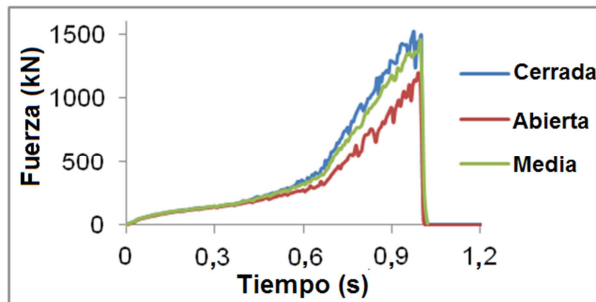


Figura 5.7. Fuerza de prensado en los modelos con diferente configuración de salida de rebaba.

Deformación plástica obtenida en el proceso de forja del álabe plano

Se ha comprobado que existe mayor homogeneidad en la deformación plástica al aumentar la anchura en la zona superior de la raíz (I). Esta tendencia se cumple para los diferentes modelos simulados. Se selecciona el caso con $I = 12 \text{ mm}$ (V2) debido a que una excesiva anchura provoca un llenado incompleto de la matriz. Al introducir los radios de acuerdo en los modelos V7 y V8, la deformación disminuye y se hace más homogénea debido al mejor flujo del material. Se elige un radio de acuerdo “R” de 2 mm para reducir las tensiones en las matrices. La homogeneidad de la deformación en la zona del perfil aerodinámico (sección 3) es similar en todos los casos estudiados, pero al disminuir la anchura del álabe (L), el valor de la deformación máxima aumenta

en la zona de la rebaba. La variación de los radios de acuerdo “R” no afecta significativamente a la deformación, se ha elegido el caso de radio de 2 mm por la disminución de tensiones en la matriz. Se descarta el modelo de menor anchura debido al interés en tener una superficie mayor en la zona del perfil aerodinámico. Se puede comprobar en la Figura 5.8 la deformación en la zona de unión entre raíz y perfil en las simulaciones con diferente configuración de salida de rebaba. En el caso de matriz cerrada, la deformación alcanzada es muy superior a los otros casos. Al ser esta zona la que a mayores requerimientos mecánicos se ve sometida, se elige la configuración con matrices cerradas para la forja final.

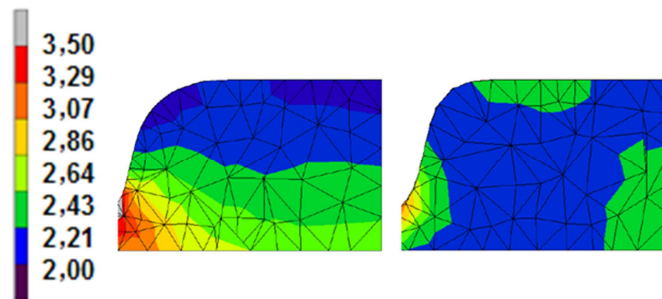


Figura 5.8. Deformación plástica en la zona de la raíz en los modelos de matriz cerrada y matriz abierta en los dos extremos.

Por último, se presenta en la Figura 5.9 la simulación final con el modelo V21 en donde se comprueba la mayor deformación en la rebaba (hasta valores de $\epsilon = 4$), una deformación muy homogénea de $\epsilon = 2,5$ en la superficie de la raíz, una deformación muy uniforme y de valor $\epsilon = 2,75$ en la zona del perfil, un incremento de la deformación según se aproxima el plano medio longitudinal y una mayor deformación cercana a valores de $\epsilon = 3,15$ en la zona de unión del perfil con la raíz.

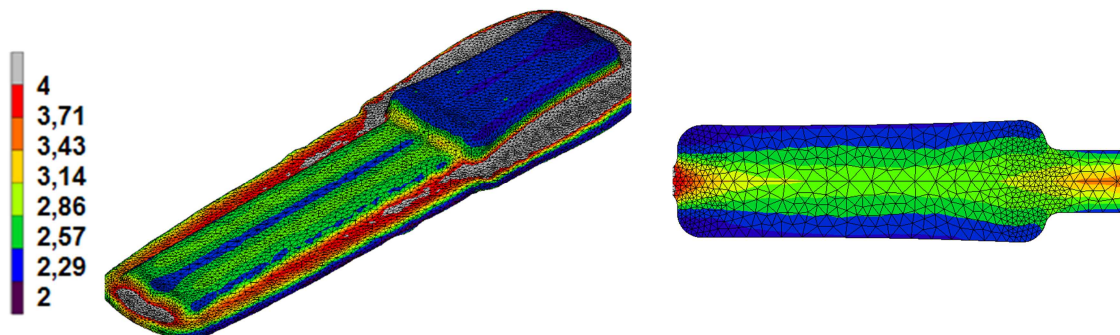


Figura 5.9. Deformación plástica en el modelo final V21.

Daño acumulado en el material en el proceso de forja del álabe plano

Para cuantificar el daño impartido se ha empleado el modelo de *Cockroft-Latham* ya que depende de la tensión de *Von Mises* y de la tensión principal máxima. Cuanto menor sea el valor de esta variable más probable será que no aparezcan grietas ni se rompa el material a forjar.

Al introducir radios de acuerdo en los modelos V7 y V8, se reduce el daño localizado en las aristas exteriores como se puede comprobar en la Figura 5.10. Asimismo, la superficie dañada se reduce ligeramente conservando un valor pico en el centro de la raíz similar a los modelos sin radio de acuerdo (V1 a V6).

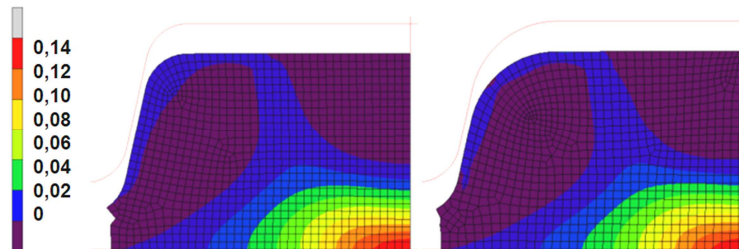


Figura 5.10. *Daño acumulado en los modelos V8 y V7 (sección1).*

En el caso de las diferentes secciones del perfil aerodinámico, no se encuentran diferencias significativas en el patrón de daño infligido. Por otra parte, el daño acumulado en la configuración de matrices cerradas es inferior al resto de las configuraciones propuestas como se comprueba en el ejemplo de la Figura 5.11.

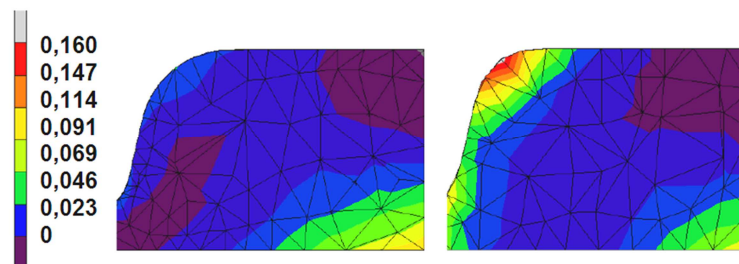


Figura 5.11. *Daño acumulado en la zona de la raíz en los modelos de matriz cerrada y matriz abierta en los dos extremos.*

En el caso de la matriz abierta, el daño interno es similar al caso de matriz cerrada, pero aparece una concentración de daño en la superficie exterior de la probeta que puede causar grietas o un peor acabado superficial.

Esto se debe a que el flujo no es transversal al álabe y parte del material fluye longitudinalmente perjudicando la homogeneidad de la deformación y creando flujos de material que se entrecruzan.

Al igual que con la deformación plástica, se muestra en la Figura 5.12 el daño acumulado en la simulación final de la geometría seleccionada, que es el modelo V21 con las dimensiones que se muestran en la Tabla 5.II. Se aprecia una acumulación de daño en la rebaba que no es importante para las propiedades finales del álabe, ya que este material sobrante se eliminará en un proceso posterior de mecanizado. El daño superficial máximo se encuentra en torno a 0,075 en el extremo del perfil y en el exterior de la zona de unión entre raíz y álabe. Como se ha comprobado en las imágenes anteriores el daño es mayor en el centro de la pieza, pero los valores son tan pequeños que es muy improbable la aparición de grietas internas.

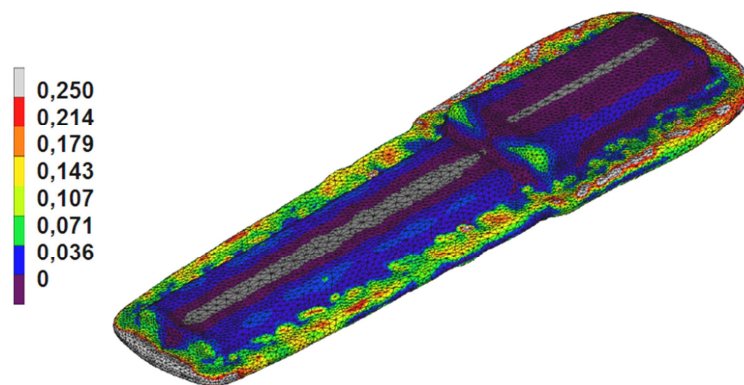


Figura 5.12. Daño infligido en el modelo final V21.

5.1.3. Matriz fabricada para la forja del álabe plano

La matriz fabricada tiene sus características geométricas optimizadas para conseguir un mejor flujo de material, una menor fuerza de prensado, un menor daño en la pieza forjada y una deformación plástica más homogénea. Asimismo, se ha conseguido un buen llenado de la huella y una mayor acumulación de deformación plástica en la zona de transición del álabe, que es la que debe soportar mayores tensiones.

Con los datos obtenidos, se fabricaron unas matrices que han sido empleadas para realizar ensayos experimentales del proceso de forja isoterma

y de forja convencional a diferentes temperaturas. Los planos y la matriz fabricada se puede observar en la Figura 5.13.

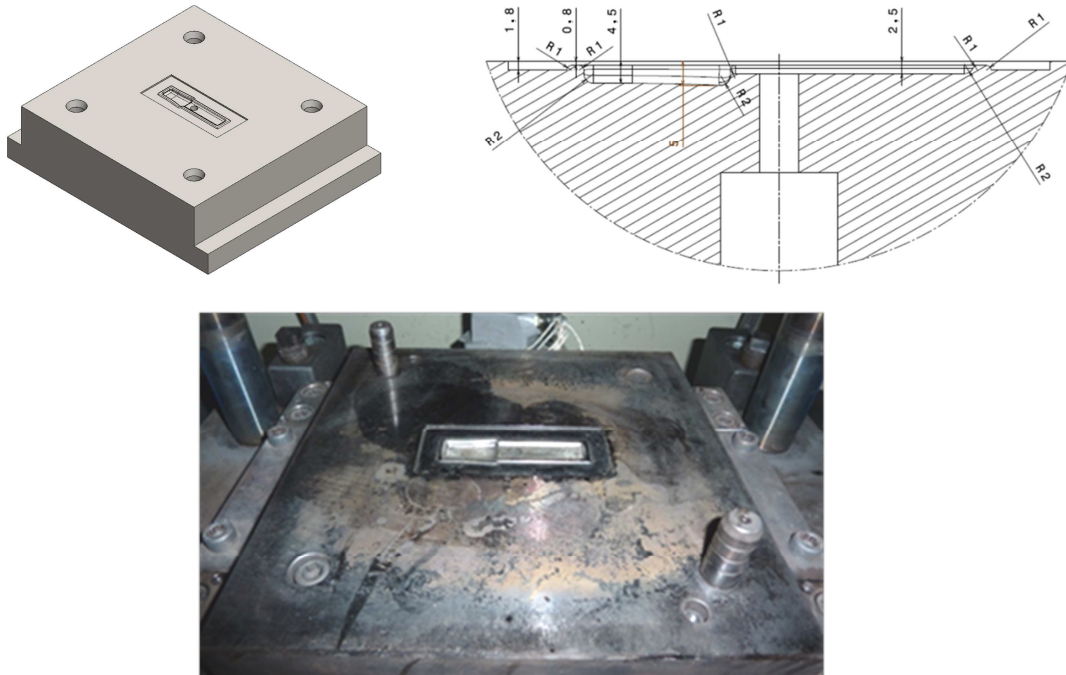


Figura 5.13. Modelo CAD, planos y matriz fabricada.

5.2. Diseño de la matriz para forjar un álabe curvado

Tras realizar el diseño del álabe plano anterior, ahora se realiza el diseño de un álabe curvado para evitar procesos posteriores a la forja como pueden ser el mecanizado y el doblado. La geometría del álabe corresponde a los que componen las turbinas Francis. Estas turbinas son las habituales en la industria y su tamaño es muy variable, varía desde pequeños equipos a grandes instalaciones hidroeléctricas.

La metodología seguida para conseguir el diseño óptimo de las matrices para la forja de este álabe curvado se divide en dos partes [C.J. Luis et al, 2012]. En la primera de ellas, se estudian diferentes configuraciones de matrices a partir de simulaciones en 2 dimensiones mediante elementos finitos de las secciones que se observan en la Figura 5.14. En la configuración 1, la probeta se forja como un álabe recto y posteriormente se somete a un proceso de doblado en forja para lograr la forma característica de los álabes de la turbina Francis. En las configuraciones 2 y 3, el álabe puede ser fabricado en

una sola etapa de forjado. Asimismo, en la configuración 1 las matrices inferior y superior son simétricas.

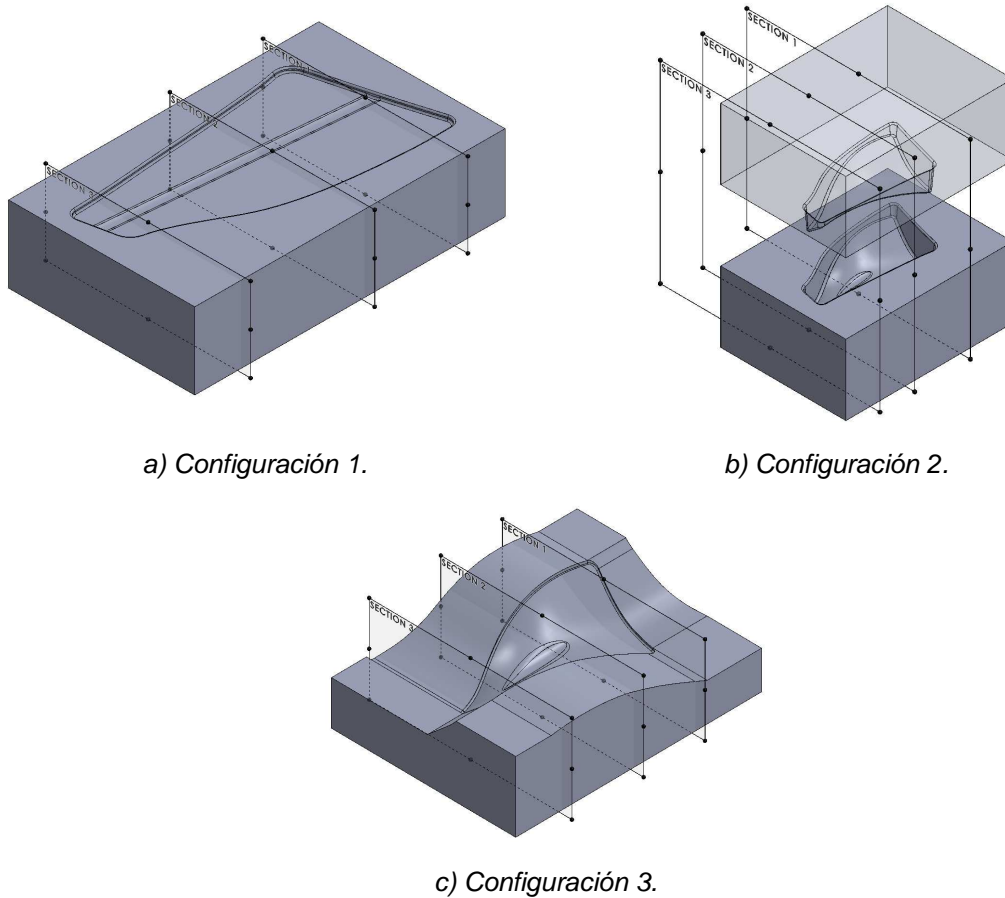


Figura 5.14. Geometría básica de las configuraciones estudiadas.

La segunda parte del proceso de optimización consiste en la variación en un proceso iterativo de los radios de acuerdo, el espesor de la rebaba, el espesor del álabe, la profundidad de la cavidad donde se sitúa la probeta y el posicionamiento inicial de la misma, con el objetivo de conseguir minimizar la fuerza de forja y el daño infligido a la probeta y maximizar la deformación del álabe final. Para realizar esta parte del estudio se empleó simulación con volúmenes finitos (FV) para calcular el flujo de material deformado como si fuera un fluido mediante una formulación euleriana. Este método de formulación permite una resolución de las simulaciones de forja más rápida que los que emplean elementos finitos. Asimismo, las variaciones en la geometría de las matrices se realizaron con un programa de CAD y posteriormente se exportaron para el cálculo de las simulaciones.

Como en el caso anterior, la restricción previa al diseño más importante es la limitación de material. Para que la probeta inicial tenga las dimensiones que se muestran en la Figura 5.15, el material procesado por ECAE debe tener 15 mm de diámetro y 90 mm de longitud. La probeta inicial posee una parte cilíndrica y otra cónica para minimizar la cantidad de rebaba resultante disminuyendo la fuerza de forja necesaria en el proceso.

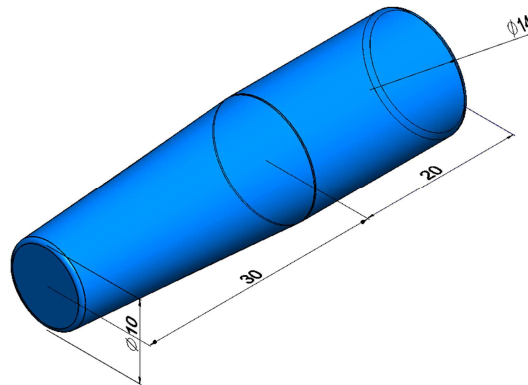


Figura 5.15. Probeta inicial para la forja del álabe curvado.

5.2.1. Modelización mediante elementos finitos de la forja del álabe curvado tipo Francis

Para las simulaciones por elementos finitos se aplican los mismos criterios que en las simulaciones del álabe plano. En este caso, las simulaciones son en 2 dimensiones al estudiar las secciones de las diferentes configuraciones seleccionadas. Estas secciones corresponden a los extremos y a la parte central de las diferentes huellas.

Se emplea un coeficiente de rozamiento de tipo *Shear* y valor 0,3. Este coeficiente de rozamiento se obtiene a partir de diferentes simulaciones por FEM del caso de compresión isoterma entre plataforma plano-paralelas variando el valor del coeficiente de rozamiento hasta que la fuerza obtenida en la simulación coincida con la fuerza de los ensayos reales, como se puede comprobar en el Capítulo 4. Se emplea un contacto rígido-deformable para las matrices y la probeta respectivamente. Asimismo, se ha empleado un elemento plano con cuatro nodos y cuatro puntos de integración junto a un remallado “*advanced front quad*”.

5.2.2. Resultados y selección de la configuración de las matrices para la forja del álabe curvado tipo Francis

Para poder comparar las diferentes configuraciones, se emplea el mismo radio de acuerdo, espesor de álabe, probeta inicial y la misma anchura final de la rebaba en todas simulaciones realizadas. Se realizan un total de 9 simulaciones (3 por cada configuración) obteniendo la deformación plástica acumulada y el daño acumulado en el material según el modelo de *Cockroft-Latham*. El criterio de selección empleado se basa en la homogeneidad de la deformación, el daño máximo en cada caso y el correcto llenado de la huella de la matriz.

Deformación plástica obtenida en el proceso de forja del álabe curvado

En la Figura 5.16 se observan los resultados obtenidos. Se consigue una mayor homogeneidad de la deformación en la configuración 1 debido a su geometría más sencilla. Sin embargo, el posterior proceso de torsionado producirá una acumulación de deformación plástica heterogénea en el álabe.

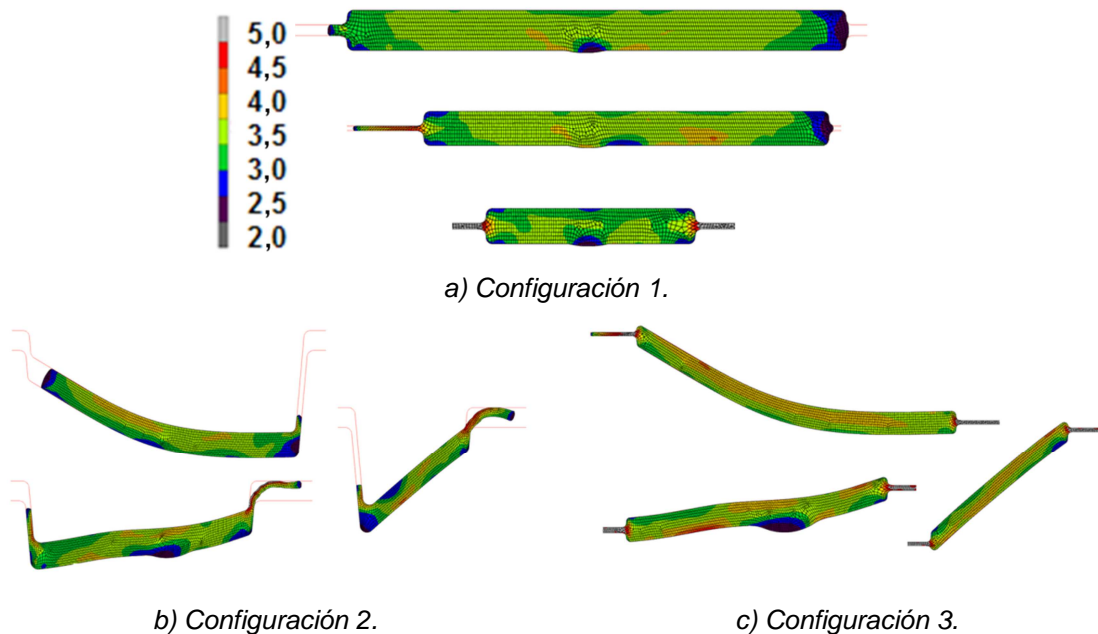


Figura 5.16. Deformación plástica acumulada en las secciones seleccionadas.

Los valores más altos de deformación plástica, sin tener en cuenta la zona de la rebaba que se retira posteriormente, se consiguen en la

configuración 3. Este valor es cercano a $\epsilon = 5$, pero se debe tener en cuenta que el material tiene una deformación inicial de $\epsilon = 2$, ya que ha sido procesado por ECAE dos veces utilizando la ruta C. Por otra parte, se puede observar que no se consigue un llenado completo de la cavidad en el caso configuración 2.

Daño causado al material en el proceso de forja del álabe curvado

Como se ha comentado con anterioridad, el daño acumulado puede ser una posible causa de fractura y formación de grietas en las piezas forjadas. En este caso, se ha empleado un modelo de daño de *Cockroft-Latham*, que es independiente de los parámetros de los materiales empleados. Si el valor del parámetro de *Cockroft-Latham* se mantiene tan pequeño como sea posible, se reduce la probabilidad de grietas en el material. Por lo tanto, como se puede observar en la Figura 5.17, la configuración 3 es la óptima en este caso ya que las otras dos configuraciones alcanzan valores de daño cercanos a 0,3 en las secciones transversales estudiadas. Por otra parte, la configuración 3 tiene la ventaja de evitar la torsión que podría causar daños adicionales a las piezas procesadas.

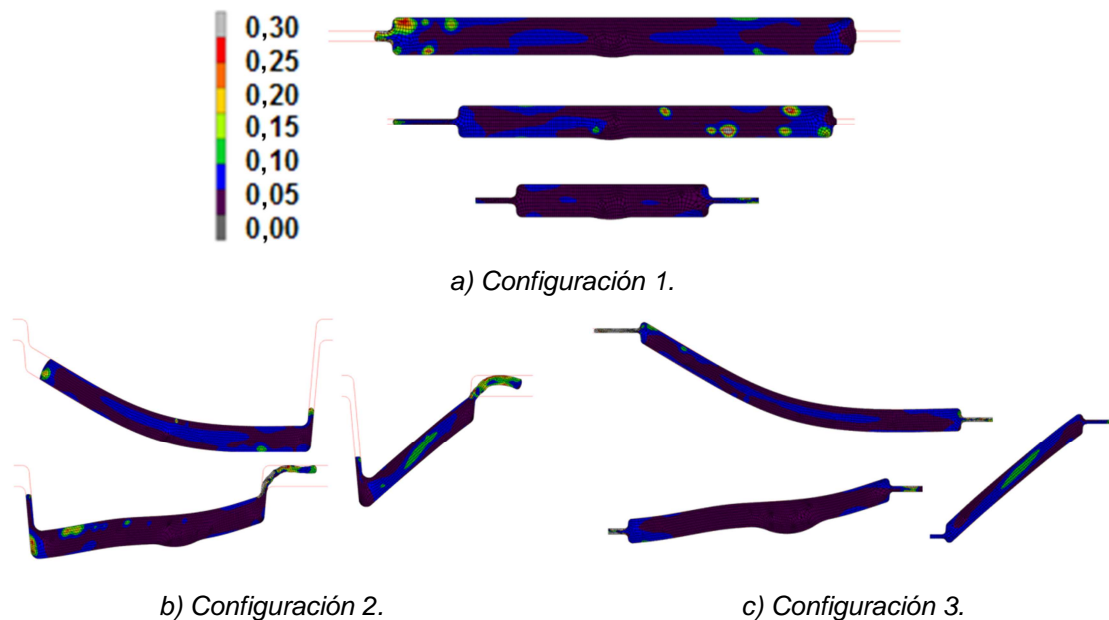


Figura 5.17. Daño infligido en las secciones seleccionadas.

En conclusión, tras estudiar las diferentes configuraciones se selecciona la número 3 debido al menor daño causado a la pieza fabricada,

una mayor deformación plástica acumulada, el correcto llenado de la huella y por evitar procesos posteriores de deformación.

5.2.3. Modelización mediante volúmenes finitos de la forja del álabe curvado tipo Francis

Se simula una geometría de las matrices recortadas hasta la zona de deformación para que el cálculo sea más rápido y se puedan emplear volúmenes finitos más pequeños aumentando la precisión del cálculo como se observa en la Figura 5.18. Al igual que en anteriores simulaciones, se emplea la aleación de aluminio AA5083 como material con las propiedades ya definidas. Asimismo, los valores de transferencia de calor entre las matrices y la probeta dependen de la presión de contacto.

El mallado de la probeta se realiza de forma automática con un tamaño de arista de 1 mm como se observa en la Figura 5.18. Se consigue que las superficies curvas tengan elementos de hasta 0,25 mm de arista para conseguir una geometría más fiel a la realidad. El remallado empleado se aplica a la probeta al 25 %, 50 % y 75 % de la simulación. Asimismo, en el caso de que aparezcan elementos distorsionados con un lado de un 30% mayor que el otro, se realizará un remallado.

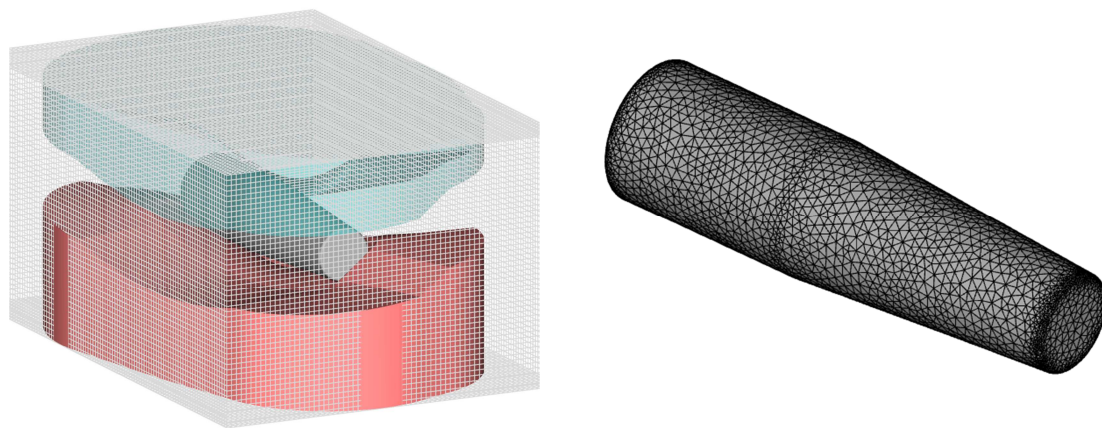


Figura 5.18. Mallado del volumen de control y de la probeta de partida.

La carrera de la matriz superior es de 12,5 mm y se obtienen los resultados de fuerzas, deformación, tensiones, daño, velocidad de deformación, flujo de material y el contacto entre cuerpos cada 0,25 mm de

carrera. El tamaño del volumen finito es de 1 mm y rodea toda la geometría de la simulación como se observa en la imagen anterior.

Por otra parte, para calcular las tensiones en las matrices se recuperan las presiones en las matrices de las simulaciones anteriores y se calculan las tensiones como casos estáticos de carga (FEM) para cada incremento calculado anteriormente. El mallado de la matriz se realiza de forma automática empleando tetraedros con 4 nodos y 4 puntos de integración y un tamaño de arista de 10 mm. Se consigue que las superficies curvas tengan elementos de hasta 0,5 mm de tamaño de arista y se añade la opción de “*coarsening factor*” de 1,5 para disminuir el número de elementos en el interior de la probeta. La matriz inferior tiene 137000 elementos y la matriz superior tiene un total de 141000 elementos como se observa en la Figura 5.19. El material modelizado es un acero F522, que es el que se ha empleado en la fabricación de las matrices. Las propiedades de este acero son las siguientes: Módulo de *Young* 210 GPa; coeficiente de *Poisson* 0,23; densidad 8100 kg/m³; límite elástico a compresión 2000 MPa, conductividad térmica 27,6 W/(mK); calor específico 439 J/(kgK); coeficiente de expansión térmica $1,09 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$. Se resuelven las simulaciones empleando el algoritmo “*Multifrontal Sparse*” utilizando dos procesadores en paralelo.

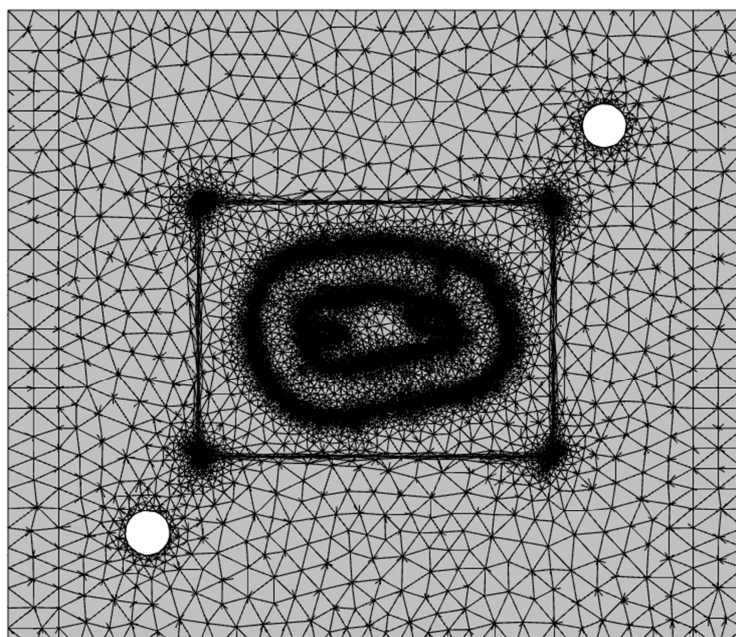


Figura 5.19. Mallado de la matriz inferior.

5.2.4. Optimización de la geometría de las matrices para el álabe Francis

Una vez que ha sido seleccionada la configuración número 3 ya que su geometría produce menos daño a la probeta y evita procesos posteriores de deformación, el siguiente paso es la optimización de la geometría de matriz de manera que se consiga mejorar el flujo de material dentro de la matriz, las propiedades de la pieza forjada y un correcto llenado de la matriz.

En la primera simulación realizada, la fuerza de procesado para la AA5083 a temperatura ambiente era de 4000 kN, lo que imposibilitaba su forja con los equipos disponibles en la Universidad Pública de Navarra. A partir de las diferentes modificaciones geométricas realizadas en este apartado, se llega a una fuerza de forja de 2600 kN, lo que hace viable el proceso en las condiciones más exigentes.

El problema más difícil de resolver en este diseño ha sido el movimiento lateral de la probeta durante la forja. Debido a los diferentes ángulos y curvaturas del álabe, ha sido necesario mecanizar un soporte en la matriz inferior de manera que la probeta permanezca estable durante la forja. Por otra parte, este soporte no debe ser muy profundo para mantener la geometría del álabe, lo que conducirá a un mejor funcionamiento del componente mecánico. Si la pieza se mueve, se puede producir un llenado incompleto de la matriz como se observa en la Figura 5.20. Asimismo, en la Figura 5.20 se muestra como la sección inferior de la probeta (zona dentro del cuadrado negro) se desplaza hacia abajo. En esta imagen, las zonas en contacto entre la probeta y las matrices están resaltadas en blanco. La complicada geometría de estas zonas provoca el desplazamiento de la probeta como consecuencia de las fuerzas normales a la superficie de la matriz aplicadas en la probeta.

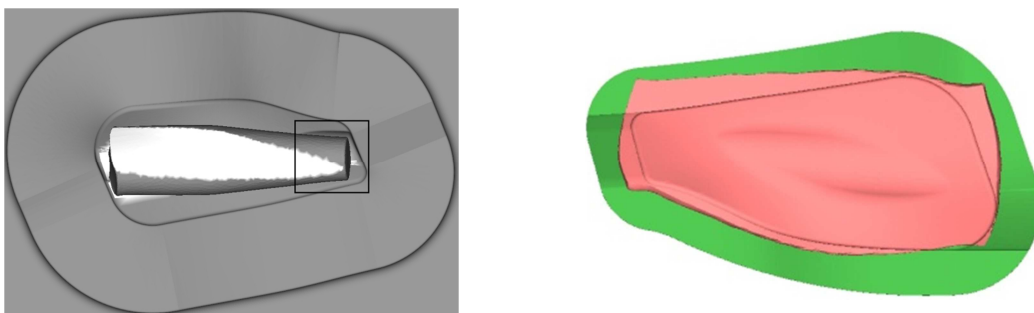


Figura 5.20. Desplazamiento de la probeta y llenado incompleto de la matriz.

Por otra parte, la Figura 5.21 muestra un ejemplo donde la homogeneidad en la deformación podría mejorarse y otro con una mayor homogeneidad en la misma.

En el primer caso, existen diferentes zonas en las que el material permanece sin deformación y otras en las que se obtiene el valor de deformación máxima, siendo ambas zonas muy próximas entre sí. Esta situación se debe evitar con el fin de obtener propiedades homogéneas dentro del álabe forjado.

En el segundo caso se observa la homogeneidad en el lado superior del álabe (imagen de la izquierda) con un valor de deformación de alrededor de $\epsilon = 3,1$ aunque existe una zona con un valor de $\epsilon = 3,4$ que corresponde a la zona en la que el álabe tiene la mayor curvatura. La cara interna del álabe (imagen de la derecha) presenta menos homogeneidad, coincidiendo las dos zonas con menor valor de deformación plástica con el soporte de la probeta. El valor de deformación mínima de $\epsilon = 2$ se debe a que el material ha sido previamente procesado por ECAE en dos ocasiones empleando la ruta C.

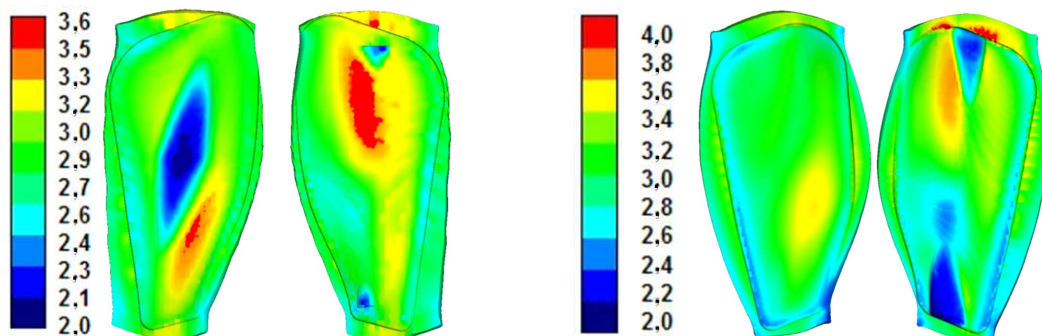


Figura 5.21. Deformación plástica acumulada en dos simulaciones diferentes.

Las zonas más dañadas del álabe corresponden con la zona de la rebaba así como con la sección más ancha del mismo. Esto es consecuencia de la distancia del material respecto a la posición inicial de la probeta en el comienzo del proceso de forja. El valor máximo de daño alcanzado se redujo hasta valores aproximados de 0,25.

Asimismo, se realizó un estudio del flujo del material durante la forja. El estudio del flujo de material es importante para evitar daño acumulado y para optimizar el llenado completo de la matriz. En la Figura 5.22, el flujo de material se muestra en tres momentos diferentes, cuando la carrera es de 5 mm, 10 mm

y 12,5 mm, respectivamente. Los vectores de velocidad tienen continuidad y no aparecen vectores con sentidos opuestos en el flujo de material.

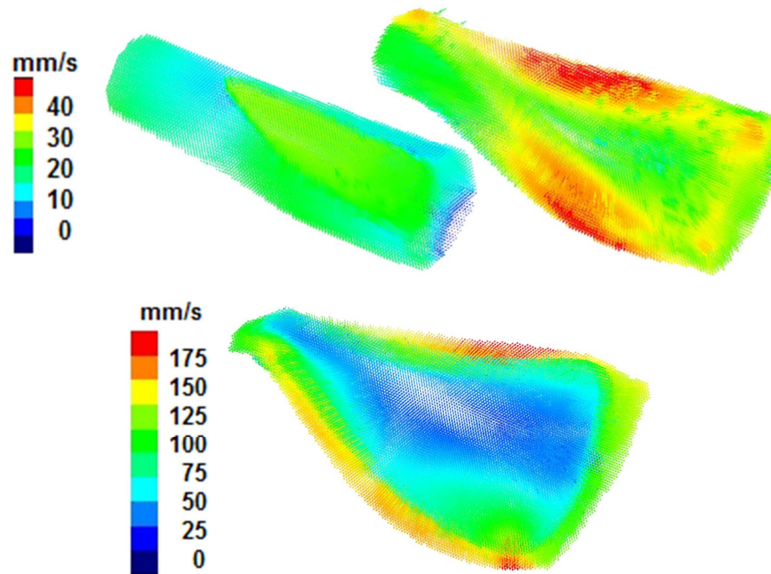


Figura 5.22. Vectores del flujo de material en tres momentos de la forja..

Por último, se han tenido en cuenta las tensiones de *Von Mises* alcanzadas en las matrices ya que son importantes para seleccionar el material en el que tienen que ser fabricadas. Una selección correcta del material de la matriz aumentará su durabilidad. Como se observa en la Figura 5.23, el valor más alto de la tensión se alcanza en los radios de acuerdo y en la zona de apoyo inicial de la probeta. A temperatura ambiente, este valor máximo es de alrededor de 1030 MPa.

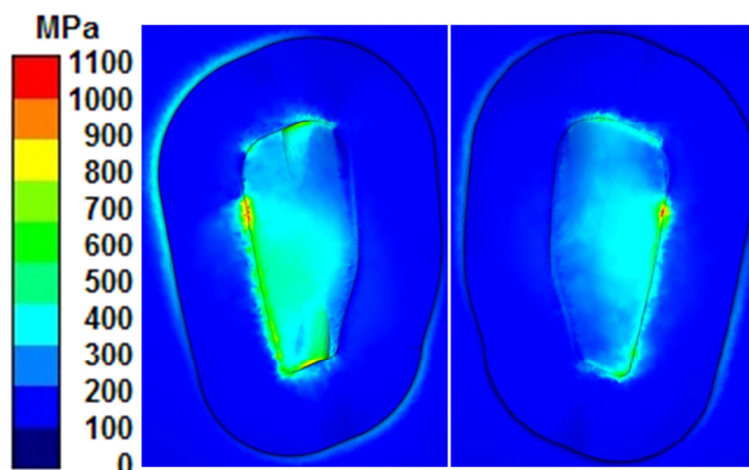


Figura 5.23. Tensiones Von Mises en las matrices diseñadas.

Con los resultados obtenidos, se selecciona un acero F-522, AISI 01 o en la norma UNE EN, 95MnCrW5, templado y revenido. Las propiedades

mecánicas de este material son 58 HRC de dureza y una tensión de fluencia a compresión de aproximadamente 2000 MPa, con lo que la matriz no se deformará plásticamente durante la forja. Su composición química se puede observar en la Tabla 5.III.

Hierro, Fe	Carbono, C	Cromo, Cr	Manganeso, Mn	Wolframio, W	Silicio, Si	Vanadio, V
96 %	0,85 - 1 %	0,5 %	1,2 %	0,5 %	<= 0,5 %	<= 0,3 %

Tabla 5.III. Composición química del acero F-522.

Con la geometría definitiva se realizaron nuevas simulaciones para comparar las fuerzas de procesamiento de los ensayos experimentales con las obtenidas de las simulaciones y comprobar la evolución de la deformación plástica, el daño y la temperatura durante la forja. Las temperaturas iniciales a las que se encuentran las matrices y la probeta son de 25 °C, 150 °C y 200 °C. El resto de parámetros de la simulación son los empleados en las simulaciones anteriores. En la Figura 5.24 se muestra el patrón de deformación para el caso de la forja del álabe Francis a temperatura ambiente. Este patrón de deformaciones se va a comparar con las microdurezas obtenidas en el siguiente capítulo de la presente Tesis Doctoral.

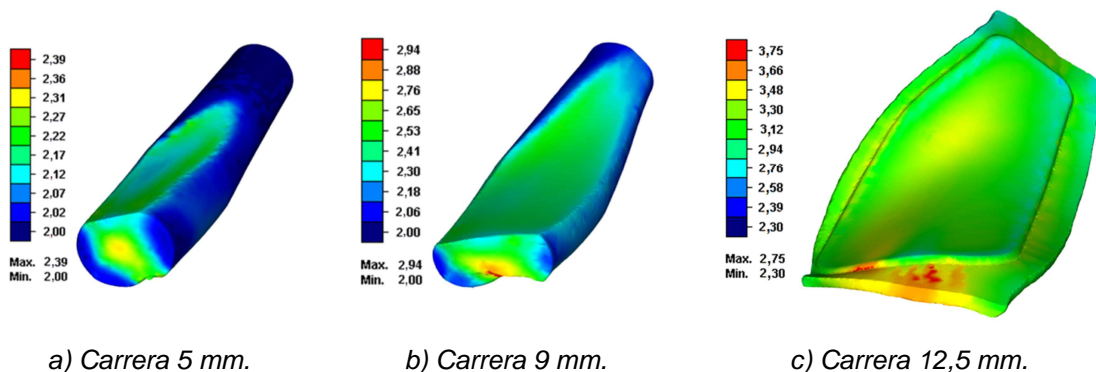


Figura 5.24. Deformación plástica del álabe curvado tipo Francis.

Respecto al daño impartido al material, en la Figura 5.25 se muestra su evolución a lo largo de la forja isoterma. Se puede comprobar como al principio de la forja, el daño según el criterio de Crockroft-Latham es mayor en la zona central de la probeta, sin embargo, al final de la misma el daño se acumula en las zonas laterales del álabe, en especial en la rebaba. Como se puede comprobar en el siguiente capítulo, este resultado coincide con la zona donde aparecen grietas en los álabes forjados. Este resultado pone de manifiesto la

exactitud de las simulaciones realizadas. Asimismo, el daño en las probetas procesadas por ECAE es mayor debido al predeformado previo de las mismas.

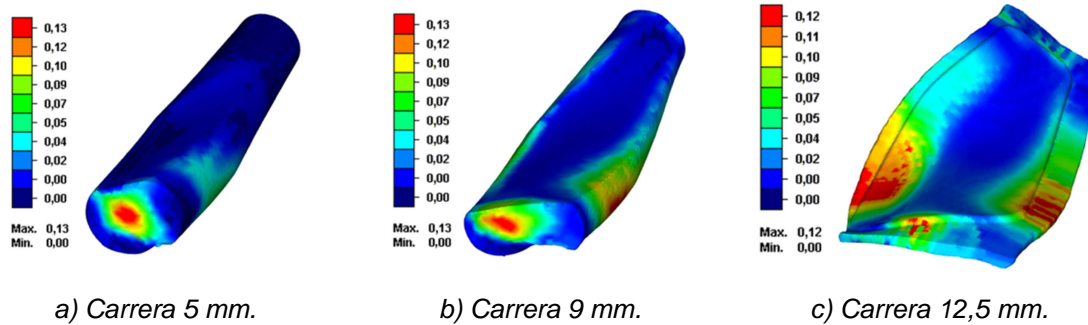


Figura 5.25. Daño acumulado en el álabe curvado tipo Francis.

En la Figura 5.26 se muestra la distribución de temperaturas en las piezas tras la forja isoterma a las distintas temperaturas consideradas. Puede observarse que existe un incremento en relación con la temperatura de consigna de la forja debido a la conversión en calor de parte de la energía involucrada en el proceso de deformación plástica. Este incremento disminuye al aumentar la temperatura a la que se realiza la forja isoterma y es muy inferior a los incrementos de temperatura que se comprobarán en la forja convencional en el Capítulo 8 de la presente Tesis Doctoral. Esto conlleva un mejor control de la temperatura y propiedades más homogéneas de las piezas forjadas isotérmicamente.

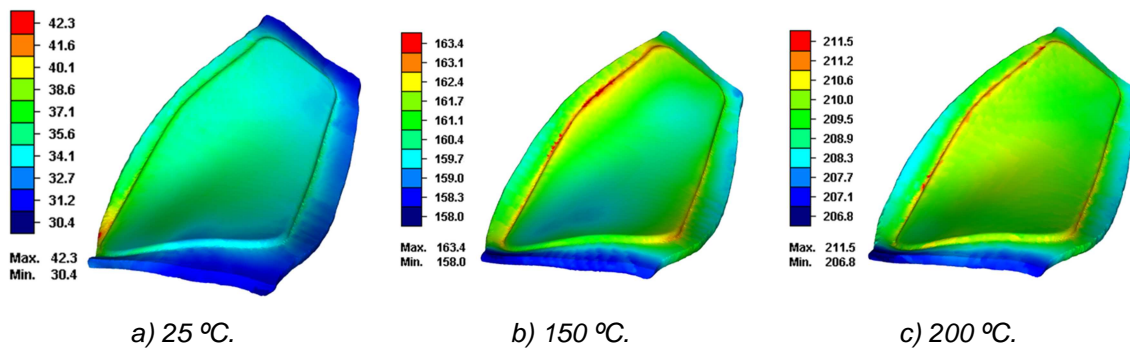


Figura 5.26. Temperatura final en el álabe curvado tipo Francis.

Por otra parte, para validar el procedimiento seguido y la exactitud de las simulaciones, se comparan las fuerzas de forja obtenidas en los ensayos experimentales con los obtenidos en las simulaciones.

En la Figura 5.27 se puede observar la pequeña diferencia que existe entre las fuerzas obtenidas con la forja isoterma a 25 °C y 200 °C de la AA5083 en estado N2 con las simulaciones a estas temperaturas y coeficiente de

rozamiento de 0,1 y 0,4 respectivamente. Al igual que con la compresión isoterma, se ha variado el valor del coeficiente de rozamiento de la simulación para mejorar el ajuste.

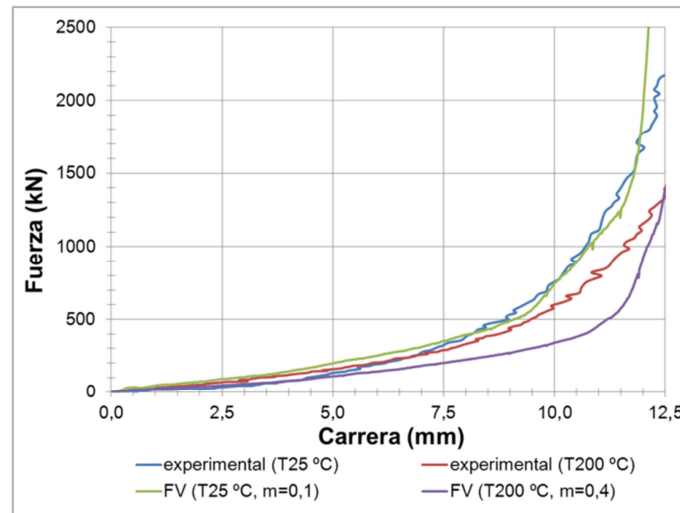


Figura 5.27. Comparativa entre los resultados experimentales y los obtenidos mediante simulación.

En este proceso, el coeficiente de rozamiento es menor que en el caso de la compresión isoterma debido al mejor acabado superficial de las matrices del álabe curvado tipo Francis. El ajuste a 25 °C es bueno hasta que en el ensayo experimental se llega a 2300 kN, límite establecido como la fuerza máxima de forjado de la prensa. A partir de este punto, la fuerza de la simulación aumenta rápidamente, mientras que en el ensayo real se termina la forja quedando un álabe con un espesor mayor en unas décimas de milímetro. Sin embargo, el ajuste a 200 °C ajusta con precisión la fuerza máxima de forjado, pero la curva experimental es superior durante toda la carrera, lo que puede deberse al movimiento de la probeta durante la forja.

5.2.5. Matriz fabricada para la forja del álabe curvado tipo Francis

Con los datos extraídos del diseño y optimización realizados, se han fabricado las matrices para forjar un álabe curvado que han sido utilizadas en los ensayos experimentales de la presente Tesis Doctoral. Los planos y la matriz fabricada se pueden observar en la Figura 5.28.

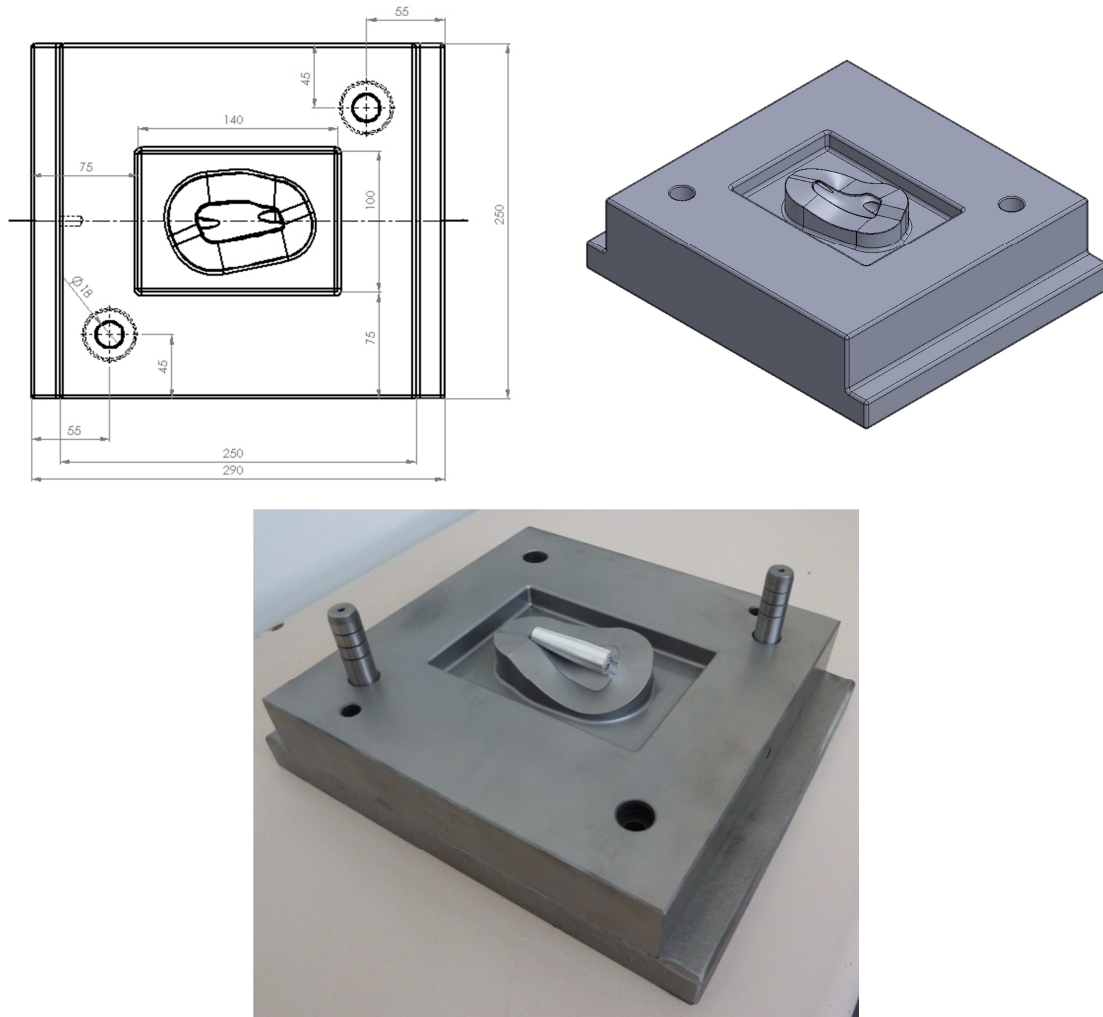


Figura 5.28. Planos, modelo CAD y matriz fabricada.

5.3. Diseño de la matriz para forjar engranajes

Como en el resto de los diseños realizados, la restricción más importante es el volumen del material de partida que ha sido previamente predeformado por ECAE. Teniendo en cuenta esta restricción y la posibilidad de la aparición de pandeo si la preforma tiene demasiada longitud respecto a su diámetro, se calculan las dimensiones de un engranaje con su correspondiente preforma. En este caso, se necesita que el material procesado por ECAE tenga 20 mm de diámetro y 100 mm de longitud.

En la Tabla 5.IV se observan las dimensiones del engranaje fabricado. Al igual que en los dos casos previos, para realizar la optimización de la geometría de las matrices se ha empleado el programa de diseño asistido por

ordenador SolidWorks 2011TM, el programa de elementos finitos Marc.Mentat 2010TM y el programa específico para procesos de forja basado en volúmenes finitos Simufact.Forging 11.0TM.

Módulo	4
Dientes	7
Diámetro primitivo (Dp) (mm)	28
Diámetro interior (Di) (mm)	18
Diámetro exterior (De) (mm)	36
Addendum (a) (mm)	4
Dedendum (b) (mm)	5
Altura total de diente (h) (mm)	9
Radio de acuerdo (Rf) (mm)	1
Paso circular (Pc) (mm)	12,56
Anchura de diente (mm)	5,96
Anchura de hueco (mm)	6,6
Volumen de engranaje (mm ³)	6000

Tabla 5.IV. Geometría básica de los engranajes.

Una vez definida la geometría que se observa en la Figura 5.29, se realiza un estudio sobre el tipo de matrices a emplear y sobre los diferentes parámetros no determinados por la normativa: ángulo de despulla de la matriz y dimensiones de la preforma.

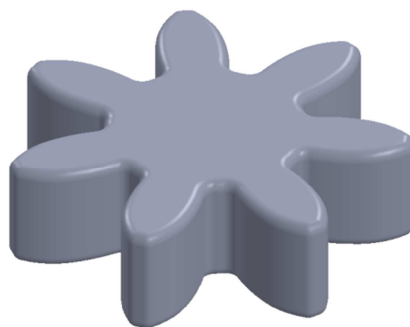


Figura 5.29. Modelo CAD del engranaje de módulo 4 y 7 dientes.

5.3.1. Selección del tipo de matrices a fabricar para la forja de engranajes

Se han definido dos posibles configuraciones para las matrices. La primera de ellas consiste en dos matrices simétricas en la que la matriz inferior está fija a la prensa y la matriz superior es la que realiza el movimiento al estar unida con la parte móvil de la prensa. La segunda configuración consiste en

una matriz inferior similar al primer caso unida mediante fijación mecánica a la matriz superior que tiene una apertura por donde un punzón móvil es el responsable de realizar la presión necesaria para la forja. Se pueden observar a continuación varias imágenes del diseño propuesto.

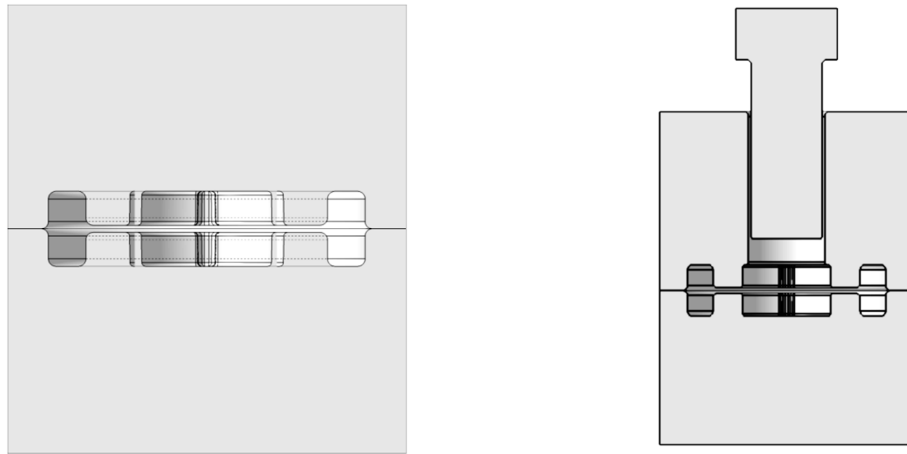


Figura 5.30. Corte frontal de los dos conjuntos de matrices.

El software empleado en este caso es Marc.Mentat 2010TM, siendo la configuración geométrica de los engranajes y el resto de parámetros de la simulación iguales en las dos configuraciones. Todas las simulaciones se han realizado utilizando la ley de material de la aleación de aluminio AA5083 previamente deformada por ECAE hasta N2. Se emplea una doble simetría que reduce el tiempo de cálculo del ordenador, de esta forma se simula medio diente del engranaje. A los elementos se les da la propiedad geométrica de sólido en 3 dimensiones con las condiciones de “*constant dilatation*” y “*assumed strain*”. Con estas condiciones, al haber grandes deformaciones y contactos, se facilita y mejora el cálculo al poder mallar con menos elementos y simular mejor la incompresibilidad del material y la distorsión del mismo a esfuerzos cortantes.

Se ha introducido un remallado total de tipo “*patran tetra*” con tamaño de elemento variable entre 0,6 mm y 1 mm en función del radio de acuerdo y un remallado local que ha generado elementos más pequeños en las zonas donde aparece mayor deformación o existen menores radios. En total se han usado 10 cajas de remallado local. Se introduce un “*coarsering factor*” de 1,5 para reducir el número de elementos en el interior del sólido y se cambia el tipo de elemento inicial a un tetraedro con 5 nodos de integración con formulación tipo

Herrmann. En la Figura 5.31 se muestran los contactos en cada configuración de las simulaciones. El resto de parámetros de la simulación son similares a los introducidos en el diseño de la matriz del álabe plano.

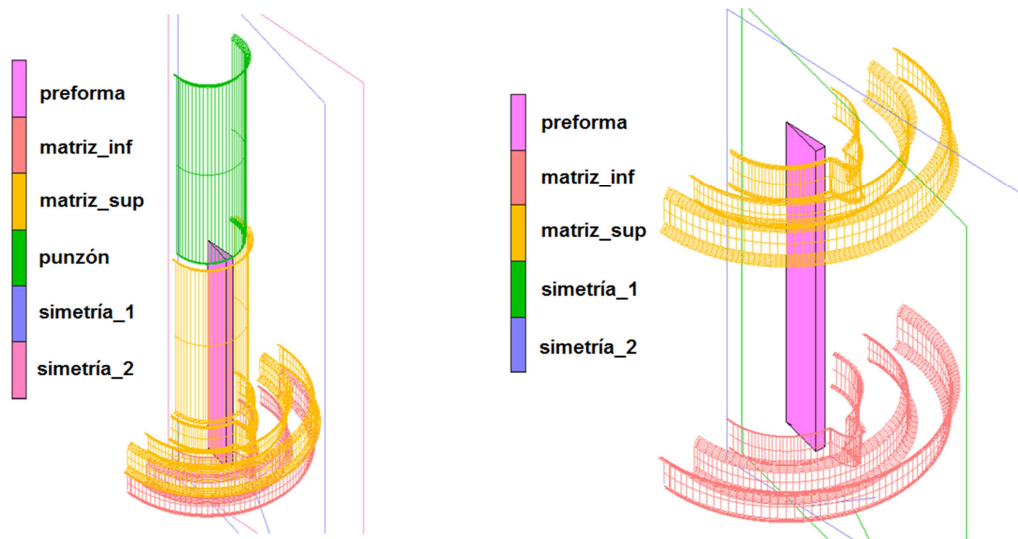


Figura 5.31. *Cuerpos de contacto de las simulaciones.*

A pesar de la rebaba producida hasta rellenar completamente la huella, como se observa en la Figura 5.32, es menor en la configuración que incluye el punzón, se ha seleccionado la configuración que tiene matrices simétricas. Esta selección se ha realizado teniendo en cuenta la simplicidad y economía del diseño y por temas de seguridad a la hora de la manipulación de las matrices a alta temperatura. La configuración que incluye un punzón requiere de una fijación mecánica durante la forja que hay que soltar para extraer el engranaje, lo que añade gran dificultad si las matrices están a una temperatura diferente a la del ambiente.

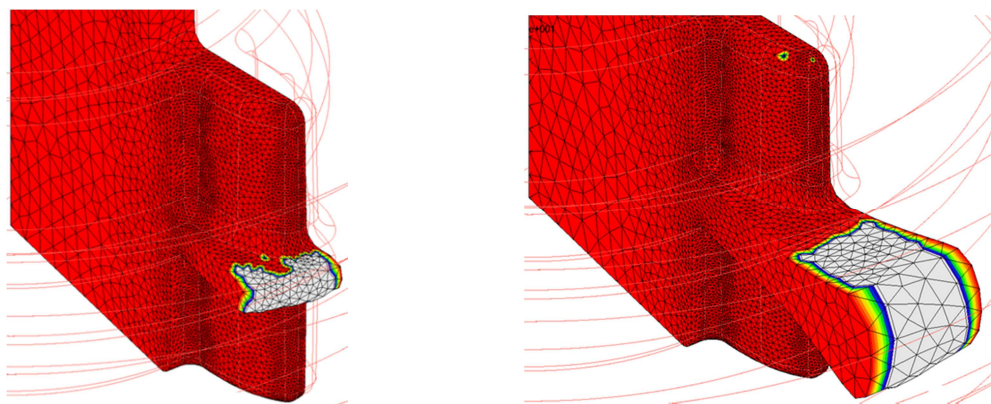


Figura 5.32. *Rebaba producida en la forja del engranaje con matrices con punzón (izquierda) y con matrices simétricas (derecha) al completar la huella del engranaje.*

5.3.2. Optimización de los parámetros geométricos en el diseño de matrices para la forja de engranajes

Para realizar la optimización del ángulo de despulla y de las dimensiones de la probeta inicial, se realiza un proceso iterativo variando estos parámetros comprobando el llenado de la matriz, la deformación obtenida, el daño infligido y la fuerza máxima ejercida durante la forja.

Las simulaciones son similares a las realizadas para el álabe curvado tipo Francis cambiando la geometría, el mallado y la carrera de la prensa, que ahora es de 36 mm. La geometría empleada y el mallado de la preforma y del volumen de control se observa en la Figura 5.33. Las simulaciones se realizan a temperatura ambiente y empleando la ley de material de la AA5083.

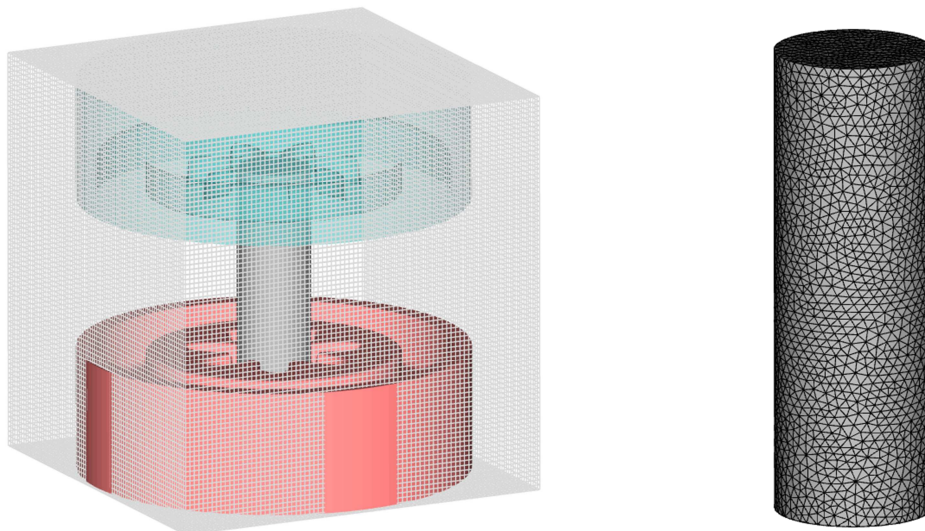


Figura 5.33. Geometría de las matrices con su volumen de control y mallado de la preforma.

A partir del volumen del engranaje (6000 mm^3) calculado en SolidWorks 2011TM, y teniendo en cuenta el diámetro interior del engranaje y los radios de acuerdo se determina que el diámetro máximo de la preforma es de 16 mm. A partir de este dato, se realizan diferentes simulaciones variando el diámetro, la longitud de la preforma, el espesor del engranaje y el ángulo de despulla.

En la Figura 5.34 se observan dos casos en los que comprueba el llenado de la huella. En el primero de ellos, el llenado es incompleto (zona azul del engranaje), y se comprueba que la zona donde más difícil es completar el engranaje se encuentra en la parte superior de los dientes. En el segundo caso

se observa un llenado completo pero tiene la desventaja de producir gran cantidad de rebaba con el consecuente incremento en la fuerza necesaria para la forja. De todas formas, en el caso más exigente que corresponde a la forja de material preprocesado por ECAE de la AA5083 forjada en frío, la fuerza máxima es de 2700 kN, ligeramente por debajo de la capacidad de la prensa hidráulica empleada en los ensayos.

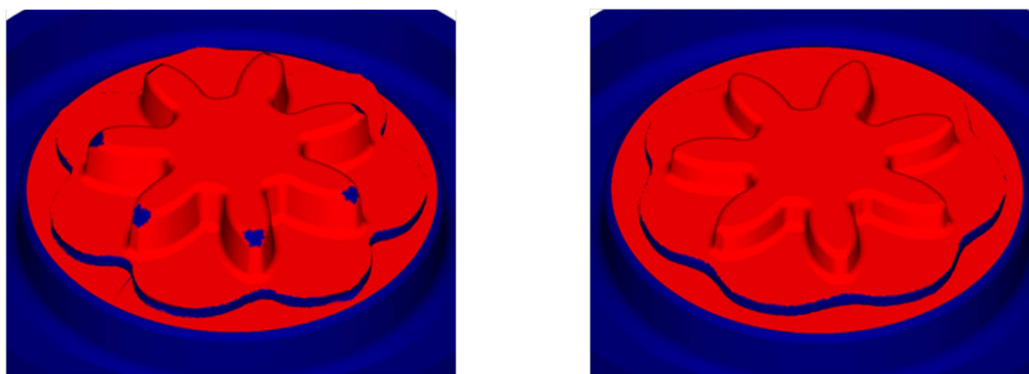


Figura 5.34. Llenado de la huella del engranje.

Respecto a la deformación plástica obtenida, no aparecen diferencias significativas al variar los parámetros estudiados. En la Figura 5.35 se comprueba la deformación plástica al final de la forja y un detalle de la deformación en el diente del engranaje. Se puede comprobar que sin tener en cuenta la zona de la rebaba, esta deformación es superior en la zona lateral y superior del diente, lo que puede representar una ventaja por los requerimientos mecánicos de estos engranajes.

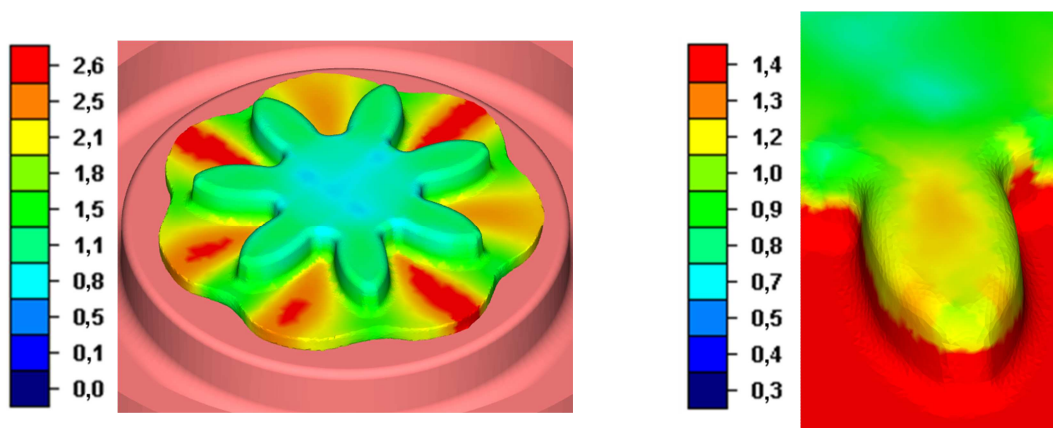


Figura 5.35. Deformación plástica del engranje y detalle de un diente.

El daño se ha calculado empleando el modelo de *Crookroft-Latham*. Se muestra en la Figura 5.36 el daño causado al engranaje, siendo este daño máximo en la zona de la rebaba. Finalmente, la geometría del engranaje

elegida tiene 10 mm de espesor y 5 grados de ángulo de despulla. Asimismo, la preforma inicial tiene unas dimensiones de 15 mm de diámetro y 45 mm de longitud, lo que impide el pandeo de la misma y posibilita el correcto llenado de la matriz.

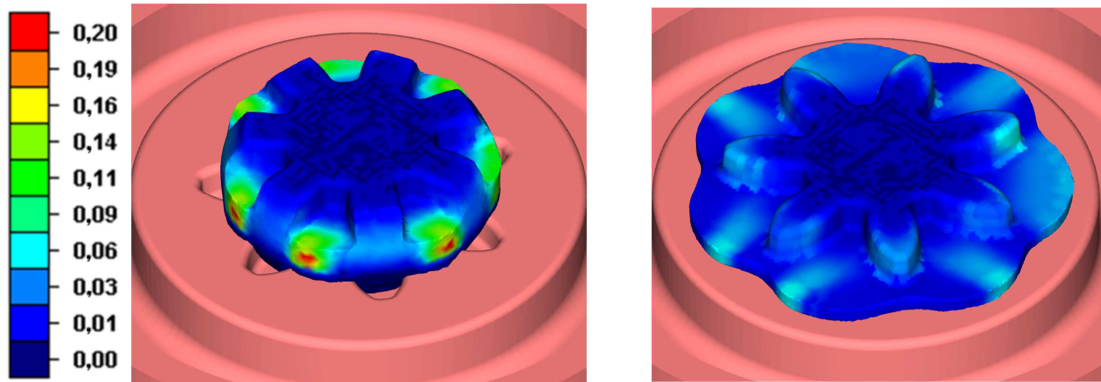
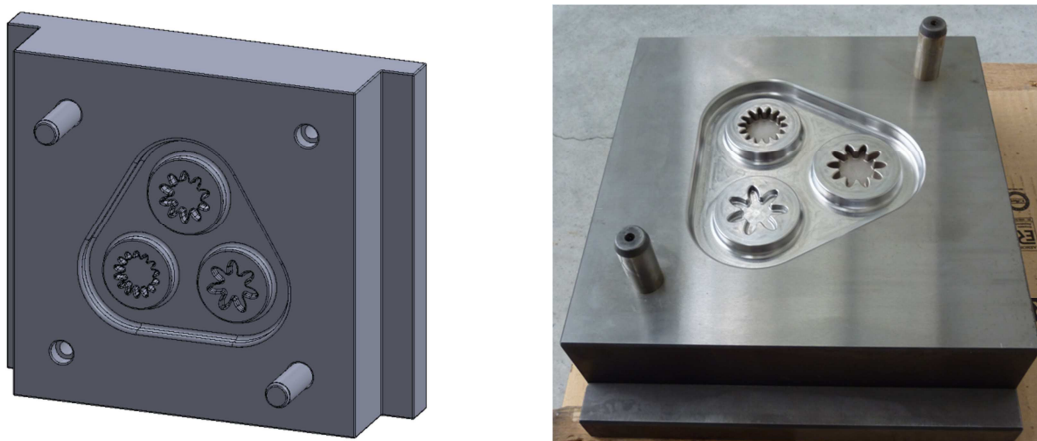


Figura 5.36. Daño infligido al engranje con carrera de 33 y 36 mm.

5.3.3. Matriz fabricada para la forja de engranajes

En este apartado se han diseñado las matrices para forjar un engranaje a partir de material predeformado mediante forja isoterma y forja convencional. Se han realizado diferentes simulaciones para optimizar el diseño y la configuración de las matrices. Los planos y la matriz fabricada se pueden observar en la Figura 5.37. En las matrices fabricadas se añaden dos tipos de engranajes más para ahorrar costes de producción, que han sido empleados en diferentes ensayos realizados para el Proyecto de Investigación Nacional DPI 2010-18941 dentro del cual se ha realizado la presente Tesis Doctoral.



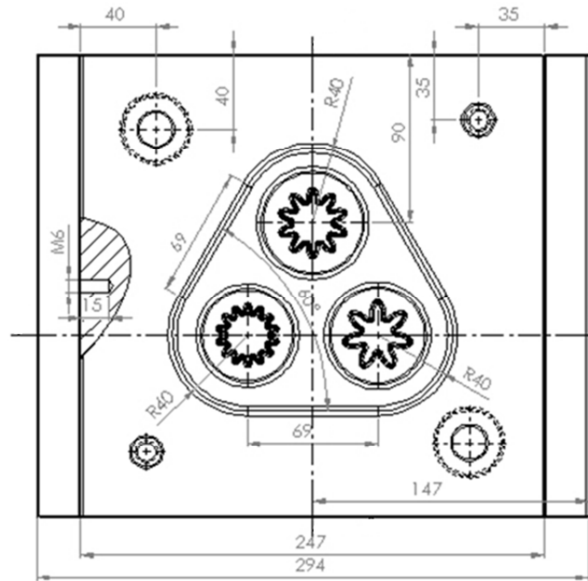


Figura 5.37. Modelo CAD, planos y matriz fabricada.

5.4. Recapitulación

En este capítulo de la Tesis Doctoral se ha realizado el diseño y optimización de las matrices empleadas en la experimentación. 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 propuesto procesos iterativos para la mejora de los diseños teniendo en cuenta la fuerza de procesado, la deformación impartida y el daño producido a las probetas. Finalmente, se ha conseguido fabricar matrices para forjar álabes planos, álabes curvados tipo Francis y engranajes.

En el siguiente capítulo de la presente Tesis Doctoral se realiza un estudio experimental sobre las propiedades y la microestructura de los diferentes componentes mecánicos forjados isotérmicamente, así como una comparativa con las simulaciones realizadas.

CAPÍTULO 6

Análisis de propiedades en los componentes mecánicos fabricados mediante forja isoterma

6. ANÁLISIS DE PROPIEDADES EN LOS COMPONENTES MECÁNICOS FABRICADOS MEDIANTE FORJA ISOTERMA

En el presente capítulo se van a analizar las propiedades de los componentes mecánicos fabricados mediante forja isoterma. Se va a realizar un estudio comparativo entre las piezas fabricadas a partir de material nanoestructurado y sin nanoestructurar a diferentes temperaturas de forja. Asimismo, se determinarán las condiciones óptimas de forja en cada componente fabricado mediante el análisis de la microdureza y de la microestructura. Por último, se compararán los resultados experimentales con los obtenidos mediante simulación para comprobar la exactitud de estas últimas y, de esta manera, poder emplear la modelización como herramienta de diseño en futuros trabajos.

6.1. Análisis de propiedades en los álabes planos

En el presente apartado se van a presentar los resultados obtenidos al forjar el álabe plano diseñado en el Capítulo 5 de la presente Tesis Doctoral. Los álabes a partir de material en estado N0 se han forjado a temperatura ambiente y a 150 °C. Partiendo de material en N2, se han forjado a 25 °C, 100 °C, 125 °C, 150 °C, 175 °C, 200 °C, 250 °C y 300 °C. En todos los casos, la velocidad de la forja fue de 50 mm/min y la fuerza de compresión máxima se fijó en 2000 kN debido a que el control de la prensa hidráulica mostrada en el capítulo 4 se realiza por fuerza en lugar de por posición. Se realiza un tratamiento térmico de recocido a 345 °C, durante 2 h, más 1 h de rampa de subida desde la temperatura ambiente al material de partida. El material en estado N2 se procesó por ECAE dos veces utilizando la ruta C mediante un conjunto de matrices con una sección transversal circular con un diámetro de 15 mm y radios de acuerdo iguales de 3 mm. Posteriormente, las probetas en ambos estados de partida fueron mecanizadas como se muestra en la Figura 6.1. La preforma obtenida de este modo tiene dos secciones diferentes: una con un diámetro de 14 mm, que corresponde a la zona de raíz del álabe, y la

otra con un diámetro de 10 mm, que corresponde a la zona del perfil aerodinámico.



Figura 6.1. Probeta inicial para la forja del álabe plano.

6.1.1. Estudio de microdurezas en el álabe plano

En este apartado se van a presentar los resultados de la dureza medida en diferentes zonas del álabe en la sección transversal y en la longitudinal. La medida de la dureza se ha realizado con un microdurómetro con la metodología comentada en capítulos anteriores. En la Figura 6.2 se muestran las zonas del álabe seleccionadas para realizar las microdurezas. En la sección longitudinal se escogen 4 zonas, 2 en la parte de la raíz y otras 2 en el perfil aerodinámico. Las zonas 2 y 3 son las más interesantes de estudiar ya que en esta zona se produce la mayor deformación del material. En la sección transversal se han cogido otras 4 zonas coincidentes con las de la sección longitudinal.

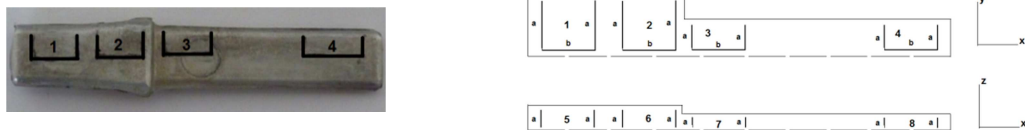


Figura 6.2. Zonas seleccionadas para realizar las medidas de dureza (HV)

El número de indentaciones realizadas para cada zona longitudinal (zonas de la 1 a la 4) es de 9 y su distribución se muestra en la Figura 6.3 tomando como ejemplo la zona 1. En las zonas 5 a 8, correspondientes a la sección transversal, se han realizado 6 medidas de dureza distribuidas como se muestra en la misma figura.

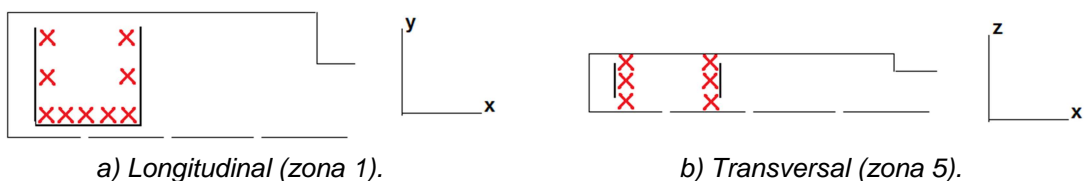


Figura 6.3. Distribución de las medidas de dureza (HV).

De cada zona estudiada se ha tomado la media y la desviación típica, para posteriormente realizar diversas gráficas. Cabe destacar que la microdureza de partida de la AA5083 en estado recocido (N0) es de HV = 82,0; mientras que tras ser procesada por ECAE en dos ocasiones empleando la ruta C (N2), la microdureza es de HV = 140,4, lo que representa un incremento del 71,2 %. En primer lugar, en la Figura 6.4 se muestra la dureza media en cada zona de cada álabe forjado.

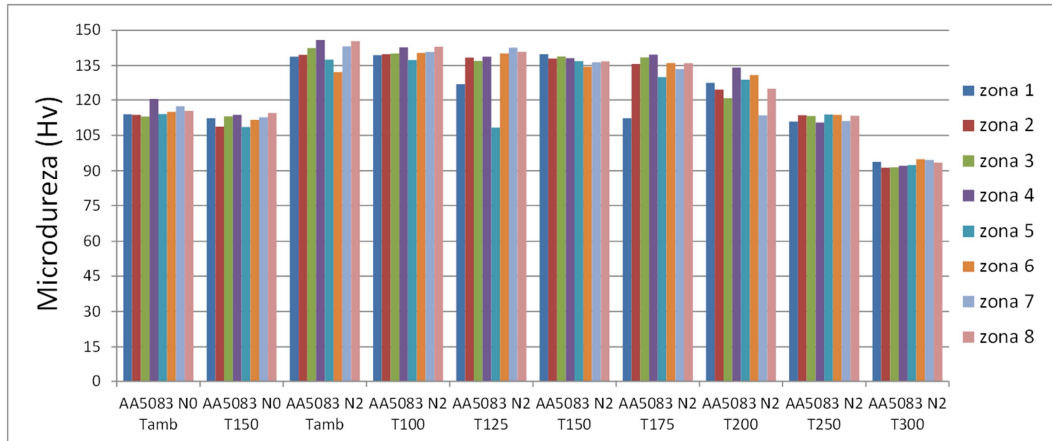


Figura 6.4. Resultados de la dureza media (HV) en cada ensayo por zonas.

Como se puede comprobar en la figura anterior, los álabes cuyo material de partida fue procesado por ECAE han obtenido valores de dureza superiores a los de material de partida N0. Para los casos con temperaturas de forja inferior a 150 °C, la dureza de los álabes cuyo material de partida fue preprocesado es igual a la del propio material predeformado antes de la forja y entre un 20% y un 25% superior a la de los álabes forjados a partir de material recocido. Por tanto, a medida que aumenta la temperatura de forja hasta 150 °C, el álabe aumenta su forjabilidad manteniendo los valores de dureza del material de partida. Cuando la temperatura de forja es de 250 °C, la dureza del álabe disminuye un 20 % respecto al material de partida (N2), mientras que a 300 °C la dureza disminuye un 35 % debido a fenómenos de recristalización. En estos casos, la dureza de los álabes sigue siendo superior a la del material recocido. Por otra parte, en la Figura 6.5 se muestra la microdureza media para cada álabe forjado y su correspondiente valor de la desviación típica. Se puede afirmar que hay una tendencia a que la variabilidad de la microdureza disminuya a medida que se incrementa la temperatura de forjado. Esto puede

ser debido a la disminución en el tamaño de grano y a su mayor homogeneidad a lo largo del álabe.

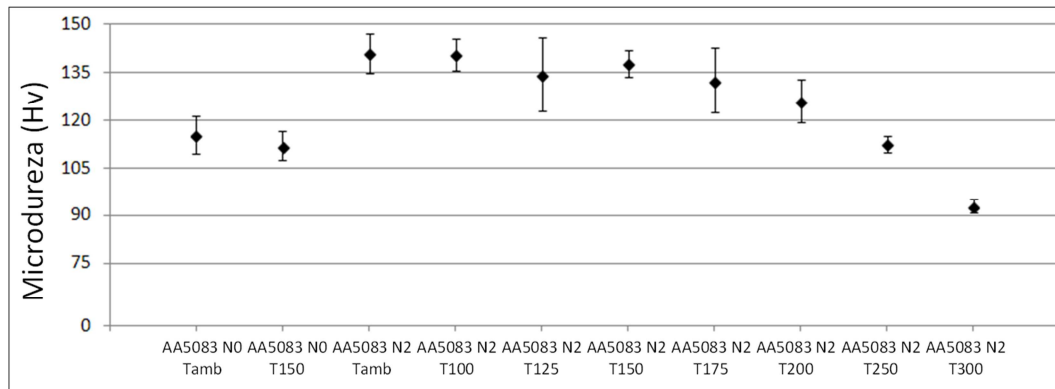


Figura 6.5. Microdureza media y desviación típica de cada ensayo.

6.1.2. Estudio de microscopía óptica en el álabe plano

Además del estudio de microdurezas, se realiza un estudio de microscopía óptica centrado en las zonas 2 y 6 del álabe, debido a que la zona de transición entre la raíz del álabe y el perfil del mismo es donde mayores deformaciones se alcanzan. En un primer paso de este estudio, se comprueban las grietas internas de los álabes. Dentro de los álabes cuyo material de partida es N2 se han observado grietas internas a las siguientes temperaturas de forja: 25 °C, 100 °C, 125 °C y 150 °C. Por tanto, valorando la dureza y la forjabilidad de las muestras analizadas, se determina que el álabe fabricado con mejores propiedades es el que se forja a 175 °C a partir de material deformado por ECAE.

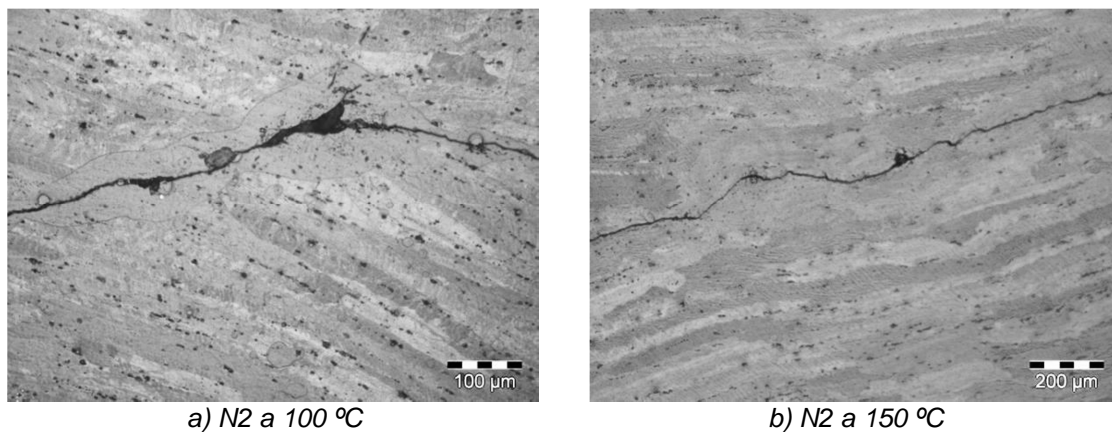


Figura 6.6. Grietas internas en los álabes forjados.

En la Figura 6.6 se observan dos ejemplos con grietas que aparecen debido a que la temperatura de forja es inferior a la necesaria.

Respecto a la microestructura de las muestras, como se observa en la Figura 6.7, el tamaño de grano de las muestras previamente procesadas por ECAE es muy inferior a las no procesadas, lo que garantiza unas mejores propiedades mecánicas.

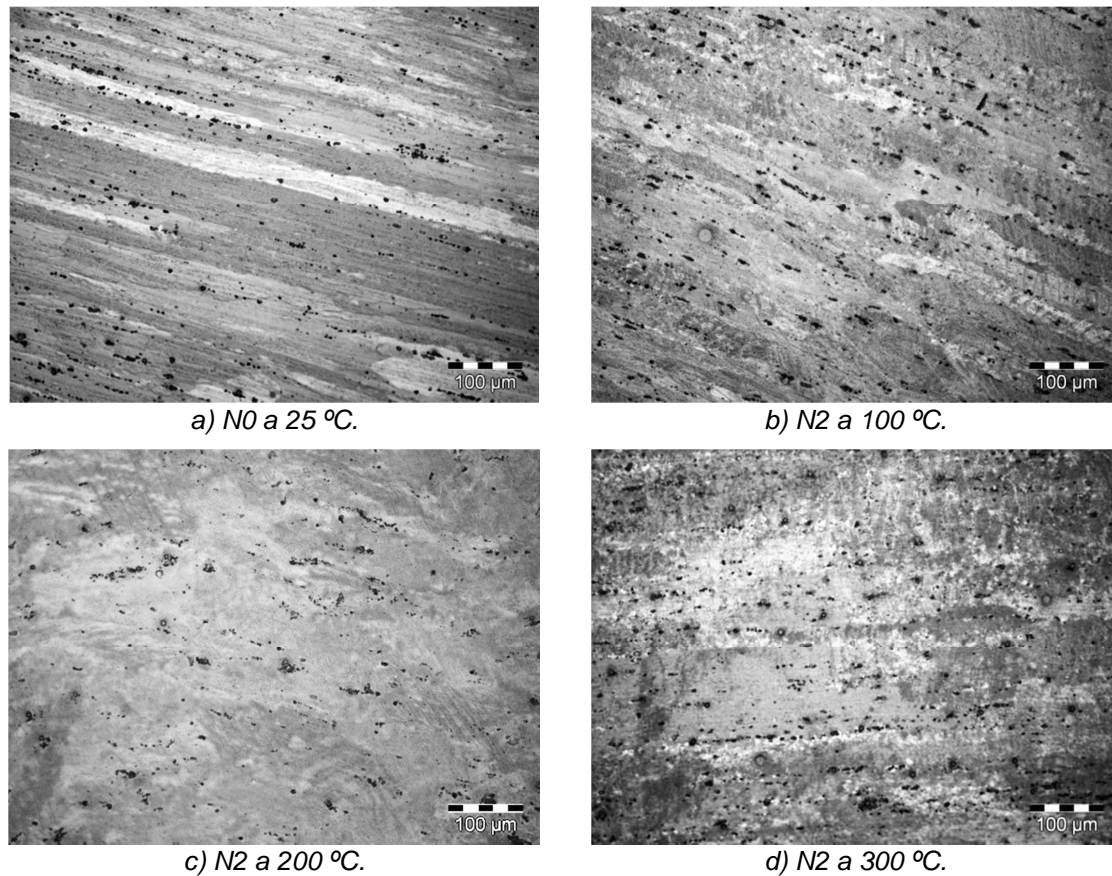


Figura 6.7. Microestructura de los álabes forjados.

En el caso del álabe forjado a temperatura ambiente a partir de material recocido, se observan granos muy estirados, pero sin la presencia de nueva formación de granos. Con el microscopio óptico, salvo a la temperatura de forjado de 300 °C, no se puede detectar recrystalización, ya que únicamente se observan las bandas de deformación existentes debidas a la acumulación de deformación plástica producida tras el proceso de ECAE y de forja isoterma. A partir de 200 °C, se puede encontrar algún nuevo grano pero la estructura general que se observa se compone de bandas de deformación. A 300 °C sí que se puede observar la recrystalización empleando el microscopio óptico, tal y como se muestra en la Figura 6.7. Este fenómeno es difícil de controlar ya que

a mayores temperaturas aparece el fenómeno de crecimiento de grano, lo que conlleva la pérdida de las propiedades obtenidas en el material nanoestructurado.

6.1.3. Estudio de microscopía electrónica y mediante sonda de rayos X en el álabe plano

En la Figura 6.8, se pueden observar varias micrografías electrónicas realizadas mediante SEM. Se comprueba que en el caso del álabe forjado con material previamente deformado y forjado a temperaturas adecuadas, el tamaño de grano es inferior a un micrómetro, con la consecuente mejora en las propiedades mecánicas del elemento estructural. Hay que tener en cuenta que el tamaño de grano de la aleación AA5083 en estado recocido es de unos 200 μm . Asimismo, comparando la microscopía entre el álabe forjado a partir de material en estado N0 y N2 a 25 $^{\circ}\text{C}$, se observa que los granos tienen más homogeneidad en el caso del material preprocesado por ECAE debido a la acumulación de deformación durante este proceso.

El álabe forjado a partir de material recocido presenta una microestructura muy heterogénea con granos muy estirados y otros sin deformar, con un tamaño que oscila entre 10 μm y 50 μm . Para los álabes forjados a partir de material previamente procesado por ECAE a 25 $^{\circ}\text{C}$ el tamaño de grano varía entre 1 μm y 10 μm , aunque todavía no están bien definidas las fronteras. Cuando el material se forja a una temperatura por encima de 25 $^{\circ}\text{C}$, se observa una distribución de grano más homogénea en la microestructura. Además, la presencia de nuevos granos indica que la recrystalización se ha iniciado. A temperaturas inferiores a 200 $^{\circ}\text{C}$ la microestructura está todavía en un estado de restauración. A esta temperatura empieza a completarse la recrystalización del material como se observa en la Figura 6.8 d). A 100 $^{\circ}\text{C}$ el tamaño de grano es de 500 nm a 1 μm , mientras que a 200 $^{\circ}\text{C}$ es de 300 nm a 500 nm. En este último caso, se alcanza el menor tamaño de grano, reduciendo en casi 1000 veces el tamaño de grano del material de partida en estado recocido.

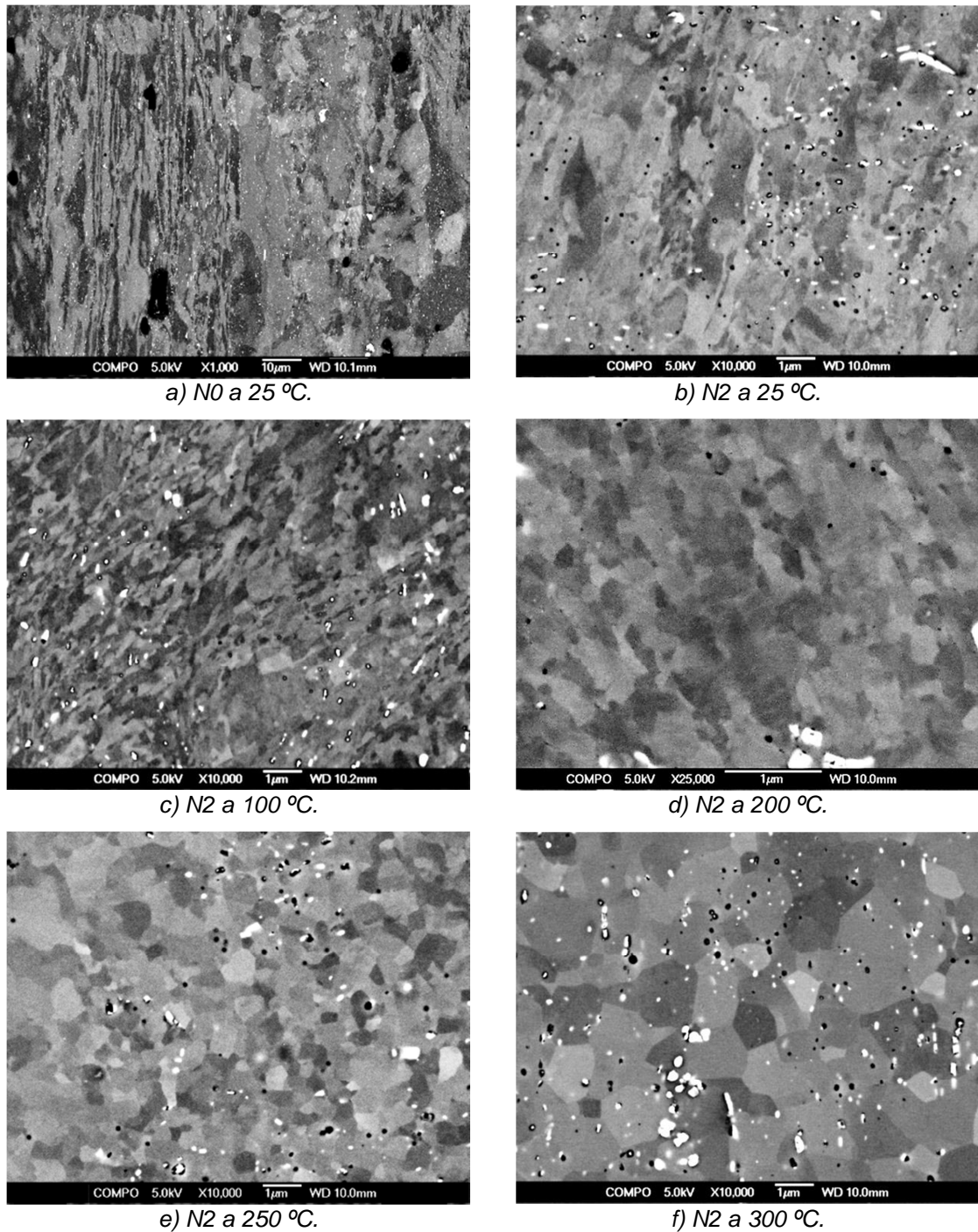


Figura 6.8. Microscopía electrónica de los álabes forjados.

A temperaturas superiores a 200 °C, el tamaño de grano aumenta en comparación con el obtenido a menores temperaturas. A 250 °C se encuentra entre 500 nm y 2 μm. A la temperatura de forjado de 300 °C, el tamaño de grano sigue creciendo hasta 5 μm perdiendo propiedades mecánicas como se ha comprobado a través de la pérdida de microdureza.

Debido a la presencia de diferentes precipitados en las microscopías electrónicas, se realiza un estudio mediante sonda de rayos x (EDX) de una muestra de AA5083 previamente procesada por ECAE de un álabe forjado a temperatura ambiente para comprobar la composición química de los diferentes precipitados. En la Figura 6.9 se muestra una imagen de las zonas donde incide la sonda y sus correspondientes espectros. Se puede observar que la matriz se compone principalmente de aluminio y magnesio, mientras que los precipitados están compuestos por manganeso, magnesio, hierro y silicio.

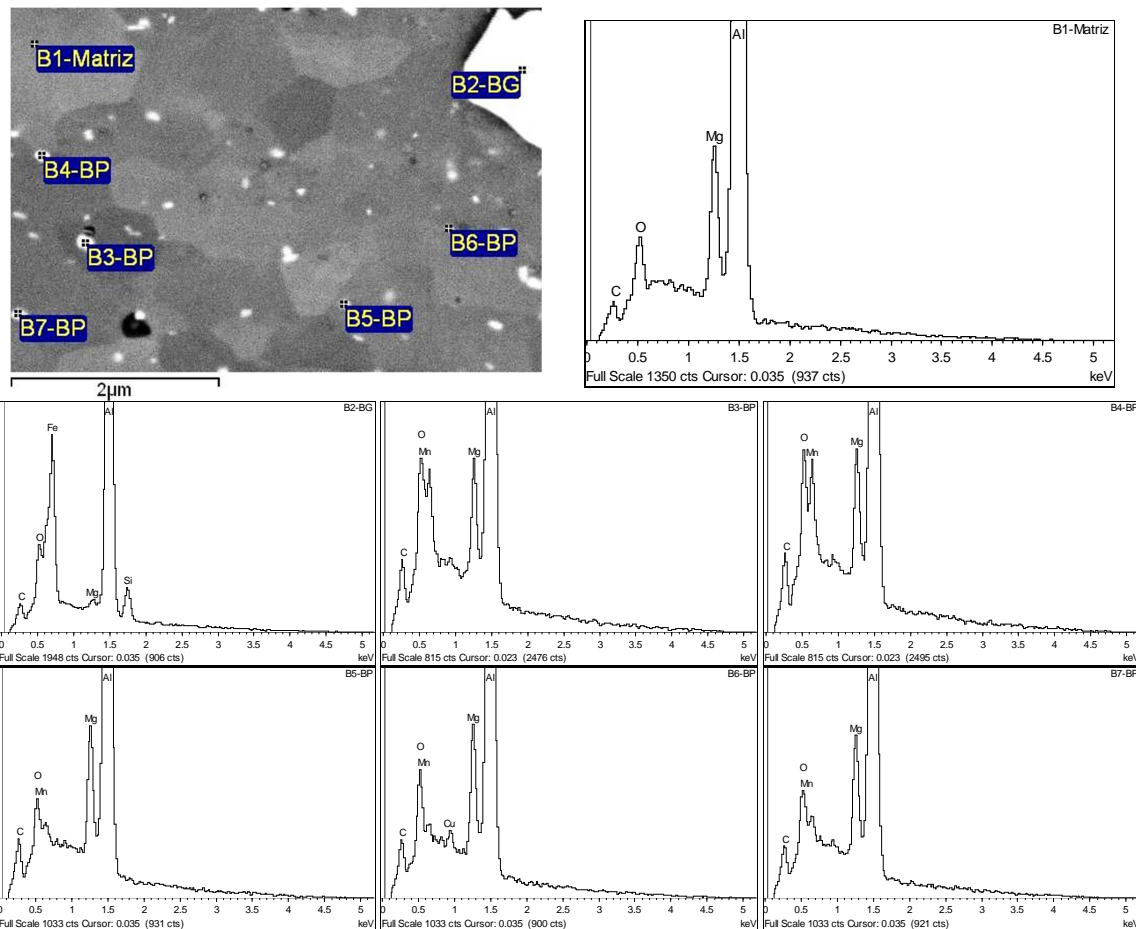


Figura 6.9. Composición química de la matriz y los precipitados de las muestras de la aleación AA5083 (EDX).

Con todos los datos y resultados obtenidos, se puede concluir que en condiciones de procesamiento apropiadas, es posible obtener una estructura submicrométrica en los álaves forjados isotérmicamente obtenidos a partir de materiales previamente procesados por ECAE. La condición óptima de forjado se da a la temperatura de 175 °C, ya que no hay grietas internas y sólo aparece una ligera disminución en la microdureza del material de partida

preprocesado por ECAE. Por otra parte, la microdureza del álabe forjado a esta temperatura es un 22 % superior a los resultados obtenidos con material de partida no procesado por ECAE.

6.2. Análisis de propiedades en el álabe curvado tipo Francis

En el presente apartado se muestran las propiedades mecánicas de los álabes nanoestructurados curvados. Se han comparado álabes forjados con material de partida en estado N0 y preprocesados por ECAE empleando matrices con canales angulares de 15 mm de diámetro y con geometría definida por 90° de intersección entre los canales angulares y radios de acuerdo iguales de 3 mm. Posteriormente, las probetas en todos los estados de partida fueron mecanizadas como se muestra en la Figura 6.10. Como paso previo a la forja isoterma, se calientan las matrices a la temperatura requerida hasta que se estabiliza (entre 30 y 45 minutos). Como en el caso anterior, en todos los casos considerados, la velocidad de estampación es de 50 mm/min. La probeta se mantiene entre las plataformas durante un tiempo de 300 s hasta que alcance la temperatura fijada, se realiza la compresión y, finalmente, una vez liberada la fuerza de forja, se deja enfriar al aire hasta temperatura ambiente. Los álabes forjados con material en estado N0 y estado N2 se fabricaron a 25 °C, 150 °C y 200 °C.



Figura 6.10. Probeta inicial para la forja del álabe curvado tipo Francis.

Por último, se realiza un diseño de una turbina y una bomba que llevarán acoplados los álabes desarrollados a partir del material nanoestructurado mediante extrusión en canal angular. En la Figura 6.11 se observan ambas piezas y sus modelos en CAD. Estos componentes mecánicos tienen las ventajas asociadas a la estructura submicrométrica de los álabes, así como un menor peso que las fabricadas en acero y un mejor comportamiento a corrosión.



Figura 6.11. Diseño y conjunto fabricado de una de una turbina (izquierda) y de una bomba (derecha) empleando los álabes Francis de estructura submicrométrica.

6.2.1. Estudio de microdurezas en el álabe curvado tipo Francis

En este apartado se comparan los valores de microdureza de los casos estudiados y se comparan diferentes zonas del álabe, diferentes estados del material de partida, condiciones de forjado y se establecerá una correspondencia con los valores de deformación obtenidos por medio de simulaciones realizadas mediante volúmenes finitos.

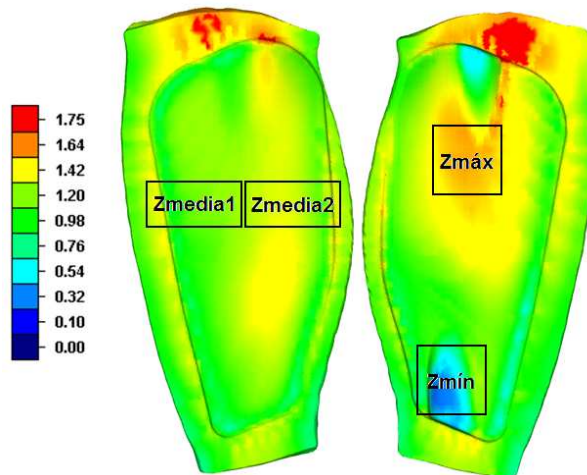


Figura 6.12. Zonas de estudio de la microdureza.

Las diferentes zonas a las que se le realizan microdurezas son las que se observan en la Figura 6.12. Se comprueba que estas zonas corresponden a zonas de deformación mínima (Z_{\min}), deformación máxima (Z_{\max}) y dos zonas de deformación media (Z_{media1} y Z_{media2}).

Cuando se emplea la aleación AA5083 en la forja a bajas temperaturas es muy probable la aparición de grietas, como se ha comprobado en el caso del álabe plano. Para el álabe curvado, las grietas son más evidentes.

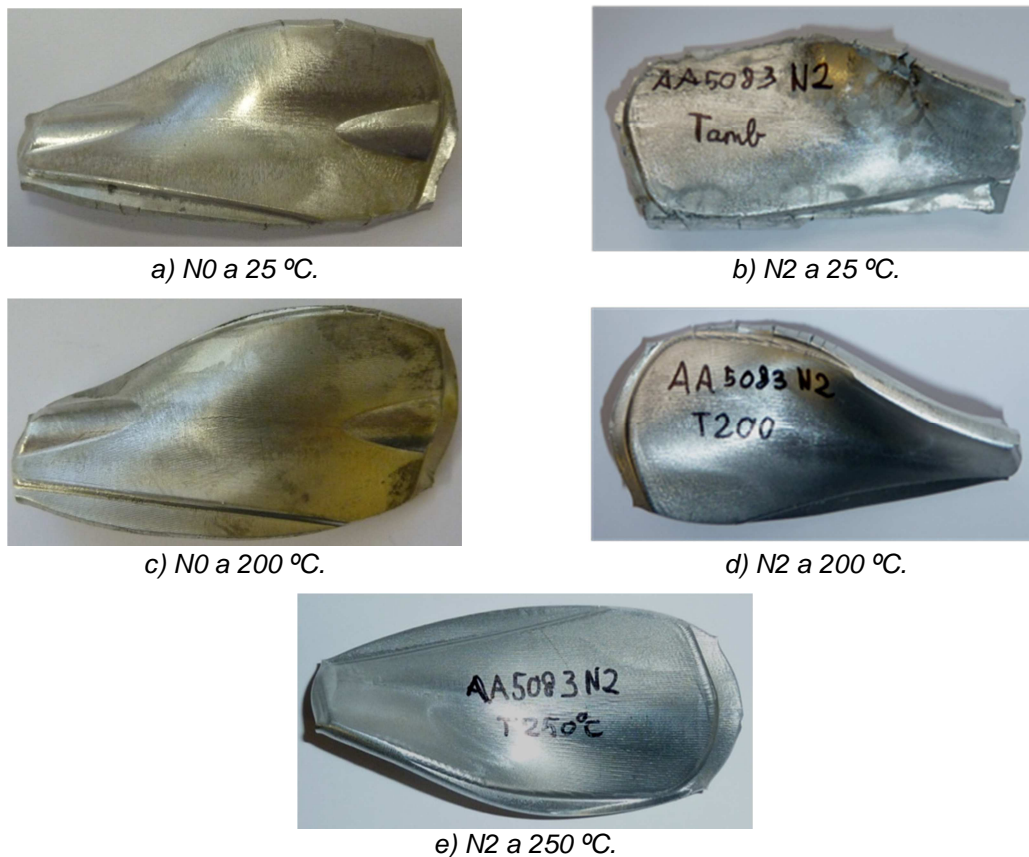


Figura 6.13. Álaves forjados de la AA5083 con diferentes materiales de partida.

Como se puede comprobar en la Figura 6.13, a temperatura ambiente el material predeformado fluye peor originando grandes grietas y un mal acabado superficial. Sin embargo a 200 °C se puede forjar la pieza a partir de material predeformado con la aparición de unas pequeñas grietas en los laterales del álabe. Estas zonas de formación de grietas coinciden plenamente con las zonas de mayor daño acumulado en las simulaciones, lo que pone de manifiesto la corrección de los modelos empleados en el estudio. Asimismo, al aumentar la temperatura de forja hasta 250 °C para el material previamente

procesado por ECAE, es posible la forja del mismo sin la aparición de grietas como se muestra en la Figura 6.13 e).

Siguiendo el procedimiento del caso anterior, se realizan microdurezas de los álabes forjados obteniendo los resultados finales que se observan en la Tabla 6.I y en la Figura 6.14.

Estado	Temperatura (°C)	Zona de estudio	Microdureza media (HV)	Desviación típica Microdureza (HV)
N0	25	Z_{\min}	102,6	5,4
		Z_{\max}	131,1	2,8
		$Z_{\text{media}1}$	124,3	6,5
		$Z_{\text{media}2}$	118,9	7,4
	150	Z_{\min}	110,3	4,6
		Z_{\max}	125,8	6,5
		$Z_{\text{media}1}$	118,4	3,9
		$Z_{\text{media}2}$	114,4	3,2
	200	Z_{\min}	101,3	5,9
		Z_{\max}	123,2	3,8
		$Z_{\text{media}1}$	111,3	1,9
		$Z_{\text{media}2}$	108,5	2,9
N2	25	Z_{\min}	142,3	2,8
		Z_{\max}	151,2	8,5
		$Z_{\text{media}1}$	137,8	3,9
		$Z_{\text{media}2}$	142,9	5,3
	150	Z_{\min}	140,9	7,1
		Z_{\max}	153,8	8,9
		$Z_{\text{media}1}$	140,5	8,7
		$Z_{\text{media}2}$	152,1	17,9
	200	Z_{\min}	134,9	4,2
		Z_{\max}	137,8	8,6
		$Z_{\text{media}1}$	135,6	5,4
		$Z_{\text{media}2}$	135,5	7,0

Tabla 6.I. Microdurezas de los álabes curvados fabricados.

En este caso, se cumple que las zonas de mayor deformación son las de mayor dureza con los dos tipos de material de partida. Se comprueba un aumento del 25 % en la dureza si el material de partida es previamente procesado por ECAE. Asimismo, al aumentar la temperatura de los ensayos, disminuye ligeramente la dureza de los álabes forjados. Para el ensayo a 200 °C, que es en el que aparecen menos grietas, la homogeneidad en el

componente mecánico es la mayor y la dureza del caso N2 es superior en un 22,5 % a la del caso N0. La homogeneidad se ha valorado teniendo en cuenta la desviación típica de los datos obtenidos en los ensayos de microdureza. En el álabe forjado a 200 °C a partir de material predeformado, se obtiene un valor de 6,1 HV de desviación típica frente a valores superiores a 7,1 HV en el resto de los casos.

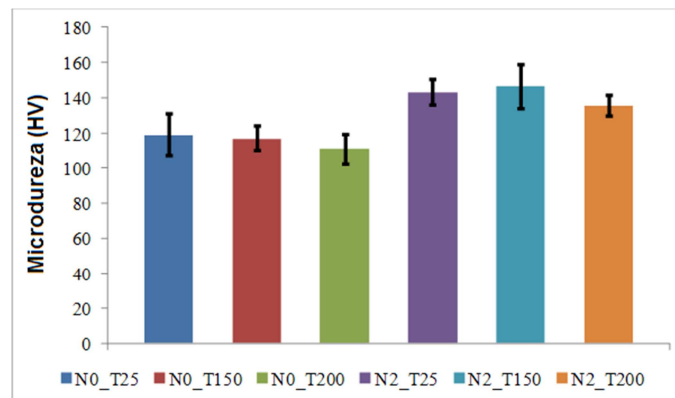


Figura 6.14. Media y desviación típica observada en la medida de microdurezas en N0 y N2 en los álabes curvados.

Como se observa en la Figura 6.15, la deformación acumulada en el centro de la probeta después de dos pasadas por ECAE mediante ruta C es mayor que en el exterior de la sección.

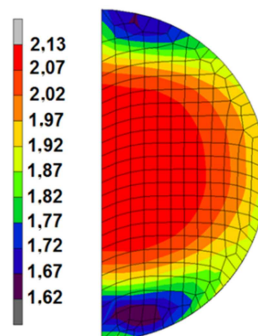


Figura 6.15. Deformación en media sección de un material procesado por ECAE en dos ocasiones mediante la ruta C.

El exterior de la sección tiene diferentes deformaciones en función de cómo se orienta la probeta en el proceso de ECAE. Debido a que la preforma no es cilíndrica sino que ha sido torneada de forma cónica en un extremo, la zona que va a ser forjada coincide con la zona con mayor deformación acumulada. Por ello, la anisotropía del material procedente del procesado por ECAE y la orientación de la preforma en la matriz puede hacer variar la dureza

en las diferentes zonas del álabe. Este efecto se presenta en mayor medida para valores bajos de temperatura de forja y aparece atenuado al aumentar la temperatura como consecuencia de la restauración experimentada en el material deformado. En los casos estudiados, este efecto se observa en la Z_{media2} del caso realizado a 150 °C. El valor de 152,1 HV junto a la desviación típica de 17,9 HV, demuestran la anisotropía del material proveniente del procesado por ECAE.

6.2.2. Estudio de microscopía electrónica en el álabe curvado tipo Francis

En este apartado se muestran las micrografías realizadas a los álabes curvados para comprobar el tamaño de grano, en especial de los casos en el que el material de partida es previamente deformado por ECAE. Respecto a las micrografías electrónicas de la AA5083, se puede observar unos resultados similares a los del álabe plano.

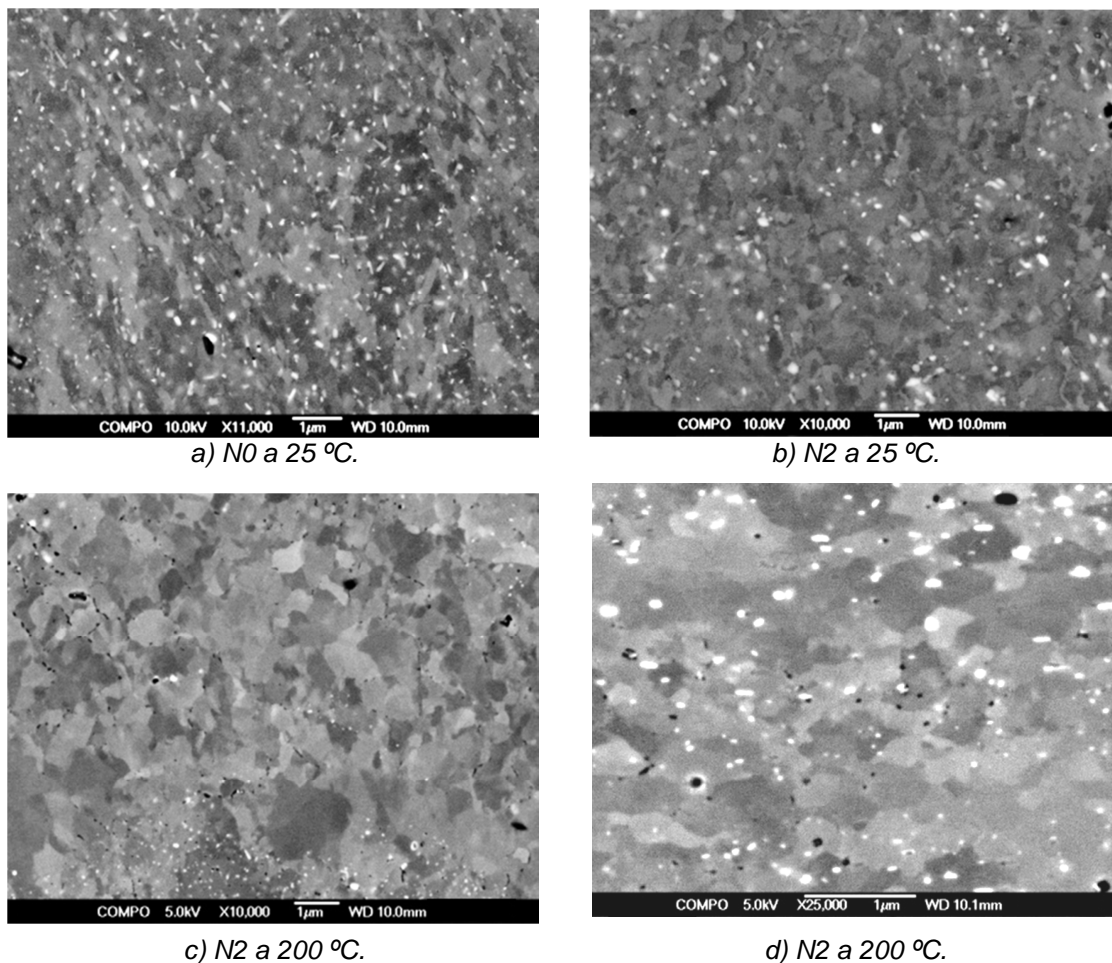


Figura 6.16. Microscopía electrónica de los álabes curvados de la AA5083.

En la Figura 6.16 se observan las diferentes micrografías. Para los álabes fabricados con material de partida en estado recocido (N0), se observan bandas de deformación y un tamaño de grano superior al micrómetro, con valores entre 1 μm y 10 μm . Sin embargo, para los álabes forjados a partir de material predeformado, el tamaño de grano es inferior al micrómetro con valores en función de la temperatura entre 300 nm y 1 μm . Este hecho se comprueba con mayor claridad en el álabe forjado a 200 °C.

Se ha comprobado la mayor dureza de los álabes procesados a partir de material predeformado. Por una parte, el incremento en la dureza del 25 % implica un incremento del 25 % en la resistencia mecánica. Además, el tamaño de grano tras procesar por ECAE y forjar a 200 °C se encuentra entre 300 nm y 500 nm. Asimismo, según se recoge en extensa bibliografía [R. Z. Valiev et al, 2000], disminuir el tamaño de grano implica una mayor vida a fatiga y la mejora a corrosión, aspectos fundamentales en el uso industrial de álabes curvados de turbinas Francis.

6.3. Análisis de propiedades en los engranajes

En este apartado se analizan las propiedades mecánicas y la microestructura de los diferentes engranajes forjados. En la Figura 6.17 se observa la probeta de partida mecanizada a partir de bruto de colada, que es un cilindro de 15 mm de diámetro y 45 mm de longitud.

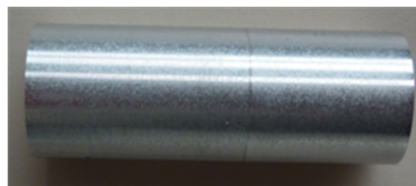


Figura 6.17. *Probeta de partida para la forja del engranaje.*

Se sigue el procedimiento descrito en el apartado anterior para forjar isotérmicamente engranajes (módulo 4; $Z = 7$) a 200 °C, 250 °C y 300 °C, tanto con material en estado recocido (N0) como con material previamente procesado por ECAE (N2). Las matrices empleadas para el procesado por ECAE tienen 90 ° entre canales, radio de acuerdo tangente a ambos canales de 5 mm y un diámetro de 20 mm.

6.3.1. Estudio de microdurezas en el engranaje

En este apartado se describe la microdureza obtenida en las diferentes zonas del engranaje. Como se observa en la Figura 6.18, se han seleccionado 4 zonas diferentes a estudiar en cada engranaje. Estas zonas corresponden al centro del engranaje, a la base del diente, al centro del diente y a la zona exterior superior del diente. Se han realizado 3 microdurezas aleatorias en cada zona para obtener un resultado más preciso de la dureza de las muestras. Asimismo, se han seleccionado tres dientes en el engranaje con material de partida en estado N2 y forjado isotérmicamente a 250 °C para comprobar la existencia de anisotropía. Para realizar estas microdurezas es necesario cortar uno o varios dientes de cada engranaje y pulirlos tras ser empastillados.

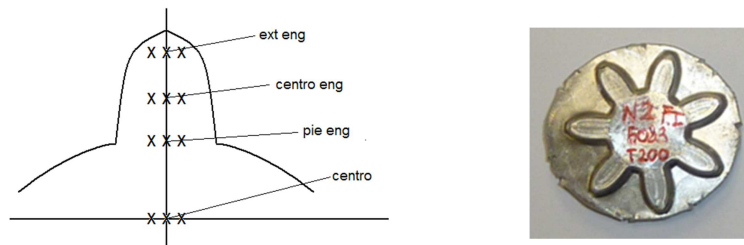


Figura 6.18. Selección de las zonas a estudiar.

En la Figura 6.19 se muestran los engranajes forjados para este estudio. Se comprueba que no aparecen grietas en ningún caso en las zonas funcionales del engranaje. De todos modos, se observan grietas en la zona de la rebaba para todos los casos forjados con material de partida recocido y en el engranaje con material de partida en estado N2 y forjado isotérmicamente a 200 °C.



Figura 6.19. Diferentes muestras de los ensayos de forja isoterma del engranaje.

Por tanto, el procesado mediante ECAE para la aleación AA5083 mejora la forjabilidad del material en la forja isoterma como ya se había observado al

estudiar la fabricación de los otros componente mecánicos que se analizan en la Tesis Doctoral. En la Tabla 6.II se comprueban la media y desviación típica de los tres ensayos realizados en cada zona de las muestras analizadas.

Estado	Temperatura (°C)	Zona de estudio	Microdureza media (HV)	Desviación típica Microdureza (HV)
N0	200	centro	107,2	3,4
		pie eng	106,2	2,2
		centro eng	112,8	2,7
		ext eng	110,4	2,8
	250	centro	99,0	9,2
		pie eng	102,1	2,1
		centro eng	106,4	2,8
		ext eng	105,4	3,1
	300	centro	95,5	0,4
		pie eng	99,9	5,4
		centro eng	104,8	1,6
		ext eng	104,9	1,3
N2	200	centro	133,7	3,7
		pie eng	127,6	7,6
		centro eng	119,0	4,3
		ext eng	110,8	3,5
	250 diente 1	centro	116,1	2,5
		pie eng	112,5	1,5
		centro eng	119,3	1,6
		ext eng	118,3	1,3
	250 diente 2	centro	116,0	1,7
		pie eng	117,4	1,4
		centro eng	114,8	3,6
		ext eng	115,5	3,8
	250 diente 3	centro	126,4	15,5
		pie eng	120,0	4,4
		centro eng	119,7	2,5
		ext eng	113,3	2,9
	300	centro	110,1	2,5
		pie eng	109,4	3,4
		centro eng	109,8	1,5
		ext eng	110,5	4,6

Tabla 6.II. Microdurezas de las diferentes zonas del engranaje forjado.

Se comprueba que para el material de partida en estado recocido, la microdureza aumenta en las zonas más alejadas del centro del engranaje en

todas las temperaturas estudiadas. Sin embargo, para el material preprocesado por ECAE ocurre lo contrario a 200 °C y 250 °C debido a la deformación previa acumulada en este proceso de deformación plástica severa. A 300 °C existe una gran homogeneidad en la dureza del engranaje estudiado debido a un proceso de recristalización, como se comprobará en el apartado de microscopía.

A partir de los resultados obtenidos, se representa gráficamente la evolución del valor de la microdureza en los engranajes en función de la temperatura y del material de partida como se muestra en la Figura 6.20. Se comprueba que, en todos los casos estudiados, la dureza de los engranajes con material de partida en estado N2 es superior a los que se obtienen con material de partida en estado N0. A 200 °C el aumento de dureza es de un 12,5 %, a 250 °C el incremento de dureza es de un 13,8 % y a 300 °C es de un 8,6 %. Asimismo, la microdureza disminuye al aumentar la temperatura en todos los casos. Por último, cabe destacar que la homogeneidad de los engranajes con material de partida en estado N2 aumenta con la temperatura, al contrario de lo que ocurre con los fabricados a partir de material recocido. El caso óptimo es el engranaje forjado a 200 °C a partir de material preprocesado por ECAE, ya que no tiene grietas y su dureza es la mayor con un valor de 122,8 HV, que representa un aumento del 50 % frente al material recocido.

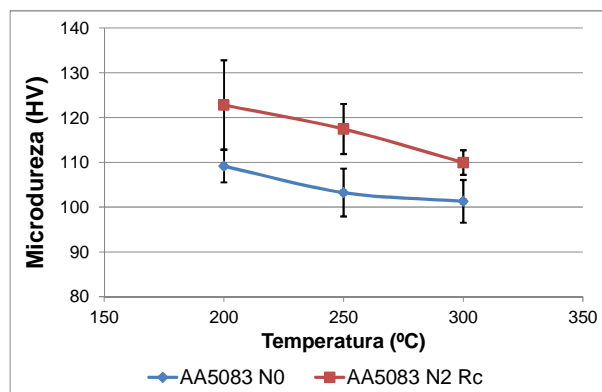


Figura 6.20. Media y desviación típica observada en la medida de microdurezas en N0 y N2 en los engranajes forjados.

En la Figura 6.21, se muestra una comparativa de la microdureza media y desviación típica de 3 dientes diferentes del mismo engranaje. En principio, existen diferencias significativas entre las medias de la microdureza en los diferentes dientes, pero si se tiene en cuenta la desviación típica, los resultados

obtenidos en los dientes son similares exceptuando la medida en el centro del engranaje del diente número 3 que se observa en la Tabla 6.II. La desviación típica de los resultados confirma que al incrementar la temperatura de forja, disminuye la anisotropía del material previamente procesado por ECAE, a costa de disminuir la microdureza media del componente mecánico.

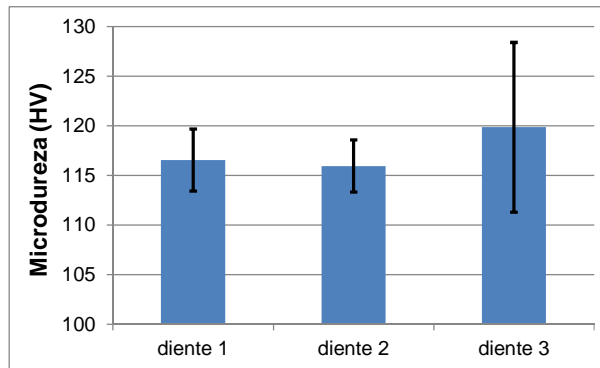


Figura 6.21. Media y desviación típica observada en la medida de microdurezas de diferentes dientes en el engranaje forjado con la AA5083 en estado N2 a 250 °C.

6.3.2. Estudio de microscopía óptica en el engranaje

En este apartado se analiza la microestructura de los engranajes a partir de microscopía óptica. Para ello, en la Figura 6.22 se muestra la microestructura de la AA5083 en estado recocido y tras ser procesada en dos ocasiones mediante la ruta C por ECAE. Se comprueba un tamaño de grano de 200 μm en el material recocido y una gran cantidad de bandas de deformación en el material procesado por ECAE.

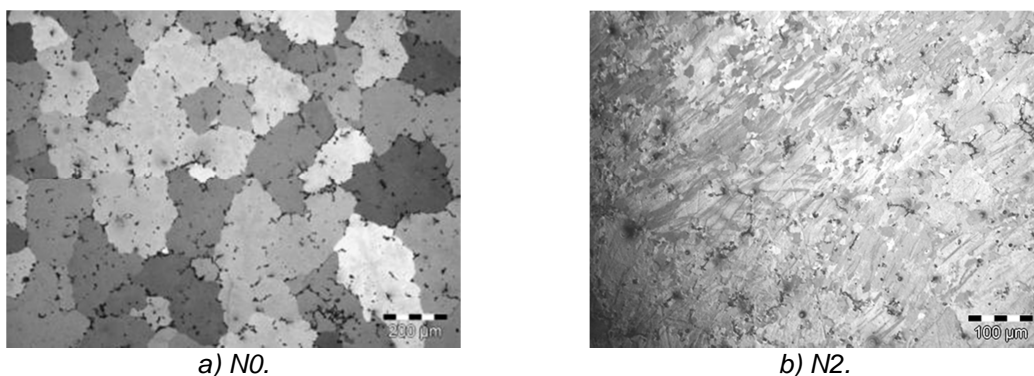


Figura 6.22. Microscopía óptica de la AA5083 en estado N0 y N2.

En la Figura 6.23 se muestra la microestructura de diferentes engranajes observando, en general, una mayor concentración de bandas de deformación

en los engranajes previamente procesados por ECAE. Al aumentar la temperatura se consigue una estructura de grano más orientada y en el caso del engranaje forjado con la AA5083 en estado N2 a 300 °C se aprecia un principio de recrystalización, que se observará con más claridad con la microscopía electrónica.

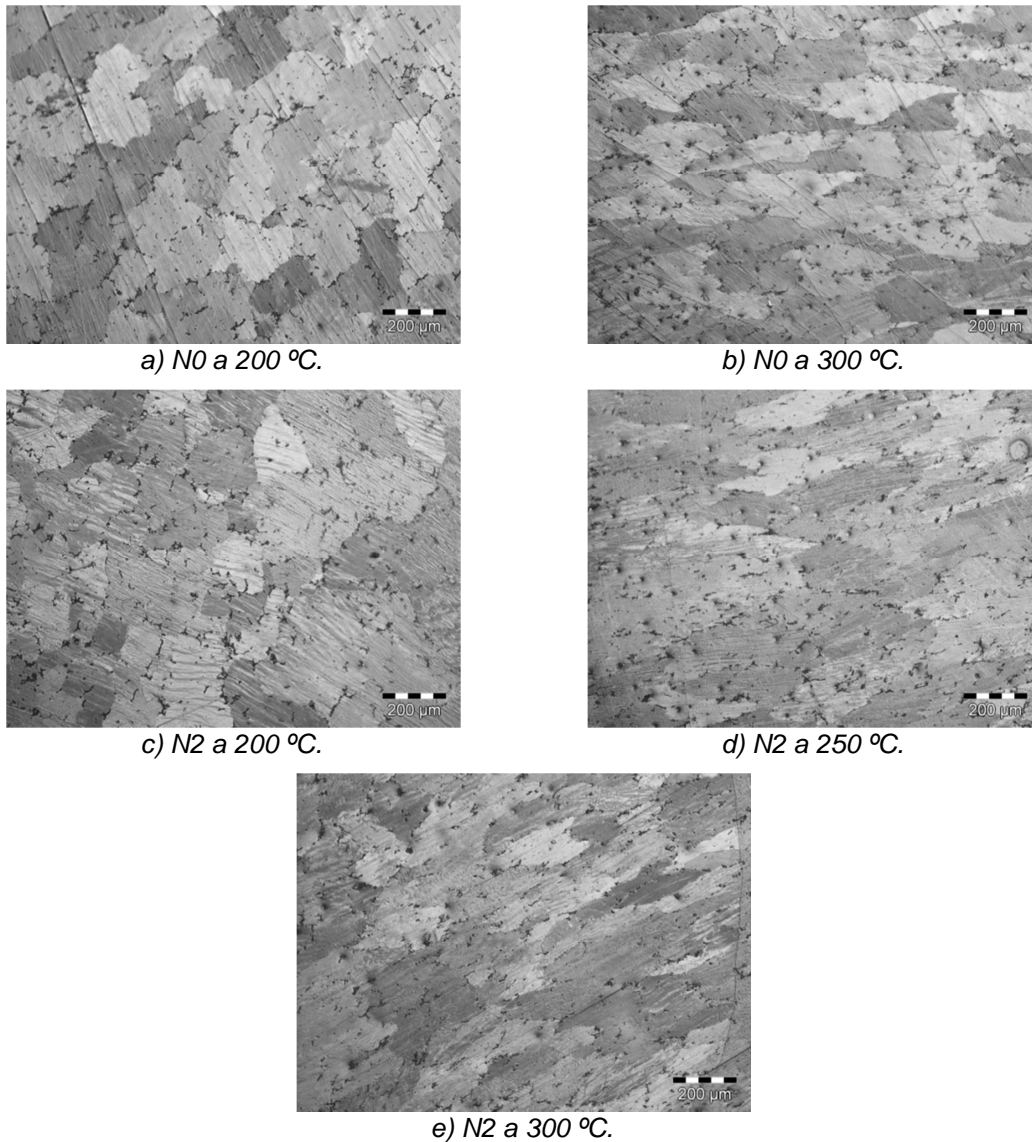
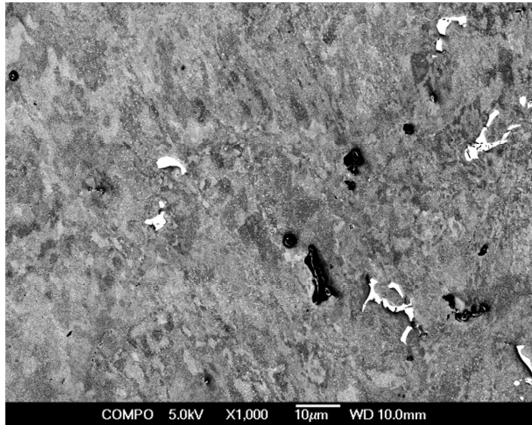


Figura 6.23. Microscopía óptica de los engranajes forjados.

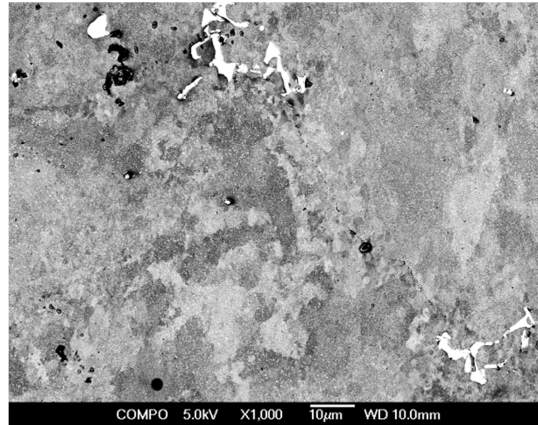
6.3.3. Estudio de microscopía electrónica

La microscopía electrónica permite diferenciar mejor y con más detalle la microestructura de las muestras extraídas de los engranajes. En la Figura 6.24 se muestran diferentes imágenes con distintos aumentos de los casos estudiados. Para los engranajes forjados a partir de material recocido se

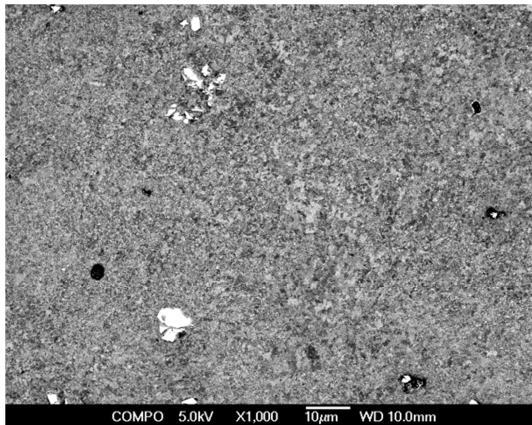
seleccionan 1000 aumentos debido al mayor tamaño de grano de las muestras. Se observa que a 200 °C la microestructura es más homogénea y con granos con un tamaño entre 3 μm y 10 μm . A 300 °C aparecen zonas con granos muy grandes (de 5 μm a 20 μm) y fronteras difusas, mientras que a 200 °C las fronteras están mejor definidas.



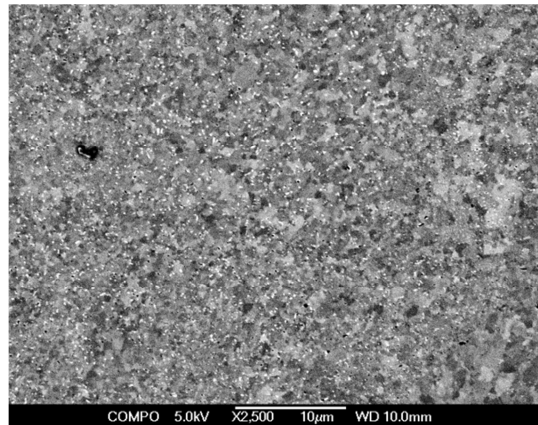
a) N0 a 200 °C y 1000X.



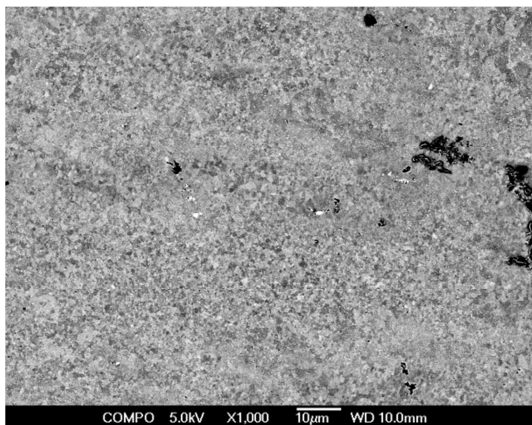
b) N0 a 300 °C y 1000X.



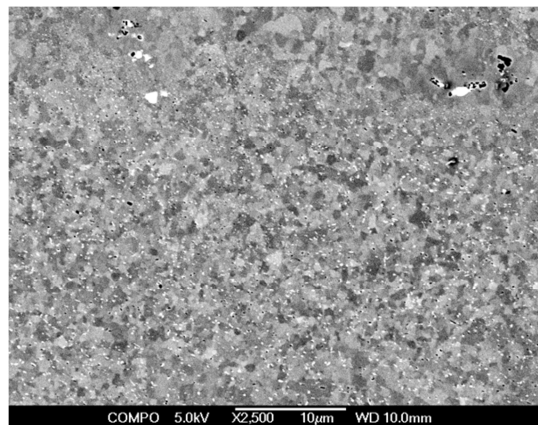
c) N2 a 200 °C y 1000X.



d) N2 a 200 °C y 2500X.



e) N2 a 250 °C y 1000X.



f) N2 a 250 °C y 2500X.

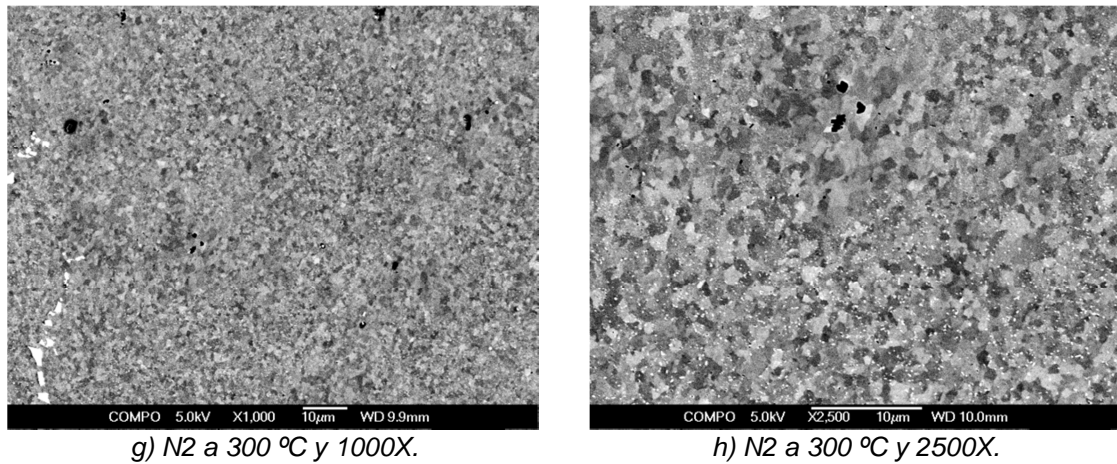


Figura 6.24. Microscopía electrónica de los engranajes forjados.

Para los engranajes forjados a partir de material predeformado se seleccionan 1000 aumentos para observar la microestructura general y 2500 aumentos para precisar el tamaño de grano. En todas las temperaturas estudiadas, como se observa en las imágenes a 1000 aumentos, la homogeneidad observada es muy superior a los engranajes forjados empleando material en estado recocido. La homogeneidad aumenta con la temperatura de forja y es mayor en el caso a 300 °C

Asimismo, el tamaño de grano también aumenta al incrementar la temperatura de forja. En las imágenes realizadas a 2500 aumentos, se comprueba que a 200 °C el tamaño de grano es inferior a 1 µm, a 250 °C el tamaño de grano es aproximadamente de 1 µm y a 300 °C es de 3 µm a 5 µm debido a la recristalización del material.

6.4. Recapitulación

En este capítulo se han estudiado la microdureza, la forjabilidad y la microestructura de los componentes mecánicos fabricados mediante forja isoterma a diferentes temperaturas y con diferentes materiales de partida. Se ha comprobado que los componentes mecánicos fabricados a partir de material de partida preprocesado por ECAE tienen mayor dureza, mayor ductilidad y una microestructura de grano más fino que los fabricados a partir de la AA5083 en estado recocido.

Para el álabe plano forjado con material predeformado a 175 °C se consigue una dureza un 22% mayor respecto al álabe forjado con material recocido y un aumento del 70 % respecto al material de partida en estado N0. El tamaño de grano se reduce hasta 300 nm, lo que representa una disminución de casi 1000 veces el tamaño de grano del material de partida.

En el álabe curvado tipo Francis los resultados son similares, con un incremento de la dureza del 25 % y una mejora en la homogeneidad de los álabes forjados con material predeformado por ECAE.

En los engranajes, el caso óptimo es el forjado a 200 °C a partir de material preprocesado por ECAE, con un aumento del 50 % de la dureza frente al material recocido (N0). Además, los engranajes forjados con material en estado recocido presentan grietas en la rebaba en todos los casos estudiados, mientras que en los engranajes forjados a más de 250 °C con material preprocesado por ECAE no aparecen grietas.

Por tanto el preprocesado por ECAE confiere mejores propiedades mecánicas a los elementos funcionales fabricados y permite la forja de estos a menor temperatura que los no predeformados.

En el siguiente capítulo se realizará el estudio de las propiedades mecánicas de diferentes elementos mecánicos forjados convencionalmente y su comparación con los forjados isotérmicamente.

CAPÍTULO 7

Análisis comparativo entre la forja convencional y la forja isoterma

7. ANÁLISIS COMPARATIVO ENTRE LA FORJA CONVENCIONAL Y LA FORJA ISOTERMA

En el presente capítulo se van a analizar las propiedades de las piezas fabricadas mediante forja convencional. Se va a realizar un estudio comparativo entre las piezas fabricadas a partir de material nanoestructurado y sin nanoestructurar a diferentes temperaturas iniciales de las probetas, así como con los componentes mecánicos forjados isotérmicamente. Se demostrará que no es posible la fabricación de algunos de los componentes mecánicos estudiados mediante forja convencional. Asimismo, se compararán los resultados experimentales con los obtenidos mediante simulación para determinar la evolución de la temperatura durante el proceso de forja convencional y comprobar la dificultad de controlar la temperatura en este tipo de procesos.

7.1. Análisis de propiedades del álabe plano

En el presente apartado se van a presentar los resultados obtenidos en la forja convencional de un álabe plano para la aleación de aluminio AA5083. Se emplea el mismo procedimiento que en el caso de forja isoterma para obtener la probeta inicial.

El procedimiento de forjado consiste en el calentamiento de un horno contiguo a la prensa hasta la temperatura de ensayo. Posteriormente, una vez alcanzada la temperatura del ensayo, se introduce una probeta durante 5 minutos. A continuación, se traslada la pieza hasta la prensa y se procede a la fabricación del álabe en el menor tiempo posible. El tiempo estimado desde que se retira la probeta del horno, se coloca en la prensa en posición correcta y comienza la forja es de unos 28 s. Este tiempo se divide en un enfriamiento de 12 s al aire (tiempo transcurrido desde la apertura del horno hasta el posicionamiento de la preforma en la matriz) y en un enfriamiento de 16 s de la probeta al estar en contacto con la matriz inferior (tiempo transcurrido desde el posicionamiento de la preforma en la matriz hasta el comienzo de la forja). La velocidad de la prensa es igual al caso de forja isoterma, es decir,

aproximadamente 50 mm/min. Los diferentes álabes, tanto para N0 como para N2 fueron forjados a 3 temperaturas de calentamiento inicial: 250 °C, 350 °C y 450 °C. Tanto para el estudio de microscopía como para el de medida de la microdureza se ha seleccionado la zona central del álabe, como se muestra en la Figura 7.1, debido a que es esta zona donde mayor es el valor de la deformación plástica y donde más tensiones soporta el álabe durante su funcionamiento.



Figura 7.1. Zona de estudio de microscopía y microdureza.

7.1.1. Estudio de microdurezas en el álabe plano

Para el estudio de la microdureza se han realizado medidas tanto en el material de partida tras 5 minutos de calentamiento en el horno, como en la zona de transición entre la raíz y el perfil aerodinámico del álabe tras ser forjado. Se han tomado 9 medidas de microdureza de forma aleatoria obteniendo la media y la desviación típica en cada pieza forjada.

Tras el tratamiento térmico a 250 °C, la microdureza de la AA5083 es de HV = 133,6; después del tratamiento térmico a 350 °C, la microdureza de la AA5083 es de HV = 92,2; mientras que tras el tratamiento térmico a 450 °C, la microdureza de la AA5083 es de HV = 87,0. Por tanto, el calentamiento durante 5 minutos de la probeta en el horno, afecta significativamente a las propiedades del material previamente procesado por ECAE. En la Tabla 7.1 y en la Figura 7.2 se muestran la media de la microdureza y su desviación típica en los álabes forjados.

En todos los casos, las propiedades mecánicas de los álabes forjados a partir de material preprocesado por ECAE son superiores a las del resto de álabes. Con un precalentamiento de 250 °C, los álabes fabricados con material predeformado tienen una dureza un 18,4 % mayor que los fabricados con material recocido. Los resultados obtenidos muestran la disminución de la microdureza al aumentar la temperatura de precalentamiento. Para los ensayos

realizados a partir de material recocido este descenso es reducido y lineal, mientras que para los álabes forjados a partir de material predeformado se produce un descenso del 20 % de la microdureza desde 250 °C hasta 350 °C. A 450 °C se mantiene la dureza obtenida para la temperatura de 350 °C. Esto es debido a la recristalización del material tras el precalentamiento a partir de 350 °C, hecho confirmado por el descenso de la microdureza del material en estas condiciones.

Estado	Temperatura (°C)	Microdureza media (HV)	Desviación típica Microdureza (HV)
N0	250	118,5	5,2
	350	113,5	6,3
	450	112,1	8,7
N2	250	140,3	4,1
	350	118,0	8,0
	450	118,9	5,1

Tabla 7.1. Microdureza (HV) de los álabes planos forjados.

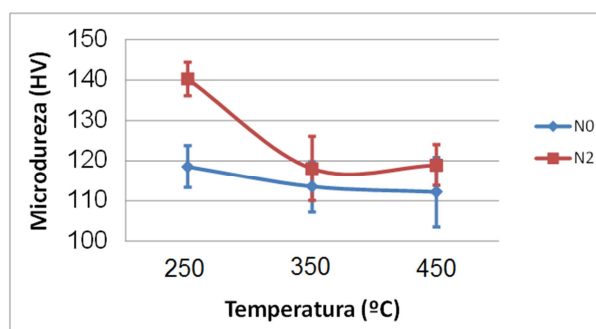


Figura 7.2. Evolución de la microdureza en los álabes forjados.

7.1.2. Estudio de microscopía óptica en el álabe plano

Además del estudio de microdurezas, se realiza un estudio de microscopía óptica. Asimismo, se presenta el estudio de las grietas surgidas durante el forjado de los álabes.

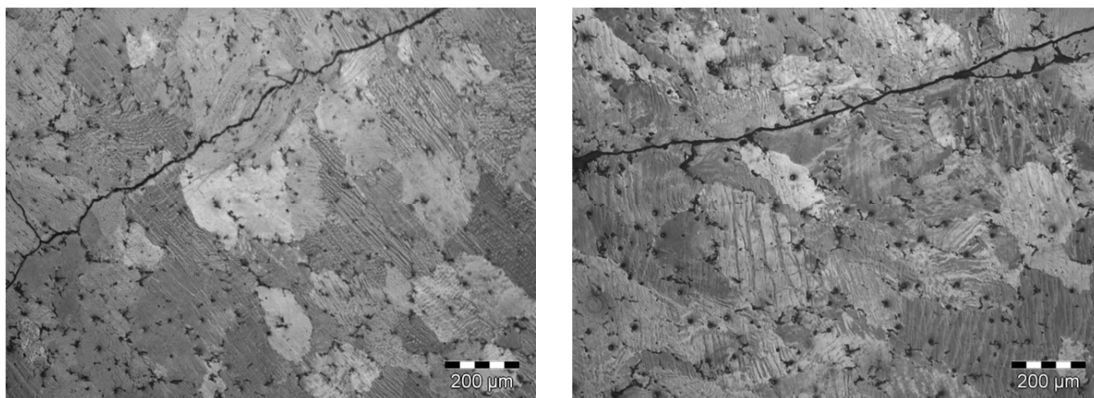
En la Figura 7.3 se muestran las grietas externas para los álabes forjados a partir de material de partida en estado N2 para temperaturas de precalentamiento de 250 °C y 350 °C. Para el material en estado recocido (N0) no se ha observado ninguna grieta externa. En lo que respecta al estado de partida N2, las temperaturas seleccionadas son demasiado bajas para poder realizar la forja convencional, ya que la temperatura de 450 °C es la única a la

que se forja el álabe sin la aparición de grietas. Conforme aumenta la temperatura de precalentamiento, el tamaño de grieta disminuye aunque siguen teniendo una longitud muy importante. Para el caso N2 con calentamiento a 250 °C durante 5 minutos, se observan grietas a lo largo de todo el álabe, tanto en el cuerpo como en la raíz. A la temperatura de 350 °C únicamente aparece una grieta en la raíz del álabe y a 450 °C no se aprecian grietas externas, ni internas.



Figura 7.3. Grietas externas de los álabes con material de partida en estado N2.

En lo que respecta a la existencia de grietas internas, en la Figura 7.4 se puede observar su aparición cuando el material de partida es predeformado por ECAE, precalentado a temperaturas de 250 °C y 350 °C y posteriormente forjado.



a) Temperatura 250 °C.

b) Temperatura 350 °C.

Figura 7.4. Grietas internas de los álabes con material de partida en estado N2.

El estudio de microscopía óptica se ha realizado tanto en el material a la salida del horno (tras 5 minutos de calentamiento) como en la zona media del álabe tras ser forjado. Las micrografías del material tras salir del horno después de 5 minutos de calentamiento se muestran en la Figura 7.5. Se observan las bandas de deformación propias del proceso de ECAE a la temperatura de

250 °C. A partir de 350 °C, se produce la recrystalización del material antes del proceso de forja, perdiendo parte de la mejora de propiedades del material al ser procesado por ECAE y dificultando el posterior proceso de forja. A 350 °C el tamaño de grano se encuentra entre 5 µm y 25 µm, mientras que a 450 °C el tamaño de grano aumenta hasta valores entre 20 µm y 50 µm.

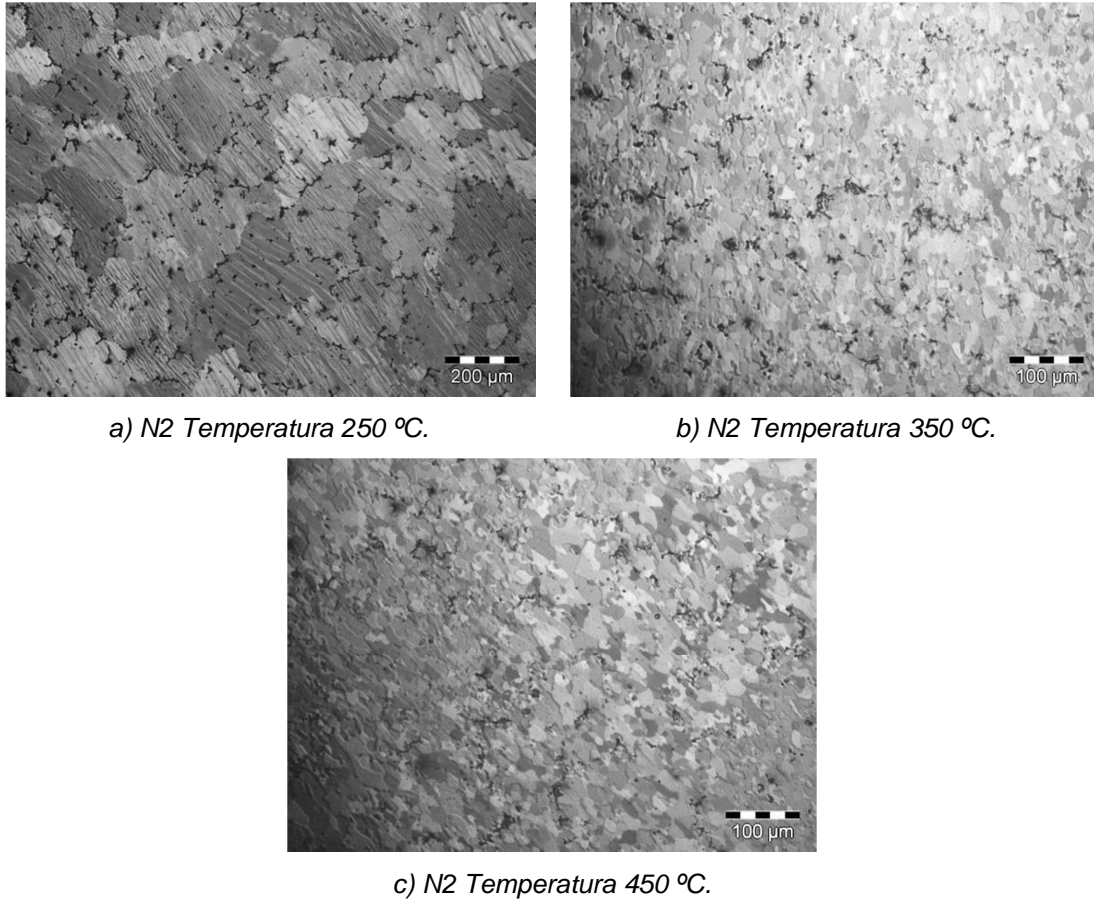


Figura 7.5. Microestructura de las probetas en estado N2 tras el precalentamiento.

Respecto a la microestructura de los álabes forjados, en el caso de material sin predeformar no aparecen signos de restauración ni de recrystalización. Únicamente con un precalentamiento de 450 °C pueden apreciarse bandas de deformación producidas por el proceso de forja convencional. Sin embargo, como se muestra en la Figura 7.6, para el material predeformado por ECAE se observan claramente estas bandas de deformación con precalentamientos bajos y al aumentar la temperatura de calentamiento previo a 350 °C y 450 °C se originan nuevos granos como consecuencia de la recrystalización del material.

En este caso, la temperatura óptima de calentamiento es de 450 °C en el caso de material previamente deformado por ECAE ya que es el único caso en el que no se producen grietas en el álabe. También puede tenerse en cuenta el calentamiento a 250 °C del material recocido ya que consigue forjar con una dureza similar al caso anterior (HV = 118), pero con un tamaño de grano entre 50 µm y 200 µm, valores muy superiores al tamaño de grano de álabe forjado con material previamente procesado por ECAE (entre 20 µm y 60 µm).

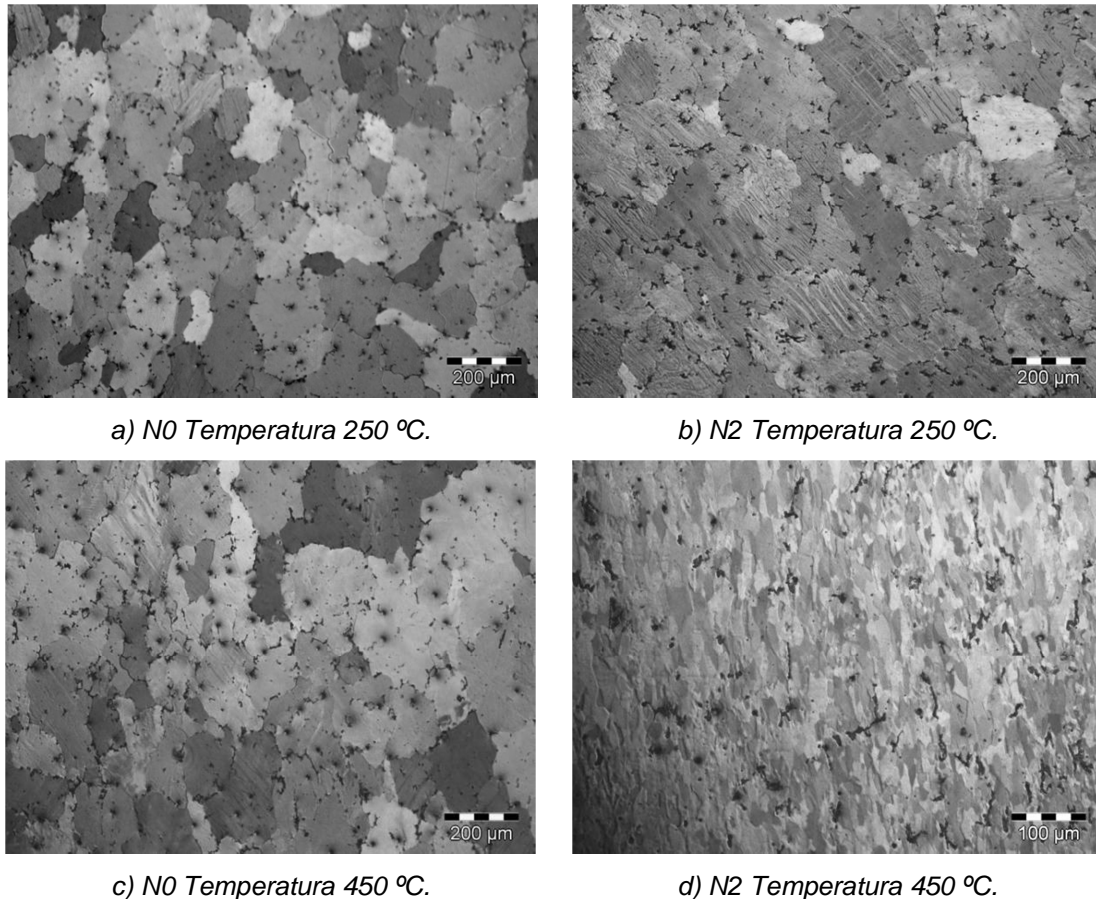


Figura 7.6. Microestructura del álabe plano tras ser forjado.

Con todos los datos recogidos se puede concluir que para forjar el álabe plano, el proceso de forja isoterma tiene más ventajas que el de forja convencional. La primera ventaja es la mayor dureza del álabe forjado. Mientras que en forja isoterma la condición óptima de forjado es a 175 °C y la microdureza del álabe forjado a esta temperatura es de HV = 133, en forja convencional la dureza alcanzada en el caso óptimo es de HV = 118.

Asimismo, la temperatura de precalentamiento requerida de este caso óptimo en la forja convencional es de 450 °C frente a los 175 °C de la forja

isoterma, por tanto el gasto energético es inferior en la forja isoterma. Por último, el control de la temperatura durante el proceso de forja es mucho más sencillo y reproducible en el caso de la forja isoterma, lo que conlleva a un mejor control de la microestructura de la pieza forjada.

7.2. Análisis de propiedades del álabe curvado tipo Francis

Se emplea el mismo procedimiento que en el caso de la forja isoterma para obtener la probeta inicial y el procedimiento de forjado es similar al del caso anterior del álabe plano. Los diferentes álabes curvados, se forjaron con un calentamiento inicial de la preforma de 250 °C, 350 °C y 450 °C, tanto para N0 como N2.

Tanto para el estudio de microscopía como para el de medida de la microdureza se ha seleccionado la zona central del álabe, debido a que el valor de la deformación plástica acumulada es homogéneo y similar a la mayor parte del álabe, tal y como se pudo comprobar en la simulaciones por volúmenes finitos. En la Figura 7.7 se puede comprobar la zona estudiada.

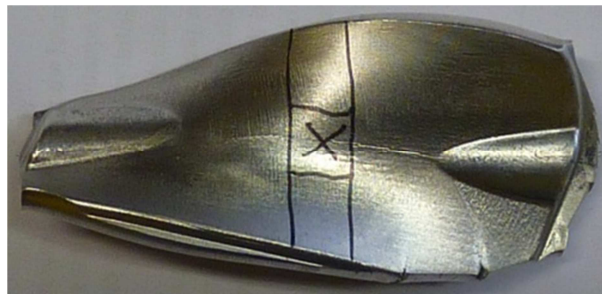


Figura 7.7. Zona de estudio de microscopía y microdureza.

7.2.1. Estudio de microdurezas en el álabe curvado

Los álabes forjados mediante forja convencional a partir de la AA5083 presentan grietas en la superficie lateral y ninguno de ellos logra ser forjado sin defectos, con lo que no se realiza el estudio de microdurezas al primar la consecución de la forja frente a las propiedades mecánicas obtenidas.

7.2.2. Estudio de microscopía óptica en el álabe curvado

Dentro del estudio de microscopía óptica, se realiza una comprobación de las muestras que forjan correctamente, es decir, las muestras que no presentan grietas tras ser forjadas. Mediante la forja convencional, no se logra forjar el material sin grietas para ningún caso estudiado. Se presentan a continuación varias imágenes de las grietas de los álabes curvados fabricados.

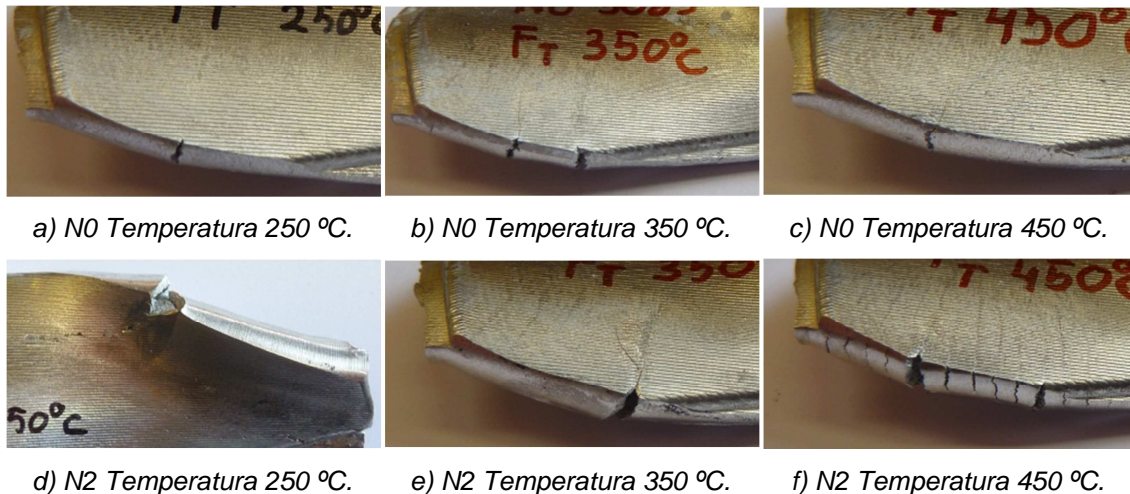


Figura 7.8. Grietas externas en el álabe curvado.

En la Figura 7.8 se observa como para el estado de partida N0 aparecen grietas en las 3 temperaturas de precalentamiento, aunque a medida que aumenta la temperatura de calentamiento el tamaño y número de grietas es menor. En lo que respecta al estado de partida N2, las temperaturas seleccionadas no son las adecuadas para poder realizar la forja convencional. Al aumentar la temperatura el tamaño de grieta disminuye, pero éstas siguen teniendo una longitud muy importante. En el caso realizado a 450 °C se observa que las grietas se localizan en la zona de la rebaba penetrando muy poco en la parte útil del álabe. De todos modos, el aumentar la temperatura de precalentamiento se produce una recristalización y crecimiento de grano excesivo, lo que conlleva la pérdida de propiedades mecánicas obtenidas al ser procesadas por ECAE. Debido a lo comentado anteriormente y a las mayores exigencias en la forjabilidad y en la capacidad de fluencia del material en el siguiente componente mecánico estudiado, no se utiliza la forja convencional para la fabricación de los engranajes.

7.2.3. Estudio de la temperatura mediante volúmenes finitos

El objetivo de este apartado es comprobar el proceso de calentamiento y enfriamiento de las piezas fabricadas mediante forja convencional empleando simulaciones en 3 dimensiones mediante volúmenes finitos

Se ha simulado el calentamiento en el horno durante 300 s, un enfriamiento de la probeta de 12 s al aire (tiempo transcurrido desde la apertura del horno hasta situar la preforma en la matriz), un enfriamiento de 16 s de la probeta al estar en contacto con la matriz inferior (tiempo que transcurre desde que se coloca la preforma hasta que la matriz superior entra en contacto con ella) y la forja final a 50 mm/min. El procedimiento para realizar las simulaciones es similar al realizado para las simulaciones del Capítulo 5.

Las condiciones de contorno de tipo térmico empleadas son las siguientes: En el proceso de calentamiento la temperatura inicial es de 25 °C, mientras que en el primer proceso de enfriamiento al aire la temperatura inicial es de 250 °C. En el resto de simulaciones, se emplea la temperatura final de la preforma de la anterior simulación exportando los resultados de temperatura de una simulación a otra. Asimismo, las matrices se encuentran inicialmente a 25 °C, valor que coincide con la temperatura del ambiente. Los valores de transferencia de calor al ambiente dependen de la temperatura tal y como se muestra en la Figura 7.9. Estos valores son típicos en la convección natural o ligeramente forzada mediante aire. Asimismo, los valores de transferencia de calor entre las matrices y la probeta dependen de la presión de contacto, empleando la gráfica mostrada en el Capítulo 4.

El material simulado es la AA5083 con las leyes de fluencia y propiedades comentadas en capítulos previos. Cabe destacar que el dominio de cálculo de los volúmenes finitos en el caso de las simulaciones de calentamiento en el horno y de enfriamiento al aire, sólo envuelve a la probeta, tal y como puede comprobarse en la Figura 7.9.

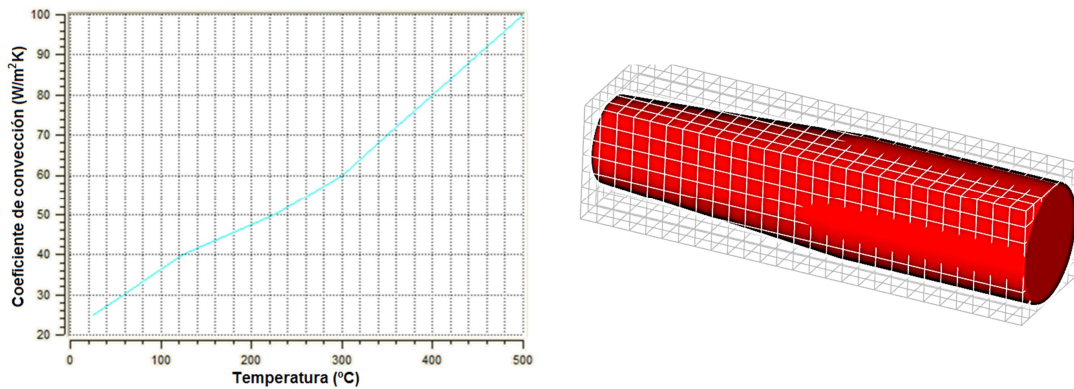


Figura 7.9. Valores de la convección natural y mallado mediante volúmenes finitos.

En la Figura 7.10 se muestra la variación de los resultados de temperatura durante el proceso de calentamiento en el horno a los 60 s y al final del proceso de calentamiento (300 s). Se comprueba que la preforma alcanza la temperatura objetivo de 250 °C con una gran homogeneidad en todo su volumen.

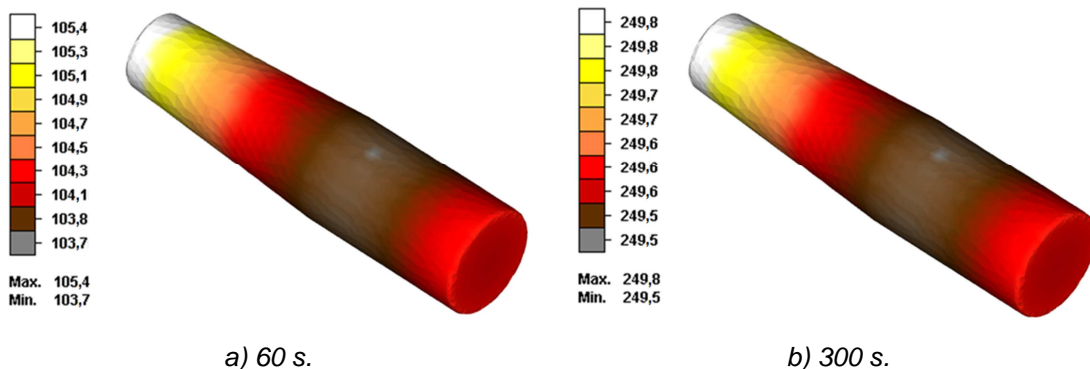


Figura 7.10. Variación de la temperatura (°C) en el horno de la preforma de álabe.

La Figura 7.11 muestra la evolución de la temperatura en la preforma desde que sale del horno hasta que es colocada en la matriz inferior de la prensa. Se muestran 2 tiempos diferentes de esta etapa: 4 s y 12 s. Se puede comprobar el descenso de la temperatura hasta 230 °C a los 12 s, que es cuando se coloca la probeta en la matriz. Esta temperatura puede variar si el tiempo es mayor al supuesto, ya que no siempre es fácil manipular estas preformas a altas temperaturas.

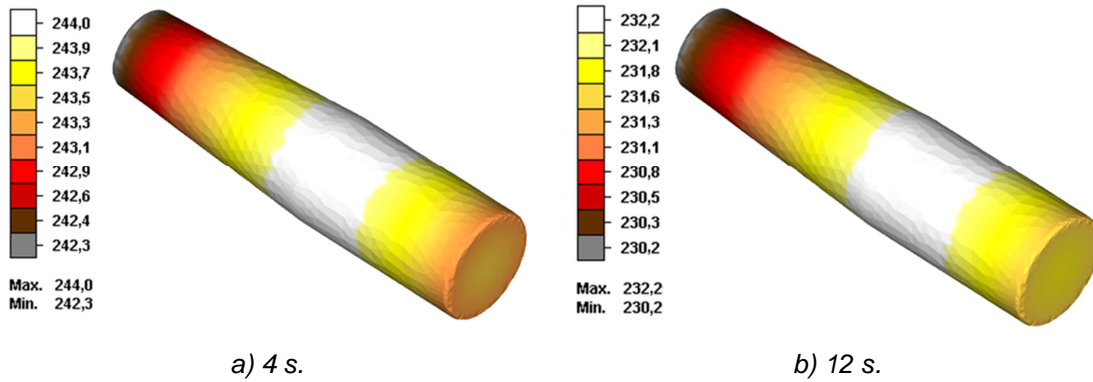


Figura 7.11. Variación de la temperatura (°C) desde el horno hasta la prensa.

Asimismo, en la Figura 7.12 se observa la variación de la temperatura en la probeta desde que la preforma es colocada en la matriz inferior hasta que la matriz superior hace contacto con la misma. A los 4 s se comprueba el descenso de temperatura hasta 200 °C y cuando empieza la forja (16 s) la temperatura llega a 160 °C, lo que conlleva una disminución en la forjabilidad de esta aleación.

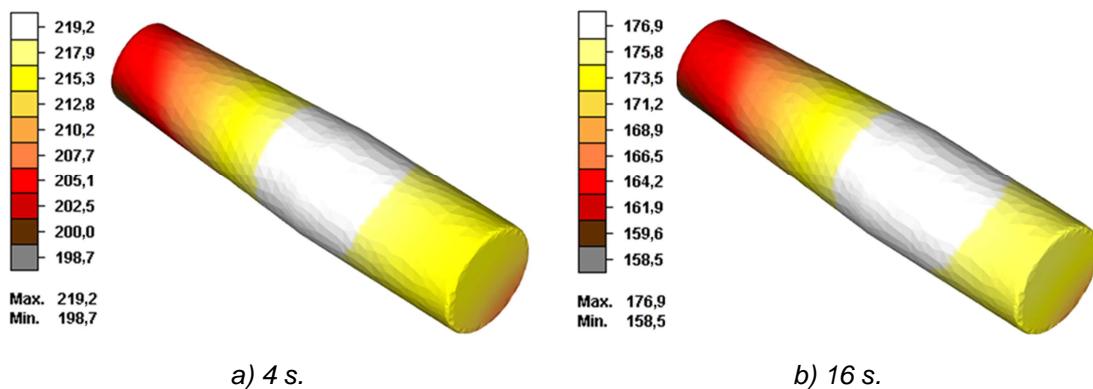


Figura 7.12. Variación de la temperatura (°C) durante el descenso de la matriz.

Finalmente, en la Figura 7.13 se muestra la evolución de la temperatura en la probeta durante el forjado convencional del álabe curvado tipo Francis. Se muestra la temperatura en tres valores de la carrera: 3, 8 y 12,5 mm. En un principio, la temperatura disminuye rápidamente debido a que la presión de contacto aumenta bruscamente en una parte de la probeta y el calor generado por la deformación es todavía pequeño, produciendo un gran gradiente térmico en la pieza forjada.

Posteriormente, se comprueba que la temperatura disminuye y se homogeneiza debido a la mayor zona de contacto entre la probeta y las matrices que están a temperatura ambiente. Por último, al final de la carrera, la temperatura sigue disminuyendo ligeramente hasta alcanzar los 30 °C.

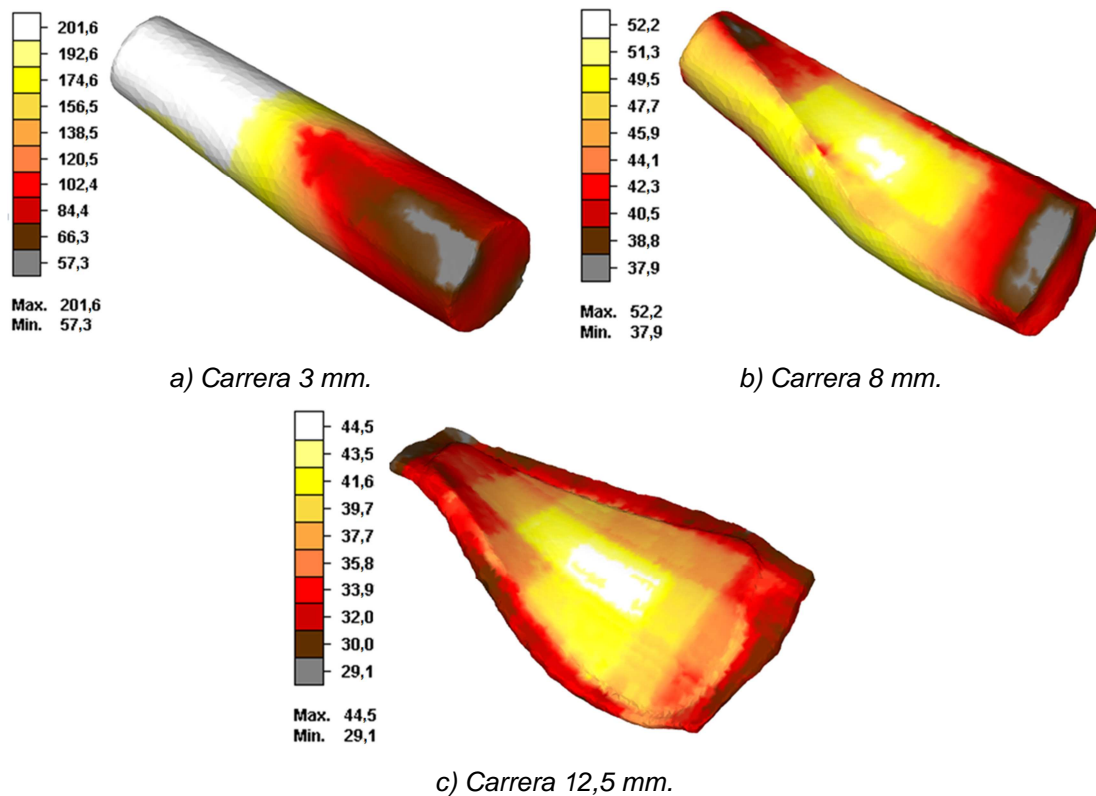


Figura 7.13. Variación de la temperatura ($^{\circ}\text{C}$) durante el forjado del álabe tipo Francis.

Con la realización de estas simulaciones se pone de manifiesto la dificultad de controlar y mantener la temperatura en la forja convencional de piezas de pequeño tamaño. Además, el manejo de este tipo de piezas a altas temperaturas supone un riesgo y no siempre se puede realizar con facilidad. Asimismo, la variación de los parámetros térmicos en las simulaciones realizadas hacen variar los resultados obtenidos de manera notable y su determinación es complicada.

Por estos motivos, la forja isoterma tiene una serie de ventajas como son el mejor control de la temperatura durante el proceso de forja, mayor facilidad a la hora de realizar los ensayos y menor dependencia de los parámetros térmicos al ser menor los gradientes de temperatura entre pieza y matrices.

7.3. Recapitulación

En el presente capítulo se han determinado las propiedades de diferentes componentes mecánicos forjados con un precalentamiento previo en

un horno. Además, se han comparado sus propiedades con las obtenidas mediante forja isoterma.

En el álabe plano con la AA5083 predeformada por ECAE se consigue un 12 % más de dureza a menor temperatura (175 °C frente a 450 °C) empleando la forja isoterma. El tamaño de grano obtenido en estas condiciones es de 300 a 500 nm para la forja isoterma frente al intervalo de 20 µm a 60 µm de la forja convencional. La forja isoterma tiene gran utilidad en casos en los que la aleación empleada tiene poca ductilidad y gran endurecimiento por deformación. Por tanto, la combinación de procesado por ECAE más forja convencional no es aplicable a la AA5083.

Asimismo, se ha demostrado mediante simulaciones por volúmenes finitos que con la forja isoterma se tiene un mejor control de la temperatura durante el proceso de deformación y un menor gradiente de temperatura entre pieza y matrices.

En el siguiente capítulo se resumirán las principales conclusiones de la presente Tesis Doctoral y los desarrollos futuros que complementarían el conocimiento de los procesos estudiados en este trabajo de investigación.

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. En el presente capítulo se han dividido en conclusiones generales y conclusiones particulares. 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 sobre la forja convencional y la forja isoterma de materiales nanoestructurados mediante deformación plástica severa (SPD) por extrusión en canal angular (ECAE), 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 alto interés con objeto de analizar la influencia de los diferentes parámetros en el diseño y desarrollo de matrices de forja.

Sin embargo, con objeto de tener mayor precisión en los resultados de las simulaciones es necesario el modelizado de las curvas de fluencia de las diferentes aleaciones en función de la temperatura y de la velocidad de compresión.

Asimismo, hay que determinar de forma precisa otros parámetros de proceso tales como la resistencia de contacto entre pieza y matriz y el valor del coeficiente de rozamiento en función de la temperatura con objeto de predecir la evolución de la temperatura y las fuerzas de procesado durante la forja.

8.2. Conclusiones particulares

Entre las principales conclusiones cabe destacar:

Se han modelizado las leyes de fluencia de la AA5083 hasta deformaciones reales de $\epsilon = 2,5$; en función de la temperatura y de la velocidad de compresión, a partir de los datos experimentales obtenidos mediante ensayos de compresión isoterma. Con ello, se obtiene mayor precisión en las simulaciones por elementos finitos y por volúmenes finitos.

Se han empleado procesos iterativos para la mejora de los diseños teniendo en cuenta la fuerza de procesado, la deformación impartida y el daño producido a las probetas, lo que ha posibilitado el fabricar matrices para forjar los siguientes elementos mecánicos nanoestructurados: álabes planos, álabes curvados tipo Francis y engranajes. Estos componentes funcionales nanoestructurados se han fabricado libres de fallos, lo que no había sido desarrollado con anterioridad.

Se ha comprobado la precisión de las simulaciones comparando los resultados experimentales con los obtenidos mediante simulación. De esta forma, se puede emplear este tipo de modelización como herramienta de diseño en futuros trabajos.

Se han determinado las condiciones óptimas de forja (temperatura, tratamientos térmicos) en cada componente fabricado mediante el análisis de la microdureza y de la microestructura.

Se ha comprobado una mejor forjabilidad de la AA5083 preprocesada por ECAE, en la forja isoterma, en relación a la forjabilidad de material no procesado previamente por ECAE. Asimismo, se ha determinado que la ausencia de grietas en la forja del material nanoestructurado se produce a menor temperatura de forja en los materiales previamente nanoestructurados por ECAE que en el material en estado recocido, lo que implica un menor coste asociado al proceso de forja ya que la temperatura de trabajo será menor.

Se ha mostrado que la microestructura de las muestras de la AA5083 previamente deformadas por ECAE y forjadas presentan tamaños de grano submicrométricos entre 300 nm y 500 nm tras los procesos de restauración dinámica y entre 1 μm y 5 μm tras la recristalización completa, frente a los 200 μm del tamaño de grano de la AA5083 en estado recocido.

La microdureza de los componentes mecánicos forjados a partir de material predeformado es muy superior a los fabricados con material recocido. En el caso óptimo, con la combinación de procesado por ECAE y forja isoterma, se consiguen incrementos de dureza de entre un 50 % y un 70 % en los diferentes componentes mecánicos fabricados frente al material de partida en estado recocido.

Se ha demostrado la mejora en la forjabilidad y en las propiedades mecánicas de los componentes fabricados en los casos que se ha empleado la forja isoterma frente a la forja convencional. Entre las ventajas que se han observado de la forja isoterma en relación con la forja convencional cabe señalar: el mejor control de la temperatura durante el proceso, las mejores propiedades mecánicas de las piezas forjadas y el menor gasto energético, al tener que calentar a menor temperatura las preformas.

A partir de lo anteriormente expuesto, se considera que con la presente Tesis Doctoral se ha avanzado en el conocimiento de la fabricación de elementos mecánicos a partir de material previamente nanoestructurado mediante procesos SPD y su posterior procesado mediante forja isoterma.

8.3. Desarrollos futuros

A partir del conocimiento adquirido en la elaboración de la presente Tesis Doctoral, se proponen las siguientes líneas de investigación:

Estudio de la anisotropía en el material consecuencia del preprocesado por ECAE, comparación de modelos desarrollados para elementos finitos y experimentación y estudio de la influencia de dicha anisotropía en posteriores procesos de forja.

Aplicación de métodos analíticos para comparar los resultados con los obtenidos de forma experimental.

Fabricación de componentes nanoestructurados, como los propuestos en la presente Tesis Doctoral, pero de mayor tamaño y/o con diferentes aleaciones.

Análisis de mapas de eficiencia y sensibilidad de la forja de diferentes aleaciones previamente procesadas mediante SPD con objeto de predecir la probabilidad de realizar la forja con éxito.

CAPÍTULO 9

Referencias

9. REFERENCIAS

1. Agha A.S.M., "A study of flow characteristics of nanostructured Al-6082 alloy produced by ECAP under upsetting test" *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, pp. 856-863, 2009.
2. Altan T., Ngaile G., Shen G., "Cold And Hot Forging: Fundamentals And Applications" ASM International, First Edition, 2005.
3. Alves M.L., Rodrigues J.M.C., Martins P.A.F., "Cold forging of gears: experimental and theoretical investigation" *Finite Elements in Analysis and Design*, Vol. 37, pp. 549-558, 2001.
4. Beygelzimer Y., Orlov D.V., Varyukhin V.N., "A new severe plastic deformation method: twist extrusion" *TMS Annual Meeting*, pp. 297-304, 2002.
5. Chakkingal U., Suriadi A.B., Thomson P.F., "Microstructure development during equal channel angular drawing of Al at room temperature", *Scripta Materialia*, Vol. 39, pp. 677-684, 1998.
6. Chaudhury P.K., Cherukuri B., Srinivasan R., "Scaling up of equal-channel angular pressing and its effect on mechanical properties, microstructure, and hot workability of AA 6061" *Materials Science and Engineering A*, Vol. 410-411, pp. 316-318, 2005.
7. 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.
8. Chowdhury S.G., Mondal A., Gubicz J., Krállics G., Fodor Á., "Evolution of microstructure and texture in an ultrafine-grained Al6082 alloy during severe plastic deformation" *Materials Science and Engineering A*, Vol. 490, pp. 335-342, 2008.
9. Cisar L., Yoshida Y., Kamado S., Kojima Y., Watanabe F., "Microstructures and Tensile Properties of ECAE-Processed and Forged AZ31 Magnesium Alloy" *Materials Transactions*, Vol. 44, pp. 476-483, 2003.
10. Douglas R., Kuhlmann D., "Guidelines for precision hot forging with applications" *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 98, pp. 182-188, 2000.
11. El-Danaf E.A., Soliman M.S., Almajid A.A., "Effect of deformation path change on plastic response and texture evolution for 1050 Al pre-deformed by ECAP and subsequently plane strain compressed" *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 2547-2558, 2010.
12. Eyercioglu O., Kutuk M.A., Yilmaz N.F., "Shrink fit design for precision gear forging dies" *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, pp. 2186-2194, 2009.
13. Ferrasse S., Segal V.M., Alford F.I., Kardokus J.I., Strothers S.I., "Scale up and application of equal-channel angular extrusion for the electronics and aerospace industries" *Materials Science and Engineering A*, Vol. 493, pp. 130-140, 2008.

14. Forcellese A., Gabrielli F., "Warm forging of aluminium alloys: a new approach for time compression of the forging sequence" *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, Vol. 40, pp. 1285-1297, 2000.
15. Furukawa M., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G., "The use of severe plastic deformation for microstructural control" *Materials Science and Engineering A*, Vol. 324, pp. 82-89, 2002.
16. Ghosh A.K., "Investigation and Application of Severe Plastic Deformation", Ed. Kluwer Academic Publishers 2000.
17. 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.
18. Hartley P., Pillinger I., "Numerical simulation of the forging process" *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, Vol. 195, pp. 6676-6690, 2006.
19. 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.
20. Huang Y., Humphreys F.J., "Transient dynamic recrystallization in an aluminium alloy subjected to large reductions in strain rate" *Acta Materialia*, Vol. 45, pp. 4491-4503, 1997.
21. Huang Y., Prangnell P.B., "Continuous frictional angular extrusion and its application in the production of ultrafine-grained sheet metals" *Scripta Materialia*, Vol. 56, pp. 333-336, 2007.
22. Huarte B., Luis C.J., Puertas I., León J., Luri R., "Optical and mechanical properties of an Al-Mg alloy processed by ECAE" *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.162-163, pp. 317-326, 2005.
23. Humphreys F.J., Hatherly M., "Recrystallization and related annealing phenomena" Elsevier, Second Edition, 2004.
24. Iwahashi Y., Wang J., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G., "Principle of equal-channel angular peessing for the processing of ultra-fine grained materials" *Scripta Materialia*, Vol. 35, pp. 143-146,1996.
25. Jensrud O., Pedersen K., "Cold forging of high strength aluminum alloys and the development of new thermomechanical processing" *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 80-81, pp. 156-160, 1998.
26. Jung K.H., Kim D.K., Im Y.T., Lee Y., "Prediction of the effects of hardening and texture heterogeneities by finite element analysis based on the Taylor model" *International Journal of Plasticity*, Vol. 42, pp. 120-140, 2013.
27. Kapoor R., Chakravartty J.K., "Deformation behavior of an ultrafine-grained Al-Mg alloy produced by equal-channel angular pressing" *Acta Materialia*, Vol 55, pp. 5408-5418, 2007.

28. Kim J.H., Hwang S.K., Im Y.T., Son I.H., Bae C.M., "High-strength bolt-forming of fine-grained aluminum alloy 6061 with a continuous hybrid process" *Materials Science and Engineering A*, Vol. 552, pp. 316-322, 2012.
29. Kim W.J., Sa Y.K., Kim H.K., Yoon U.S., "Plastic forming of the equal-channel angular pressing processed 6061 aluminum alloy" *Materials Science and Engineering A*, Vol. 487, pp. 360-368, 2008.
30. Kim W.J., Sa Y.K., Kim H.K., Yoon U.S., "Plastic forming of the equal-channel angular pressing processed 6061 aluminum alloy" *Materials Science and Engineering A*, Vol. 487, pp. 360-368, 2008.
31. Langdon T.G., "The principles of grain refinement in equal-channel angular pressing" *Materials Science and Engineering A*, Vol 462, pp. 3-11, 2007.
32. Lee J.C., Seok H.K., Han J.H., Chung Y.H., "Controlling the textures of the metal strips via the continuous confined strip shearing (C2S2) process" *Materials Research Bulletin*, Vol. 36, pp. 997-1004, 2001.
33. 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.
34. Lee M.C., Chung S.H., Jang S.M., Joun M.S., "Three-dimensional simulation of forging using tetrahedral and hexahedral elements" *Finite Elements in Analysis and Design*, Vol. 45, pp. 745-754, 2009.
35. Lemaitre J., Lippmann H., "A Course on damage mechanics" Springer, Second Edition, 1996.
36. León J., Luis 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.
37. Li H.Z., Wang H.J., Liang X.P., Liu H.T., Liu Y., Zhang X.M., "Hot deformation and processing map of 2519A aluminum alloy" *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, pp. 1548-1552, 2011.
38. 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.
39. Liu J., Cui Z., "Hot forging process design and parameters determination of magnesium alloy AZ31B spur bevel gear" *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, pp. 5871-5880, 2009.
40. Luis C.J., "On the correct selection of the channel die in ECAP processes" *Scripta Materialia*, Vol. 50, pp. 387-393, 2004.
41. Luis C.J., González P.A., Gil J., Alkorta J., "Procesado continuo de materiales metálicos mediante deformación plástica en canal poliangular", Pat. 2224787, 2002.

42. Luis C.J., León J., Salcedo D., Luri R., Puertas I., Fuertes J.P., "Experimental analysis of both mechanical and microstructure properties obtained in the isothermal forging of a straight blade previously nano-structured by ECAE" 15th International Conference on Advances in Materials & Processing technologies, Wollongong, Australia, AMPT 2012.
43. Luis C.J., Luri R., "Study of the ECAE process by the upper bound method considering the correct die design" *Mechanics of Materials*, Vol. 40, pp. 617-628, 2008.
44. Luis C.J., Luri R., León J., "Strain and temperature analysis of AA-1370 processed by ECAE at different temperatures" *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 164-165, pp. 1530-1536, 2005.
45. Luis C.J., Luri R., Salcedo D., León J., Puertas I., Fuertes J.P., "FEM analysis of the processing conditions for obtaining straight blades by isothermal forging of a nano-structured Aluminium-Magnesium Alloy" 15th International Conference on Advances in Materials & Processing technologies, Wollongong, Australia, AMPT 2012.
46. Luis C.J., Puertas I., León J., Luri R., Salcedo D., Pérez I., Fuertes J.P., "Dispositivo y método de compresión múltiple en canal angular", Patente ES 2 365 483 B2, fecha de presentación: 26.03.2010, fecha de publicación de la concesión: 28.02.2013.
47. Luis C.J., Puertas I., Salcedo D., León J., Pérez I., "Comparison between FEM and Experimental Results in the Upsetting of Nano-Structured Materials" *Materials Science Forum* Vol. 713, pp 31-36, 2012.
48. Luis C.J., Salcedo D., León J., Luri R., Puertas I., Fuertes J.P., "Procedimiento de fabricación de elementos mecánicos de geometría hueca con estructura submicrométrica o nanométrica" Patente con solicitud P201330404, fecha de solicitud: 2.03.2013.
49. Luis C.J., Salcedo D., León J., Puertas I., Fuertes J.P., Luri R., "Manufacturing of nanostructured rings from previously ECAE processed AA5083 alloy by isothermal forging" *Journal of Nanomaterials*, in press.
50. Luis C.J., Salcedo D., León J., Puertas I., Luri R., Fuertes J.P., "Design and FEM analysis of the manufacturing of a Francis turbine blade from material previously nano-structured by ECAE" 15th International Conference on Advances in Materials & Processing technologies, Wollongong, Australia, AMPT 2012.
51. Luri R., Luis C.J., "Upper bound analysis of the ECAE process by considering strain hardening materials and three dimensional rectangular dies" *Journal of Manufacturing Science Engineering*, Vol. 130, 2008.
52. Luri R., Luis 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, pp. 48-56, 2011.
53. Luri R., Luis C.J., Salcedo D., León J., Puertas I., Fuertes J.P., "FEM analysis of the isothermal forging of a connecting rod from material previously deformed by ECAE" 5^o Congreso Internacional de la Sociedad de Ingeniería de Fabricación, Zaragoza, España, CISIF 2013.

54. Mazurina I., Sakai T., Miura H., Sitdikov O., Kaibyshev R., "Grain refinement in aluminum alloy 2219 during ECAP at 250 °C" *Materials Science and Engineering A*, Vol. 473, pp. 297-305, 2008.
55. 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.
56. Nikulin I., Kaibyshev R., Sakai T., "Superplasticity in a 7055 aluminum alloy processed by ECAE and subsequent isothermal rolling" *Materials Science and Engineering A*, Vol. 407, pp. 62-70, 2005.
57. Peng D.S., Yao B.Q., Zuo T.Y., "The experimental simulation of deformation behavior of metals in the Conform" *Inst. Min. Metall.* Vol. 21, pp. 492-498, 1990.
58. Poortmans S., Duchêne L., Habraken A.M., Verlinden B., "Modelling compression tests on aluminium produced by equal channel angular extrusion" *Acta Materialia*, Vol. 57, pp. 1821-1830, 2009.
59. Puertas I., Luis 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*, DOI: 10.1016/j.matdes.2013.05.089.
60. Puertas I., Luis C.J., Salcedo D., León J., Luri R., Fuertes J.P., "Isothermal upset forging of AA5083 after severe plastic deformation by ECAE" 8th Conference on Intelligent Computation in Manufacturing Engineering, Ischia, Italy, CIRP ICME 2012.
61. Puertas I., Luis C.J., Salcedo D., Pérez I., "Experimental analysis of nano-structured materials forging by using plane-shape dies" *AIP Conference Proceedings*, Vol. 1431, pp. 91-99, 2012.
62. Puertas I., Luis C.J., Salcedo D., Pérez I., "Experimental analysis of nano-structured materials forging by using plane-shape dies" 4º Congreso Internacional de la Sociedad de Ingeniería de Fabricación, Cádiz, España, CISIF 2011.
63. Rao K.P., Prasad Y.V.R.K., Suresh K., "Materials modeling and simulation of isothermal forging of rolled AZ31B magnesium alloy: Anisotropy of flow" *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 2545-2553, 2011.
64. Richert J., Richert M., *Aluminium*, Vol. 62, pp: 604, 1986.
65. Saito Y., Utsunomiya H., Suzuki H., Sakai T., "Improvement in the *r*-value of aluminum strip by a continuous shear deformation process" *Scripta Materialia*, Vol. 42, pp. 1139-1144, 2000.
66. Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N., Sakai T., "Novel ultra-high straining process for bulk materials development of the accumulative roll-bonding (ARB) process" *Acta Materialia*, Vol. 47, pp. 579-583, 1999.
67. Salcedo D., Luis C.J., León J., Luri R., Puertas I., "A Method for Obtaining Spur Gears from Nanostructured Materials" *Advanced Materials Research* Vol. 498, pp 7-12, 2012.

68. Salcedo D., Luis C.J., Luri R., León J., "FEM analysis of spur gears forging from nanostructured materials" 4^o Congreso Internacional de la Sociedad de Ingeniería de Fabricación, Cádiz, España, CISIF 2011.
69. Salcedo D., Luis C.J., Luri R., León J., "FEM analysis of spur gears forging from nanostructured materials" Conference Proceedings, Vol. 1431, pp. 692-701, 2012.
70. Segal V.M., Reznikov V.I., Drobyshevsky A.E., Kopylov V.I., Russian Metallurgy, Vol. 1, pp. 971-974, 1981.
71. Segal V.M., Reznikov V.I., Drobyshevskiy A.E., Kopylov V.I., "Plastic working of metals by simple shear" translation. Russian metallurgy. pp. 99-105, 1981.
72. Shan D., Liu F., Xu W., Lu Y., "Experimental study on process of precision forging of an aluminium-alloy rotor" Journal of Materials Processing Technology, Vol. 170, pp. 412-415, 2005.
73. 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.
74. 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.
75. 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.
76. Wagoner R.H., Chenot J.L., "Fundamentals of metal forming" John Wiley & Sons, First Edition, 1996.
77. Wilson W.R.D., Schmid S.R., Liu J., "Advanced simulations for hot forging: heat transfer model for use with the finite element method" Journal of Materials Processing Technology, Vol. 155-156, pp. 1912-1917, 2004.
78. Yanagida A., Joko K., Azushima A., "Formability of steels subjected to cold ECAE process" Journal of Materials Processing Technology, Vol. 201, pp. 390-394, 2008.
79. 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.
80. Zhang Q., Felder E., Bruschi S., "Evaluation of friction condition in cold forging by using T-shape compression test" Journal of Materials Processing Technology, Vol. 209, pp. 5720-5729, 2009.
81. Zhang Y., Shan D., Xu F., "Flow lines control of disk structure with complex shape in isothermal precision forging" Journal of Materials Processing Technology, Vol. 209, pp. 745-753, 2009.
82. 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.
83. Dieter G.E., Schmidt L.C., "Engineering design" McGraw-Hill, Fifth Edition, 2012.

