



UNIVERSIDAD DE CANTABRIA

ESCUELA DE DOCTORADO DE LA UNIVERSIDAD DE CANTABRIA

DOCTORADO EN INGENIERÍA INDUSTRIAL: TECNOLOGÍAS DE DISEÑO Y
PRODUCCIÓN INDUSTRIAL

**Mejora del proceso de calibración numérica de un modelo
constitutivo de material para la simulación del *springback* en
estampación metálica**

*Numerical calibration process improvement of a constitutive material model
for springback simulation in sheet metal forming*

Memoria de Tesis Doctoral presentada para optar al título de Doctor
por la Universidad de Cantabria

Presentada por:

César Aguado Vela

Dirigida por:

**Dr. Ana de Juan de Luna
Dr. Miguel Iglesias Santamaría**

Santander, 2025

Resumen

En la industria del conformado de chapa, la recuperación elástica (*springback*) sigue siendo una de las fuentes más persistentes de desviaciones geométricas y no conformidades. Tras retirar la pieza del troquel, esta se aleja de la forma objetivo y compromete tolerancias críticas, generando problemas de acoplamiento, holguras indeseadas y ajustes en operaciones de ensamblaje. Estas desviaciones obligan a iteraciones de puesta a punto y compensaciones geométricas del troquel, lo que incrementa los costes y consume capacidad productiva. La tasa de rechazo y el tiempo adicional de puesta a punto impactan directamente el plazo de industrialización, el coste total de propiedad del utillaje y la previsibilidad del proceso. El efecto se agrava en piezas delgadas y con radios ajustados, donde pequeñas variaciones tribológicas o de material se traducen en cambios apreciables en la recuperación elástica. El fenómeno es, además, multiparamétrico: depende de la anisotropía, la historia de carga, el efecto Bauschinger, la degradación del módulo elástico, la fricción y las condiciones de proceso, lo que dificulta su modelización y control. Por todo ello, anticipar y compensar *springback* con alta fidelidad se ha convertido en una prioridad en sectores como automoción y línea blanca para reducir iteraciones físicas, acortar plazos y asegurar la calidad dimensional.

El control del retorno elástico (*springback*) en el conformado en frío de chapas metálicas sigue siendo un desafío crítico que condiciona tanto la precisión dimensional como los costes de desarrollo en la industria. Esta tesis se enmarca en un contexto de transición hacia estrategias de validación virtual (*Virtual Release*), donde la simulación numérica pretende sustituir la mayor parte de los ensayos físicos a fin de acortar plazos y reducir incertidumbres. El trabajo se ha desarrollado en colaboración con el Centro de Competencia de Gas de BSH Home Appliances Group y toma como caso de estudio una pieza real de una placa de cocción a gas, típicamente una de las más costosas de validar por su sensibilidad geométrica y por el impacto económico de eventuales rediseños. La sinergia entre caracterización experimental y modelización mecánica mediante elementos finitos constituye, por tanto, el hilo conductor de la investigación, con el objetivo último de anticipar el *springback* con suficiente fidelidad para compensarlo en fase de diseño.

El objetivo general es proponer, implementar y validar una metodolo-

gía experimental-numérica de calibración inversa que permita identificar con robustez los parámetros de modelos constitutivos avanzados capaces de predecir dicho *springback* en aceros inoxidables austeníticos metaestables. Se analizan dos formulaciones: un modelo con criterio de fluencia YLD2000 y endurecimiento de Chaboche-Rousselier, y un modelo YoshidaUemori con endurecimiento mixto y evolución del módulo elástico.

La contribución metodológica se articula alrededor de un banco de ensayos concebido para excitar estados de deformación suficientemente diversos con un coste experimental contenido. Se diseñaron dos geometrías de probeta: una en forma de *U*, ampliamente utilizada en estudios previos, y otra en forma de *W*, una geometría novedosa que incorpora una etapa adicional de reembutición. Ambas conformadas en un útil modular que permite combinar diferentes radios de matriz, variar los niveles de fuerza del pisador como las velocidades del punzón. Todo ello unido a probetas extraídas con diferentes orientaciones respecto a la dirección de laminación genera una matriz de combinaciones adecuada para calibrar parámetros en modelos avanzados de material.

Tras el conformado, la medición geométrica se realiza por visión artificial 2D empleando una placa con fiduciales ArUco para fijar escala y ortogonalidad. El flujo de medición detección, refinamiento subpíxel y ajuste geométrico de perfiles proporciona la base numérica a partir de la cual se definen magnitudes angulares y de curvatura que sintetizan la geometría final de cada probeta.

La cadena numérica se implementa en LS-DYNA siguiendo prácticas consolidadas para procesos de embutición, corte y descarga elástica, con modelización detallada del contacto, del comportamiento anisotrópico y de las condiciones de contorno que gobiernan la transferencia de cargas durante el conformado. Este entorno permite reproducir la secuencia de fabricación y cuantificar la recuperación elástica de manera coherente con los ensayos, facilitando contrastes directos en configuraciones industriales.

La calibración de parámetros del modelo YoshidaUemori se aborda como un problema de optimización global resuelto mediante algoritmos genéticos, integrados en un flujo de automatización que gestiona la generación de casos, el lanzamiento de simulaciones, el posprocesado geométrico y el cálculo de la función objetivo.

En síntesis, la tesis demuestra que una estrategia de calibración inversa basada en probetas U/W, medición por visión artificial y optimización evolutiva acelera y simplifica la identificación de parámetros en modelos de material avanzados, aportando una alternativa práctica a ensayos cíclicos complejos sobre lámina delgada. En términos operativos, el flujo propuesto habilita campañas paramétricas extensas y reproducibles con costes experimentales contenidos y un grado de automatización alto, alineándose con la hoja de ruta industrial hacia el *Virtual Release*.

Índice general

Resumen	I
Índice	VI
Índice de figuras	VI
Índice de cuadros	xv
1 Introducción	1
1.1 Contexto y motivación	1
1.1.1 Del empirismo a la simulación numérica avanzada	3
1.1.2 Desafíos en la predicción de la recuperación elástica	4
1.1.3 Marco contextual	9
1.2 Objetivos de la tesis	10
1.3 Estructura de la Tesis	11
2 Antecedentes y revisión de la literatura	13
2.1 Deformación plástica de los aceros inoxidables austeníticos metastaestables	13
2.1.1 Composición química y microestructura	13
2.1.2 Termodinámica de las transformaciones martensíticas inducidas por deformación	15
2.2 Factores que afectan la transformación a martensita α' inducida por deformación	18
2.2.1 Efecto de la composición química	18
2.2.2 Efecto de la temperatura	18
2.2.3 Efecto del estado tensional y de deformación	19
2.2.4 Efecto del tamaño de grano de la austenita	19
2.2.5 Efecto de la tasa de deformación	20
2.2.6 Efecto de la anisotropía	20
2.3 Procesos de conformado en frío de láminas metálicas	21
2.3.1 Introducción al conformado en frío	21
2.3.2 Deformación plástica	23

2.3.2.1	Deformación plástica vs. deformación elástica	23
2.3.2.2	Fundamentos de la deformación plástica en metales	24
2.3.2.3	Efectos de la temperatura y la velocidad de deformación en el comportamiento Plástico	25
2.3.3	Fenómeno de recuperación elástica (<i>springback</i>)	25
2.4	Modelos constitutivos del material	26
2.4.1	Propiedades elásticas fundamentales	27
2.4.2	Endurecimiento plástico	28
2.4.2.1	Endurecimiento de metales	29
2.4.2.2	Endurecimiento isotrópico	31
2.4.2.3	Endurecimiento cinemático	33
2.4.2.4	Endurecimiento mixto isotrópico-cinemático	35
2.4.2.5	Yoshida-Uemori: Modelo de endurecimiento	39
2.4.2.6	C-R: Modelo de endurecimiento	42
2.4.2.7	Modelos basados en la física del endurecimiento	44
2.4.3	Criterios de fluencia anisotrópica	45
2.4.3.1	Anisotropía de chapas metálicas	45
2.4.3.2	Hipótesis de la regla de flujo asociada	47
2.4.3.3	Modelos de fluencia anisotrópica	49
2.4.3.4	YLD2000: Modelo de fluencia anisotrópica	55
2.4.3.5	YLD2000: Aplicaciones y Limitaciones	58
2.4.4	Degradación del módulo elástico	60
2.4.4.1	Mecanismos de Degradación del Módulo elástico	61
2.4.4.2	Modelos de evolución del módulo elástico	62
2.4.5	Modelos constitutivos de material estudiados en este trabajo	65
2.4.5.1	Modelo 1: MAT_133	65
2.4.5.2	Modelo 2: MAT_242	67
3	Modelizado numérico del sistema de conformado	71
3.1	Descripción del sistema de conformado	71
3.1.1	Material y recorte inicial	71
3.1.2	Sistema de embutición	75
3.1.3	Proceso de fabricación y medición	76
3.2	Implementación numérica del proceso de conformado	78
3.2.1	Metodología del análisis numérico	78
3.2.2	Software empleado para la simulación	79
3.2.3	Descripción del modelo numérico empleado	82
3.2.4	Estrategia y parámetros del mallado	84
3.2.5	Definición y orientación del comportamiento anisotrópico del material	86
3.2.6	Formulación y tratamiento numérico de los contactos	86
3.2.7	Aplicación de técnicas de mallado adaptativo	88
3.2.8	Configuración inicial y condiciones de simulación	89

3.2.9	Resultados intermedios: transición de fase de embutición a fase de corte	92
3.2.10	Simulación numérica del proceso de corte horizontal y vertical	94
3.2.11	Ánálisis implícito y evaluación del <i>springback</i>	95
3.3	Implementación numérica de los modelos constitutivos de material estudiados en este trabajo	98
3.3.1	Modelo de Material 1: MAT_133	99
3.3.1.1	Determinación de parámetros e implementación en Ls-Dyna	99
3.3.1.2	Parámetros del Modelo	102
3.3.2	Modelo de Material 2: (MAT_242)	105
3.3.2.1	Determinación tradicional de parámetros e implementación en Ls-Dyna	105
3.3.2.2	Parámetros del modelo	108
4	Propuesta de mejora del proceso de calibración del modelo Yoshida-Uemori para el endurecimiento y la degradación del módulo elástico	111
4.1	Limitaciones del enfoque tradicional para la calibración del modelo de Yoshida	111
4.2	Motivación y objetivos específicos de la Propuesta	113
4.3	Nueva propuesta de diseño experimental	114
4.3.1	Diseño y fabricación del útil de conformado para el nuevo ensayo experimental	115
4.3.1.1	Parametrización del útil	117
4.3.1.2	Fabricación del útil y preparación de muestras	118
4.3.2	Procedimiento de conformado y recuperación Elástica	121
4.4	Medición experimental de probetas mediante Visión Artificial	123
4.4.1	Escaneado Digital del Perfil 2D	124
4.4.2	Extracción del Perfil	128
4.4.3	Ánálisis del Perfil	130
4.4.4	Construcción de la Base de Datos Experimental	135
4.5	Modelo numérico del experimento	141
4.6	Calibración de parámetros mediante algoritmos genéticos	144
4.6.1	Avances metodológicos en la calibración del modelos constitutivos	144
4.6.2	Algoritmos genéticos: fundamentos y características	146
4.6.3	Flujo metodológico de la optimización	150
4.6.4	Espacio Paramétrico	153
4.6.5	Primera Generación	153
4.6.6	Metodología y Gestión Computacional en Paralelo a Gran Escala	154
4.6.7	Evaluacion de Individuos	157

4.6.7.1	Automatización de la ejecución y monitoreo de simulaciones	157
4.6.7.2	Postprocesamiento automatizado de resultados	157
4.6.7.3	Medición de Probetas numéricas	158
4.6.7.4	Evaluación de la Función Objetivo (Fitness)	160
4.6.8	Evolucion	163
4.6.8.1	Representación de Individuos y Evaluación de Aptitud	163
4.6.8.2	Selección y Elitismo	163
4.6.8.3	Cruce Binario Simulado (SBX)	163
4.6.8.4	Mutación Gaussiana con Control de Límites	165
4.6.8.5	Generación de Nueva Población	166
5	Resultados y Validación	167
5.1	Coeficiente de fricción en simulaciones de estampación en frío	167
5.1.1	Caracterización numérico-experimental del coeficiente de fricción	168
5.1.2	Ánalisis de sensibilidad del coeficiente de fricción sobre variables clave del proceso de conformado	170
5.2	Evolución del Algoritmo Genético	177
5.2.1	Distribución inicial de la población	177
5.2.2	Evolución del Fitness	179
5.2.3	Varianza del fitness y dispersión poblacional	184
5.2.4	Evolución Geometrica	190
5.2.5	Evolucion Parametros	192
5.2.6	Individuo Óptimo Final	199
5.3	Resultados Experimentales Pieza Industrial	200
5.4	Resultados Numéricos Pieza Industria	204
5.4.1	Modelo YLD2000: resultados y validación	204
5.4.2	Modelo Yoshida-Uemori: resultados y validación	206
5.4.3	Comparativa Resultados	208
6	Conclusiones e investigaciones Futuras	213
6.1	Conclusiones	213
6.2	Investigaciones Futuras	216
Glosario		220
Referencias		223

Índice de figuras

1.1.1	Placa de cocción a gas utilizada como caso de estudio en el marco de la colaboración entre la Universidad de Cantabria y BSH Home Appliances Group	9
2.1.1	Ilustración esquemática de las energías libres químicas de las fases de austenita y martensita en función de la temperatura [17].....	17
2.3.1	Doblado en V y conformado en U de láminas metálicas	22
2.3.2	Proceso de conformado de láminas metálicas mediante estirado, comúnmente llamado proceso de embutición.	23
2.4.1	Curva tensión-deformación característica del acero inoxidable austenítico 1.4301.....	28
2.4.2	Se ilustran los modelos de: a) Superficie de fluencia inicial ; b) Endurecimiento isotrópico	30
2.4.3	Se ilustran los modelos de: a) Endurecimiento cinemático ; b) Endurecimiento mixto isotrópico-cinemático	31
2.4.4	Esquema ilustrativo efecto Bauschinger, mostrando la evolución de la tensión (σ) frente a la deformación plástica (ε_p).	35
2.4.5	Representación esquemática del modelo de endurecimiento de Geng-Wagoner en el espacio tridimensional de tensiones principales, mostrando la evolución de la superficie de fluencia desde su posición inicial hasta una condición límite (adaptado de Geng y Wagoner[55]).....	38
2.4.6	Esquema ilustrativo del modelo de endurecimiento propuesto por Yoshida-Uemori (adaptado de [11])	41
2.4.7	Representación de los ejes de ortotropía en la laminación del acero.	46
2.4.8	Probetas de tracción orientada con un ángulo θ respecto a la dirección de laminación (DL), DT: dirección transversal.	48
2.4.9	La regla de normalidad y sus vectores de deformación enfatizan claramente la idea geométrica: la dirección del flujo plástico es normal a la superficie de fluencia	48
2.4.10	Impacto del coeficiente M en la forma de la superficie de fluencia definida por el criterio de Barlat	57

3.1.1	(A) Vista superior; (B) Vista frontal; (C) Detalle de la vista frontal; (D) Detalle de la vista superior; (e) Borde; (i, ii, iii) Zonas del quemador	72
3.1.2	Esquema de montaje para la medición experimental del <i>spring-back</i>	77
3.2.1	Esquema del proceso de la cadena de simulaciones necesarias para calcular el <i>springback</i> de una pieza de embutición	78
3.2.2	Vista Lateral en posición de inicio del proceso de embutición: matriz (A), lámina (B), tope del pisador (C), pisador (D), punzón (E)	82
3.2.3	Vista superior del pisador (D) y de la matriz (A) junto con las posiciones de los frenos (F) en ambas herramientas.....	83
3.2.4	Vista de detalle del freno en el pisador donde se aprecia el mallado fino debido a la curvatura de la superficie.	83
3.2.5	Vistas de detalle del freno: (a) vista general del freno integrado en la matriz, donde se aprecia su geometría particular; (b) vista ampliada del borde de entrada, modelizado con un radio variable que aumenta progresivamente hacia las esquinas, tal y como se analiza en la Sección 3.1.2.	84
3.2.6	Dirección del material en los elementos de la malla. a) Direcciones iniciales de cada elemento antes de aplicar AOPT. b) Direcciones de cada elemento alineadas con la dirección de laminación despues de aplicar AOPT.	87
3.2.7	Evolución del tamaño de los elementos generados por la malla adaptativa observada a distintos niveles de ampliación.....	89
3.2.8	Perfil de velocidad de las herramientas	90
3.2.9	Vista en planta de la lámina tras el proceso de embutición profunda. Se observa una mayor penetración del material en la matriz en las zonas próximas a los frenos, evidenciando un <i>draw-in</i> más acusado en estas regiones. En contraste, las esquinas mantienen prácticamente su geometría original.	94
3.2.10	Vista en planta de la lámina tras el proceso corte horizontal. ..	96
3.2.11	Vista en planta de la lámina tras el proceso punzonado vertical. 96	96
3.3.1	Encapsulamiento de tasa de deformación	101
3.3.2	Ensayo de expansión hidráulica : (a) Representación esquemática de una sección de una muestra deformada, sujetada en un dispositivo de abombamiento hidráulico. (b) Componentes de tensión principal, σ_x y σ_y , actuando sobre un elemento infinitesimal de membrana en el ápice de la muestra. Imagen tomada directamente de [95]	102
3.3.3	Esquema Test Miyauchi	103
3.3.4	Curvas de tension-deformación para diferentes tasas de deformación (LCID 6611 a 6618).	104

4.2.1	Geometrías propuestas para la caracterización numérica del 1.4301: a) geometría tipo U, de uso común en la literatura; b) geometría tipo W, con una zona adicional de reembutición para aumentar la complejidad del estado de deformación.	114
4.3.1	Vista General del Util de Embutición	116
4.3.2	Configuraciones adaptables para la generacion de : a) geometría tipo W; b) geometría tipo U.	117
4.3.3	Esquema detallado del conjunto matriz-pisador, mostrando la disposición de las piezas principales: elementos laterales (A), matriz intercambiable (B), pisador (C), puente (D), muelles (E), tacos reguladores de altura (F), pines guía (G), probeta(H) en su posicion incial e inserto adicional (I) utilizado únicamente para la embutición de la geometría W.	119
4.3.4	Esquema de dimensiones funcionales del utilaje de embutición utilizado para la obtención de probetas U y W. Se especifican posiciones críticas, destacando que los radios de redondeo son 5 mm excepto los de la matriz intercambiable que son de 5 mm,8 mm y 12 mm.La holgura matriz-punzón es de 2 mm.	120
4.3.5	Fotografía del útil completamente ensamblado y posicionado en la máquina universal, mostrando la disposición final de los componentes principales utilizados en los ensayos experimentales.....	121
4.3.6	Esquema ilustrativo del procedimiento experimental de conformado: a) posicionamiento inicial de la probeta, pisadores, tacos, muelles, puente y distanciador; b) descenso del punzón desplazando el distanciador y posicionando el puente; c) retirada del distanciador y posicionamiento del punzón sobre la probeta previo al conformado; d) desplazamiento final del punzón para inducir la deformación plástica de la probeta.	122
4.3.7	Probetas tipo U y tipo W tras su extracción del útil, mostrando su estado final después del proceso de conformado, junto con las etiquetas empleadas para su trazabilidad	123
4.4.1	Variables seleccionadas para describir la geometría U: θ_{O12} , θ_{F2Hz} y ρ_{ABC}	124
4.4.2	Variables seleccionadas para describir la geometría W: θ_{O12} , θ_{c3c2} y θ_{V2F}	124
4.4.3	Patrón ArUco empleado para la calibración del sistema de medición. Se observan los tres marcadores cuadrados dispuestos con separaciones horizontales y verticales de 180 mm y 70 mm respectivamente, así como el recorte interno que facilita el posicionamiento exacto de la probeta y su etiqueta identificativa. 126	126
4.4.4	Imagen original del escaneo de una de las probetas, sin aplicación de ningún postproceso.	128

4.4.5	Detalle del perfil digitalizado de la probeta correspondiente a la zona marcada en la Figura 4.4.4	129
4.4.6	Superposición de un tramo del contorno extraído mediante OpenCV, destacando únicamente el contorno de mayor tamaño para evitar interferencias por partículas menores o artefactos sobre la superficie escaneada.	130
4.4.7	Esquema de las zonas específicas para el barrido (vertical, horizontal o radial) empleado en la geometría tipo W.	131
4.4.8	Procedimiento de detección del eje de la sección mediante barrido secuencial. En este proceso se registran los puntos intermedios en cada transición (señalados mediante flechas) entre píxeles binarios, lo que permite definir con precisión el eje central del perfil geométrico. Para ello se emplea un espaciado constante de 5 píxeles.	132
4.4.9	Detalle del perfil discretizado y superpuesto sobre un detalle una imagen escaneada. Se puede apreciar la precisión y eficacia del método desarrollado para la identificación y representación precisa del eje del perfil bidimensional de una probeta U.	133
4.4.10	Detalle del perfil discretizado y superpuesto sobre un detalle de la imagen escaneada. En este caso se trata de la probeta W, el procedimiento desarrollado demuestra su fiabilidad en la detección y definición precisa del eje central del perfil bidimensional.	134
4.4.11	Perfil escaneado de la probeta (línea roja) con regiones de interés delimitadas y círculos detectados mediante el algoritmo RANSAC. La tabla resume los radios estimados y sus desviaciones estándar.....	135
4.4.12	Ficha técnica final obtenida para una probeta de geometría tipo U, con perfil escaneado, radio del arco ABC y ángulos característicos calculados.....	136
4.4.13	Ficha técnica final obtenida para una probeta de geometría tipo W, con perfil escaneado, radio del arco ABC y ángulos característicos calculados.....	137
4.4.14	Resultados experimentales para la variable θ_{O12} en la geometría en U.....	138
4.4.15	Resultados experimentales para la variable θ_{F2Hz} en la geometría en U.	138
4.4.16	Resultados experimentales para la variable ρ_{ABC} en la geometría en U.....	139
4.4.17	Resultados experimentales para la variable θ_{O12} en la geometría en W.	139
4.4.18	Resultados experimentales para la variable θ_{c3c2} en la geometría en W.....	140

4.4.19	Resultados experimentales para la variable θ_{V2F} en la geometría en W.....	140
4.5.1	Esquema del proceso de la cadena de simulaciones necesarias para calcular el <i>springback</i> de las probetas U y W	141
4.5.2	Geometría U; Izquierda: posición inicial del proceso de embutición; Derecha: posición final del proceso de embutición. Probeta (A), punzón (B), matriz (C), pisador (D).	143
4.5.3	Geometría W; Izquierda: posición inicial del proceso de embutición; Derecha: posición final del proceso de embutición. Probeta (A), punzón (B), matriz (C), pisador (D).	144
4.6.1	Diagrama del algoritmo genético completo.	152
4.6.2	Nube de puntos tridimensional obtenida del análisis numérico del <i>springback</i> correspondiente a la simulación SIM_34_W_R12_1000_0	159
4.6.3	Perfil geométrico transversal seleccionado para el análisis geométrico, obtenido del análisis numérico del <i>springback</i> correspondiente a la simulación SIM_34_W_R12_1000_0.....	160
4.6.4	Resultados numéricos para el individuo 20 de la Generación 8 para la simulación SIM_10_W_R5_1000_0	161
4.6.5	Resultados numéricos para el individuo 4 de la Generación 4 para la simulación SIM_05_U_R5_1000_45	161
5.1.1	Comparación entre curvas fuerza-desplazamiento del punzón obtenidas experimentalmente (líneas continuas con marcadores) y mediante simulación numérica con diferentes coeficientes de fricción (líneas continuas sin marcadores), para la geometría tipo W con radio de matriz R5, fuerza de pisador 500 N y orientación de 90° respecto a la dirección de laminación.	170
5.1.2	Comparación entre curvas fuerza-desplazamiento del punzón obtenidas experimentalmente (líneas continuas con marcadores) y mediante simulación numérica con diferentes coeficientes de fricción (líneas continuas sin marcadores), para la geometría tipo W con radio de matriz R8, fuerza de pisador 1000 N y orientación de 45° respecto a la dirección de laminación.	171
5.1.3	Comparación entre curvas fuerza-desplazamiento del punzón obtenidas experimentalmente (líneas continuas con marcadores) y mediante simulación numérica con diferentes coeficientes de fricción (líneas continuas sin marcadores), para la geometría tipo W con radio de matriz R12, fuerza de pisador 1000 N y orientación de 0° respecto a la dirección de laminación.	171

- 5.1.4 Comparación entre curvas fuerza-desplazamiento del punzón obtenidas experimentalmente (líneas continuas con marcadores) y mediante simulación numérica con diferentes coeficientes de fricción (líneas continuas sin marcadores), para la geometría tipo U con radio de matriz R5, fuerza de pisador 1000 N y orientación de 45° respecto a la dirección de laminación. 172
- 5.1.5 Comparación entre curvas fuerza-desplazamiento del punzón obtenidas experimentalmente (líneas continuas con marcadores) y mediante simulación numérica con diferentes coeficientes de fricción (líneas continuas sin marcadores), para la geometría tipo U con radio de matriz R8, fuerza de pisador 500 N y orientación de 90° respecto a la dirección de laminación. 172
- 5.1.6 Comparación entre curvas fuerza-desplazamiento del punzón obtenidas experimentalmente (líneas continuas con marcadores) y mediante simulación numérica con diferentes coeficientes de fricción (líneas continuas sin marcadores), para la geometría tipo U con radio de matriz R12, fuerza de pisador 1000 N y orientación de 90° respecto a la dirección de laminación. 173
- 5.1.7 Variación del ángulo θ_{O12} en función del coeficiente de fricción (COF) para los diferentes escenarios de simulación. 174
- 5.1.8 Variación del ángulo θ_{F2Hz} en función del coeficiente de fricción (COF) para los diferentes escenarios de simulación. 174
- 5.1.9 Variación del ángulo R_{abc} en función del coeficiente de fricción (COF) para los diferentes escenarios de simulación. 175
- 5.1.10 Variación del ángulo θ_{c3c2_O1} en función del coeficiente de fricción (COF) para los diferentes escenarios de simulación. 175
- 5.1.11 Variación del ángulo θ_{O12} en función del coeficiente de fricción (COF) para los diferentes escenarios de simulación. 176
- 5.1.12 Variación del ángulo θ_{V2F} en función del coeficiente de fricción (COF) para los diferentes escenarios de simulación. 176
- 5.2.1 Diagramas de violín representando la distribución inicial de los parámetros del modelo de plasticidad anisotrópica utilizados en el proceso de optimización mediante algoritmo genético. Cada gráfico muestra la variabilidad y densidad iniciales asignadas a los parámetros $cb, y, sc, k, rsat, sb, h, c1, c2$ y coe , permitiendo evaluar la diversidad y cobertura del espacio de búsqueda al comienzo del proceso. 179
- 5.2.2 Evolución de la distribución de la variable cb a lo largo de las generaciones del algoritmo genético, mostrando la reducción progresiva de la variabilidad y la convergencia hacia el valor óptimo. 180

5.2.3	Evolución de la distribución de la variable <i>coe</i> durante las generaciones del algoritmo genético, evidenciando un proceso de ajuste y concentración de los valores en torno a la solución óptima.	181
5.2.4	Mapa de calor del fitness medio por generación y para cada simulación de evaluación. Se observa la progresión del fitness desde la población inicial hasta la decimotercera generación.	182
5.2.5	Evolución del <i>fitness</i> medio a través de las generaciones del algoritmo genético. (a) Comparativa entre los escenarios 'U' y 'W', destacando la robustez del algoritmo para adaptarse a escenarios inicialmente más complejos (W). (b) Evaluación del rendimiento según diferentes radios de la matriz ($R=5\text{mm}$, $R=8\text{mm}$ y $R=12\text{mm}$), mostrando cómo el algoritmo mejora consistentemente el rendimiento en configuraciones geométricas variadas.....	184
5.2.6	Evolución del <i>fitness</i> medio durante las generaciones del algoritmo genético considerando distintos parámetros del proceso. (a) Comparación del rendimiento para diferentes niveles de fuerza del pisador (<i>BHF</i>), mostrando una ligera ventaja al utilizar fuerzas moderadas. (b) Análisis del efecto de la orientación anisotrópica.	185
5.2.7	Evolución de la varianza del fitness a lo largo de las generaciones del algoritmo evolutivo. La disminución progresiva de la varianza indica una convergencia efectiva hacia soluciones específicas.	187
5.2.8	Evolución de la dispersión poblacional, medida como la distancia promedio al centroide poblacional, a lo largo de las generaciones. Los aumentos puntuales observados en las generación 5 corresponde a ajustes estratégicos del rango de los parámetros <i>Y</i> y c_1 , respectivamente, para corregir estancamientos en sus límites inferiores.	189
5.2.9	Error ($1 - \text{fitness}$) medio de los 30 individuos de cada generación junto con su individuo óptimo	191
5.2.10	Evolución generacional del ajuste geométrico para el ensayo U_R5_1000_90 , correspondiente a una geometría tipo U con radio de matriz de 5 mm, fuerza del pisador (<i>BHF</i>) de 1000 N, y orientación del espécimen a 90° respecto a la dirección de laminación.	192
5.2.11	Evolución generacional del ajuste geométrico para el ensayo W_R5_500_45 , correspondiente a una geometría tipo W con radio de matriz de 5 mm, fuerza del pisador (<i>BHF</i>) de 500 N, y orientación del espécimen a 45° respecto a la dirección de laminación.	193

5.2.12	Evolución generacional del ajuste geométrico para el ensayo U_R8_500_90 , correspondiente a una geometría tipo U con radio de matriz de 8 mm, fuerza del pisador (BHF) de 500 N, y orientación del espécimen a 90° respecto a la dirección de laminación.	193
5.2.13	Evolución generacional del ajuste geométrico para el ensayo W_R8_500_45 , correspondiente a una geometría tipo W con radio de matriz de 8 mm, fuerza del pisador (BHF) de 500 N, y orientación del espécimen a 45° respecto a la dirección de laminación.	194
5.2.14	Evolución generacional del ajuste geométrico para el ensayo U_R12_500_0 , correspondiente a una geometría tipo U con radio de matriz de 12 mm, fuerza del pisador (BHF) de 500 N, y orientación del espécimen a 0° respecto a la dirección de laminación.	194
5.2.15	Evolución generacional del ajuste geométrico para el ensayo W_R12_500_0 , correspondiente a una geometría tipo W con radio de matriz de 12 mm, fuerza del pisador (BHF) de 500 N, y orientación del espécimen a 0° respecto a la dirección de laminación.	195
5.2.16	Evolución de los parámetros <i>cb</i> y <i>y</i>	195
5.2.17	Evolución de los parámetros <i>sc</i> y <i>k</i>	196
5.2.18	Evolución de los parámetros <i>rsat</i> y <i>sb</i>	197
5.2.19	Evolución de los parámetros <i>h</i> y <i>c1</i>	198
5.2.20	Evolución de los parámetros <i>c2</i> y <i>coe</i>	198
5.3.1	Los resultados experimentales obtenidos para una fuerza de pisado de 50 t muestran deformaciones de hasta -4 mm en la zona frontal y 3 mm en la esquina Frente-Derecha. La máxima desviación respecto al valor medio es de $\pm 0,35$ mm, evidenciando la alta repetibilidad del proceso.	201
5.3.2	Resultados experimentales para una fuerza de pisado de 200 t. El frente de la pieza alcanza -1,6 mm, aumentando hasta 1 mm en la esquina Frente-Derecha. La cara derecha presenta un patrón ondulado con un mínimo en su centro y un máximo de 0,8 mm en la esquina Posterior-Derecha. En la cara posterior la deformación llega a -1 mm, retornando a -0,1 mm en la cara izquierda.	201
5.4.1	Comparación entre el perfil experimental y el numérico obtenido con el modelo *MAT_BARLAT_YLD2000 bajo una carga de 50 t.	205
5.4.2	Comparación entre el perfil experimental y el numérico obtenido con el modelo *MAT_BARLAT_YLD2000 bajo una carga de 200 t.	206

5.4.3	Comparación entre el perfil experimental y el numérico obtenido con el modelo *MAT_242 bajo una carga de 50 t.	207
5.4.4	Comparación entre el perfil experimental y el numérico obtenido con el modelo *MAT_242 bajo una carga de 200 t.	208
5.4.5	Comparativa experimento-simulación (50 t). Panel superior: perfiles de desplazamiento a lo largo del perímetro, con banda de dispersión experimental y resultados de YoshidaUemori (*MAT_242) y YLD2000 (*MAT_BARLAT_YLD2000). Panel inferior: residuos experimento-modelo para cada formulación.	209
5.4.6	Comparativa experimento-simulación (200 t). Panel superior: perfiles de desplazamiento a lo largo del perímetro, con banda de dispersión experimental y resultados de YoshidaUemori (*MAT_242) y YLD2000 (*MAT_BARLAT_YLD2000). Panel inferior: residuos experimento-modelo para cada formulación.	210

Capítulo 1

Introducción

1.1. Contexto y motivación

El conformado de chapas metálicas constituye uno de los procesos tecnológicos más extendidos históricamente, debido a su versatilidad, eficiencia y capacidad para fabricar componentes ligeros y resistentes, siendo fundamental en industrias como la automoción, la aeronáutica, los electrodomésticos y la construcción naval, donde la precisión dimensional y la calidad superficial son determinantes para asegurar la integridad estructural y el rendimiento funcional de los productos finales.

Desde una perspectiva de ingeniería, el conformado de chapa ofrece varias ventajas técnicas frente a otros procesos de fabricación. En primer lugar, proporciona una alta eficiencia en el uso del material: al cortar y dar forma desde láminas estándar, se minimiza el desperdicio de metal (los recortes sobrantes son relativamente pequeños y suelen ser reciclables), lo cual es beneficioso tanto en términos de costo como de sostenibilidad. Comparado con el mecanizado CNC o la fundición, el estampado de chapa aprovecha mejor la materia prima, reduciendo residuos y eliminando la necesidad de alimentar hornos o manejar metal líquido.

En segundo lugar, es un proceso rápido y repetible: las prensas y dobladoras modernas pueden producir piezas en segundos, obteniendo la forma final en un único golpe del troquel. Esto permite lograr elevadas cadencias de producción manteniendo uniformidad entre piezas. La precisión alcanzable también es notable; gracias al uso de troqueles diseñados con CAD/CAM y máquinas de control numérico, se logran cortes y dobleces muy exactos, con tolerancias estrechas y alta consistencia dimensional entre unidades. Los bordes resultantes de un buen troquelado son limpios y precisos, requiriendo poco acabado adicional. Otra ventaja técnica importante es la adaptabilidad a distintos materiales y espesores. Prácticamente cualquier metal dúctil puede presentarse en forma de chapa: aceros al carbono e inoxidables, aluminio

y sus aleaciones, cobre y latón, titanio, níquel, e incluso metales preciosos como oro o plata para fines ornamentales.

Cada material ofrece propiedades específicas (resistencia mecánica, resistencia a la corrosión, densidad baja en el caso del aluminio, etc.), y la técnica de conformado se puede ajustar para manejar esas diferencias (por ejemplo, aplicando calor para metales menos maleables, o usando lubricantes en embutidos profundos). Asimismo, se fabrican chapas en un amplio rango de espesores: desde hojas muy delgadas de fracciones de milímetro (típicas en envases) hasta planchas de varios milímetros calificadas como acero de construcción. Esta amplitud permite producir tanto piezas delicadas y ligeras como componentes robustos. El equipo de conformado también puede adaptarse: una misma prensa puede procesar diferentes calibres de metal cambiando las herramientas, y las modernas prensas CNC incluso regulan la fuerza aplicada según el material. La flexibilidad de diseño es enorme: la chapa metálica se puede cortar, doblar y curvar en formas intrincadas, posibilitando geometrías que serían difíciles de lograr por fundición o mecanizado (por ejemplo, carcásas huecas, conductos con secciones complejas, rejillas estampadas en una sola pieza, etc.).

Esto permite reducir el número de piezas y uniones requeridas en un producto, mejorando su integridad estructural y simplificando el montaje. No obstante, desde el punto de vista técnico es importante señalar que el conformado de chapa conlleva también retos y requerimientos específicos. El principal es la necesidad de utilajes especializados: para conformar una pieza de forma precisa se suelen requerir troqueles (matrices y punzones) hechos a medida, cuyo diseño y fabricación implica conocimientos avanzados y un costo inicial elevado.

También existen límites físicos, por ejemplo en la relación de embutición (profundidad máxima que puede alcanzar una chapa durante el conformado antes de que llegue la fractura) o en el mínimo radio de curvatura que se puede lograr sin fisurar el material. Sin embargo, la continua innovación en este campo, como el desarrollo de prensas servoeléctricas de mayor control, la introducción de técnicas como el conformado superplástico o el incremental ha ido mitigando muchas de estas limitaciones.

En definitiva, los principios técnicos que sustentan el conformado de chapas metálicas explican su ubicuidad en la industria actual: se trata de un proceso que conjuga eficiencia en el uso del material, elevada velocidad de fabricación, precisión dimensional y gran versatilidad geométrica, facilitando así la obtención de componentes de alta calidad con elevados índices de productividad.

1.1.1. Del empirismo a la simulación numérica avanzada

Durante décadas, el desarrollo y perfeccionamiento de los procesos de conformado de chapa metálica estuvo dominado por métodos empíricos fundamentados en la experiencia práctica acumulada y en estrategias de ensayo-error. Antes del auge de las herramientas computacionales avanzadas, las decisiones técnicas y el diseño de troqueles se apoyaban fundamentalmente en pruebas físicas iterativas, en las que ingenieros y técnicos evaluaban visualmente o mediante mediciones directas los resultados obtenidos. Este enfoque, aunque efectivo en su contexto temporal, conllevaba altos costos asociados al consumo de materiales, tiempos prolongados en ciclos de desarrollo y una limitada capacidad predictiva respecto a defectos tales como arrugas, roturas o excesivos retrocesos elásticos (*springback*). Frente a estas limitaciones inherentes al empirismo, la llegada e implementación masiva de técnicas numéricas de simulación supuso una profunda transformación metodológica, acelerando significativamente el proceso de validación y aumentando notablemente la precisión en la predicción del comportamiento del material.

En la literatura queda ampliamente documentado que, en los últimos 30 años, la simulación numérica mediante el Método de los Elementos Finitos (FEM, *Finite Element Method*) ha evolucionado desde una herramienta de uso predominantemente académico hasta convertirse en una metodología indispensable en todas las etapas del proceso de estampado, desde el diseño inicial hasta la validación final. Diversos estudios y publicaciones respaldan esta afirmación, mostrando cómo el estampado de metales ha evolucionado de un proceso basado en la experiencia y ensayo-error a uno altamente apoyado por simulaciones computacionales. A mediados de los 90 ya se constataba el cambio de paradigma.

Los autores Makinouchi y Teodosiu señalaron en Makinouchi, Teodosiu y Nakagawa [1] que la simulación por elementos finitos se utiliza ampliamente en el diseño de herramientas de estampado, reemplazando el procedimiento de prueba y error. Desde entonces las simulaciones FEM empezaron a predecir y evaluar defectos de conformado antes de fabricar los troqueles reales, evidenciando un giro hacia el diseño asistido por computadora en estampación.

Un informe técnico presentado en 2008 [2] resume los logros de las décadas previas y su adopción industrial, con una tendencia que se ha mantenido hasta el presente. Para la fecha de dicho estudio, ya se realizaban simulaciones de procesos de conformado de chapa mediante métodos de elementos finitos para verificar la factibilidad de las piezas y optimizar el diseño de los utilajes. Asimismo, confirma que la simulación estaba integrada hasta la fase de validación: «la simulación del conformado ha alcanzado un nivel tal que sus resultados pueden incorporarse directamente al proceso digital de planificación y validación de herramientas... hoy es posible simular la producción

de una pieza... antes de construir el primer prototipo». Esto demuestra que la simulación abarcaba desde el diseño preliminar hasta el try-out (fase en la que se ponen a prueba físicamente los moldes, matrices o troqueles para validar su desempeño, identificar posibles defectos, realizar ajustes y asegurarse de que produzcan piezas dentro de las tolerancias especificadas) virtual, reduciendo drásticamente las iteraciones de ensayos (se reporta hasta un 50 % menos de tiempo en el desarrollo de herramientas gracias a la simulación).

Representando a la comunidad académica, Banabic [3] corroboraría un tiempo después la expansión sostenida de la simulación en este campo. En su resumen afirma que durante las últimas tres décadas, la simulación numérica ha ampliado gradualmente su aplicabilidad en el campo del conformado de chapa. El artículo enfatiza que áreas como la modelización de materiales han avanzado de la mano de las herramientas de simulación, para hacer frente a los retos de predicción en estampado.

Trzepieciski, de forma más reciente[4] realiza una revisión de los avances de la última década analizando las tendencias modernas en estampado de chapa. Confirma que la precisión de las simulaciones FEM ha mejorado notablemente en años recientes y señala que ya existen softwares especializados muy sofisticados. Por ejemplo, el sistema comercial JSTAMP [5] ofrece funciones avanzadas para el diseño de herramientas compensadas: sus algoritmos permiten ajustar la geometría de los troqueles para contrarrestar deformaciones elásticas, exportando superficies compensadas directamente al CAM para mecanizado. El trabajo destaca que estas capacidades, desarrolladas en la última década, evidencian la dependencia actual de la industria en la simulación para lograr piezas conformadas precisas y minimizar correcciones manuales. En resumen, las mejoras de 2010-2020 en métodos numéricos y experimentales consolidan al FEM como pilar central en el estampado moderno.

Este cambio de paradigma hacia la simulación computacional ha generado la necesidad constante de perfeccionar tanto la eficiencia como la precisión de estos modelos numéricos. Por un lado, la eficiencia computacional se ha visto considerablemente incrementada gracias al desarrollo y accesibilidad de equipos más potentes y al uso generalizado de técnicas avanzadas de cálculo paralelo. Por otro lado, para asegurar la precisión requerida en dichas simulaciones es imprescindible continuar avanzando en el desarrollo de modelos constitutivos más realistas.

1.1.2. Desafíos en la predicción de la recuperación elástica

Esta necesidad se acentúa particularmente frente al empleo creciente de materiales de alta resistencia, aleaciones ligeras como las de aluminio, y ante la complejidad progresiva de los procesos industriales de conformado. En el conformado plástico de láminas metálicas, tras deformar permanentemente

la chapa mediante herramientas (punzones, matrices) y procesos de estampado, doblado o embutido, la pieza experimenta una recuperación elástica (conocida en inglés como *springback*). Este fenómeno se manifiesta al retirar la pieza de las herramientas: parte de la deformación elástica acumulada se libera, haciendo que la pieza tienda a volver parcialmente hacia su forma original, alterando las dimensiones finales logradas durante el conformado. La recuperación elástica suele ocasionar desviaciones geométricas indeseadas (p. ej. ángulos más abiertos, curvaturas alteradas), siendo considerada uno de los problemas más complejos y desafiantes en la industria del conformado. Su importancia práctica es enorme: si el *springback* no se predice ni compensa adecuadamente, la pieza final puede quedar fuera de tolerancia, obligando a costosos ajustes de troqueles o incluso al rechazo de piezas. De hecho, este fenómeno incrementa los costos y tiempos de la fase de diseño y puesta a punto de herramientas (una de las etapas más largas en el desarrollo de cualquier producto que conlleve un pieza producida con este proceso), debido al ensayo y error necesario para lograr la geometría deseada. Por ello, contar con métodos numéricos capaces de predecir con precisión el *springback* resulta crítico para optimizar el proceso de conformado y reducir iteraciones en la fabricación de utilajes [6].

Sin embargo, a pesar del uso extensivo y consolidado de la simulación por elementos finitos en la industria del conformado metálico (mediante programas comerciales como AutoForm [7], PAM-STAMP [8] o Ls-Dyna [9]), la precisión de estas predicciones numéricas sigue presentando limitaciones relevantes. Pequeñas desviaciones en los resultados numéricos pueden derivar en discrepancias dimensionales significativas en las piezas conformadas, especialmente críticas en aplicaciones que demandan alta precisión geométrica. En este contexto, se presentan a continuación los principales desafíos científicos y técnicos relacionados con la predicción precisa del fenómeno de *springback*, poniendo especial énfasis en el papel complementario y fundamental que desempeñan la simulación computacional y la experimentación para abordarlos eficazmente:

- **Naturaleza multifactorial del fenómeno:** La recuperación elástica es un fenómeno multifactorial influenciado tanto por las propiedades del material de la chapa (comportamiento elastoplástico, módulo elástico, anisotropía, etc.) como por los parámetros del proceso de conformado (geometría de la herramienta, condiciones de carga, fricción, espesor de la chapa, radio de curvatura, etc.). Estudios experimentales y numéricos han mostrado, por ejemplo, que factores como el radio de la matriz, la holgura entre punzón y matriz o las condiciones de lubricación pueden influir apreciablemente en el *springback* de una pieza estampada. Colectivamente, la bibliografía reciente [10] subraya que el *springback* tiene una naturaleza altamente compleja y multifacética, estando íntimamen-

te ligado a múltiples parámetros de proceso e inherentes del material. Esta dependencia de numerosos factores hace difícil aislar o generalizar el comportamiento, y por tanto complica la predicción cuando las condiciones cambian.

- **Modelizado constitutivo y comportamiento del material:** Uno de los retos centrales es describir con fidelidad el comportamiento elasto-plástico del material de la chapa durante ciclos de carga y descarga en el proceso de conformado. El *springback* ocurre tras una trayectoria de deformación plástica seguida de descarga elástica; por ello, la predicción correcta requiere modelos constitutivos avanzados que capturen fenómenos sutiles como el efecto Bauschinger, la anisotropía del material, el endurecimiento cíclico o incluso la degradación del módulo elástico durante la descarga. En el pasado, muchos modelos tradicionales asumían endurecimiento isotrópico simple y un módulo de elasticidad constante; tales simplificaciones resultan insuficientes para aceros modernos. Por ejemplo, en aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) se ha observado que tras una deformación plástica considerable, la curva tensión-deformación de descarga no es lineal (el módulo aparente disminuye), lo que implica una recuperación elástica mayor a la predicha por elasticidad lineal. Asimismo, los AHSS exhiben un pronunciado efecto Bauschinger (reducción del punto de fluencia en inversiones de carga) debido a su microestructura, generando trayectorias tensionales dependientes del camino de carga que desafían los modelos clásicos. Consecuentemente, se han desarrollado modelos de plasticidad no lineal más sofisticados (p. ej. modelos mixtos cinemático-isotrópicos, modelo de Yoshida-Uemori, modelos de distorsión de superficie de fluencia, modelos con Homogeneous Anisotropic Hardening, etc.) para reproducir mejor el comportamiento observado. No obstante, la implementación de estos modelos complejos en simulaciones industriales incrementa la dificultad computacional y exige identificar numerosos parámetros a partir de datos experimentales especializados. Cabe señalar que la caracterización experimental de los parámetros de estos modelos es en sí un reto: por ejemplo, para calibrar el efecto Bauschinger y el endurecimiento cíclico son necesarios ensayos de carga-descarga bajo grandes deformaciones, los cuales son difíciles de realizar. Pocos investigadores han logrado obtener datos fiables de plasticidad cíclica a gran deformación (Yoshida y Uemori desarrollaron ensayos pioneros al respecto [11]), lo que históricamente limitó la capacidad de ajustar modelos predictivos precisos.

En resumen, describir correctamente el comportamiento no lineal del material en grandes deformaciones durante el proceso de conformado y posterior descarga representa uno de los desafíos fundamentales del mo-

delizado numérico en la simulación de la estampación [12]. Numerosos modelos han sido propuestos en la literatura especializada con el fin de describir adecuadamente el comportamiento del material; sin embargo, la mayoría de ellos presentan limitaciones significativas al enfrentarse a condiciones complejas de carga típicas de procesos industriales, o requieren un esfuerzo experimental considerable que dificulta o impide su implementación práctica a nivel industrial.

- **Sensibilidad a parámetros de simulación y condiciones de proceso:** Incluso contando con un buen modelo de material, las predicciones de *springback* son altamente sensibles a numerosos parámetros numéricos y de proceso, lo que dificulta lograr resultados confiables. En la simulación por elementos finitos, detalles como la discretización de la malla pueden tener un impacto notable: por ejemplo, se ha observado que la densidad de malla (tamaño de elemento) en la chapa influye significativamente en la magnitud simulada de *springback* [12]. Una malla insuficientemente refinada puede subestimar gradientes de tensiones residuales, mientras que un refinamiento excesivo aumenta el costo computacional sin garantizar mejoras proporcionales. De igual forma, la formulación del elemento, los algoritmos de contacto entre la chapa y las herramientas, y los criterios de convergencia/incrementos del solver pueden alterar el resultado. Una elección inapropiada (por ejemplo, usar elementos shell simples en escenarios donde hay gradientes a través del espesor, o un algoritmo de contacto inestable) puede inducir errores considerables en la simulación del *springback*. Además de los parámetros numéricos, existen variables del proceso reales difíciles de controlar que introducen incertidumbre. En la práctica industrial, factores como variaciones lote a lote en la chapa (composición, tratamientos, espesor), condiciones de lubricación no perfectamente reproducibles, o desviaciones en el calibrado de la prensa pueden provocar que el *springback* real difiera de lo pronosticado incluso con un modelo ideal. Wenner y Koç [13] mostraron experimentalmente que variaciones en el material de entrada, la fricción u otras condiciones del proceso generan dispersión en la recuperación elástica, dificultando la aplicabilidad práctica de las técnicas de predicción y compensación. Los autores detectaron que en el conformado de aceros de alta resistencia, la variabilidad en las propiedades de la chapa (según el proveedor), la presencia o ausencia de recubrimientos, y la uniformidad de la fricción influyen fuertemente en la variación del *springback*. Por ejemplo, mayor espesor de chapa tendió a reducir la variabilidad del *springback*, y una condición de fricción homogénea también la disminuye. Estas variaciones dificultan que un modelo determinista prediga exactamente el comportamiento en todos los casos, pues pequeñas diferencias pueden amplificarse en la respu-

ta elástica final de la pieza. En resumen, la predicción del *springback* conlleva incertidumbre inherente debido tanto a la sensibilidad de la simulación a sus parámetros como a la variabilidad inevitable en materiales y procesos reales.

- **Limitaciones en la validación experimental y costos computacionales:** Otro desafío importante es lograr una calibración y validación experimental robusta de las predicciones. Dado que el *springback* es afectado por muchos aspectos, idealmente se requeriría una amplia base de datos experimentales (mediciones precisas de la forma final de piezas bajo diversas condiciones, ensayos de materiales bajo caminos de carga complejos, etc.) para ajustar y verificar los modelos. Sin embargo, obtener estos datos puede ser laborioso y costoso. Montar experimentos representativos de procesos industriales (por ejemplo, ensayos de estampado con geometrías complejas) implica recursos significativos, y aún así es difícil aislar el efecto de cada variable. Como señalan Xu et al. [10], la complejidad del *springback* abarca tantas variables que resulta inherentemente difícil lograr una simulación completa del proceso con un número limitado de experimentos, pues sería necesario explorar combinaciones extensas de factores. Además, el uso de datos reales de taller para alimentar o entrenar modelos predictivos acarrea costos elevados y dificulta mantener un control riguroso de todas las variables, limitando la exhaustividad y exactitud de dichos modelos. En la práctica, muchas empresas realizan algunas pruebas piloto y luego ajustan las herramientas con métodos empíricos; la integración sistemática de simulación y experimentación aún no elimina por completo iteraciones de ajuste. A esto se suma el alto costo computacional que pueden requerir las simulaciones detalladas de *springback*. Para mejorar la precisión, a menudo es necesario emplear mallas finas 3D, modelos de material avanzados con un gran número de parámetros, y simulaciones cuasi-estáticas con incrementos pequeños (sobre todo en la etapa de descarga elástica). Tales simulaciones pueden ser intensivas en tiempo de cómputo, lo que dificulta su uso en optimización o en evaluaciones rápidas durante la ingeniería de producto. Si bien el poder computacional sigue aumentando, en entornos industriales con plazos ajustados no siempre es factible realizar análisis de *springback* extremadamente detallados para cada diseño de pieza. Por tanto, se buscan equilibrios entre costo computacional y fidelidad del modelo.

En conclusión, la predicción de la recuperación elástica en el conformado de chapas sigue siendo un campo abierto de gran relevancia industrial y académica. Los desafíos abarcan desde la necesidad de modelos de material más fieles y la sensibilidad a numerosos parámetros, hasta la variabilidad intrínseca de los procesos fabriles y las limitaciones prácticas para obtener datos

y simular con alta fidelidad. Un enfoque combinado de simulación computacional avanzada (por ejemplo, elementos finitos con modelos constitutivos enriquecidos) junto con experimentación rigurosa (caracterización de materiales bajo condiciones de carga reales, pruebas piloto con medición precisa de *springback*) es imprescindible para cerrar la brecha entre la predicción teórica y el comportamiento real. Solo mediante esta sinergia será posible dominar el fenómeno del *springback*: anticiparlo con confiabilidad en la etapa de diseño y, en última instancia, compensarlo de forma que las piezas conformadas alcancen las tolerancias requeridas a la primera, optimizando así la producción industrial de componentes metálicos de alta calidad.

1.1.3. Marco contextual

Esta tesis se ha llevado a cabo en el contexto de una colaboración entre el Departamento de Ingeniería Estructural y Mecánica de la Universidad de Cantabria y la empresa BSH Home Appliances Group. El trabajo se ha enmarcado dentro de las actividades de I+D realizadas por el equipo de simulación del Centro de Competencia de Gas de BSH, situado en Santander (Cantabria, España). Este centro está plenamente comprometido con el diseño y fabricación de placas de cocción a gas, como la que puede observarse en la Figura 1.1.1, y tiene como misión proporcionar soporte técnico al desarrollo mundial de la tecnología de gas aplicada a sistemas de cocción.



Figura 1.1.1: Placa de cocción a gas utilizada como caso de estudio en el marco de la colaboración entre la Universidad de Cantabria y BSH Home Appliances Group

Cabe destacar que el autor de esta tesis forma parte del equipo técnico del Centro de Competencia de Gas de BSH desde el año 2007, participando

activamente en numerosos proyectos relacionados con el desarrollo, optimización y validación mediante simulación numérica y ensayos experimentales de componentes estructurales para placas de cocción a gas.

La industria actual presenta una clara tendencia hacia la reducción progresiva del número de ensayos físicos, sustituyéndolos en la medida de lo posible por ensayos virtuales mediante simulación numérica. Este enfoque se alinea con el objetivo conocido como *Virtual Release*, que consiste en alcanzar la validación completa de un producto empleando exclusivamente herramientas computacionales. En este contexto, la pieza seleccionada como objeto de estudio en esta tesis forma parte integral del desarrollo continuo realizado en el centro anteriormente mencionado. Dicha pieza es probablemente uno de los componentes que requieren mayor inversión en tiempo, esfuerzo y coste en cuanto a ensayos experimentales y fases de desarrollo dentro del aparato completo. Además, el coste derivado de posibles rediseños cuando esta pieza presenta fallos en los ensayos de laboratorio es particularmente elevado, impactando significativamente en el coste y los plazos de los proyectos asociados.

1.2. Objetivos de la tesis

El objetivo general de esta Tesis Doctoral consiste en contribuir significativamente a la validación virtual de una pieza fabricada mediante estampación metálica, mediante la mejora de la calibración de un modelo constitutivo numérico de material.

Para alcanzar el objetivo general planteado, se definen una serie de objetivos específicos orientados a asegurar una comprensión profunda y una representación precisa del comportamiento plástico anisotrópico y del fenómeno de recuperación elástica o *springback* en láminas de acero inoxidable austenítico. Estos objetivos específicos abordan sistemáticamente desde la implementación y validación de modelos constitutivos avanzados, hasta el desarrollo de metodologías experimentales-numéricas robustas que optimicen la calibración de los modelos propuestos. A continuación, se enumeran los objetivos específicos establecidos para cumplir con esta estrategia metodológica integral.

- O1.** Realizar una revisión crítica del estado del arte de aquellos ámbitos científico-técnicos relacionados con el *springback*: deformación plástica de aceros inoxidables austeníticos metaestables, procesos de conformado en frío de láminas metálicas y modelos constitutivos de material que tengan en cuenta el fenómeno de recuperación elástica.
- O2.** Implementar modelos constitutivos avanzados de material, de uso extendido en la industria para la simulación del *springback*, que representen

los distintos aspectos del comportamiento del material durante su deformación: endurecimiento plástico, fluencia anisotrópica y degradación del módulo elástico.

- O3.** Diseñar un útil de conformado que permita obtener geometrías diferenciadas con distintos niveles de complejidad de estados de deformación, reduciendo y facilitando la campaña de ensayos necesaria.
- O4.** Diseñar un procedimiento que simplifique el ensayo experimental para la creación de una base de datos de calibración de los modelos numéricos, empleando técnicas avanzadas de medición, como la visión artificial.
- O5.** Integrar técnicas avanzadas de optimización numérica para mejorar significativamente la precisión y eficiencia del proceso de calibración de los modelos constitutivos empleados.

1.3. Estructura de la Tesis

Una vez contextualizada la tesis y establecidos los objetivos de la investigación, en el Capítulo 2 se presenta una revisión del estado del arte de la deformación plástica en aceros inoxidables austeníticos metaestables, destacando su composición química, microestructura y los factores que afectan la transformación martensítica inducida por deformación, incluyendo la anisotropía y condiciones del conformado en frío.

Asimismo, se revisan los procesos de conformado en frío de láminas metálicas y el fenómeno de recuperación elástica es abordado con detalle, dado su impacto en el desarrollo de esta tesis. Se presentan modelos constitutivos del material relevantes para la simulación numérica de estos procesos.

Además, se introducen los modelos de endurecimiento plástico así como los de fluencia anisotrópica con énfasis en la descripción de la anisotropía en láminas metálicas. Finalmente, se aborda la degradación del módulo elástico en metales, presentando mecanismos detallados y modelos que describen la evolución del módulo elástico durante procesos de deformación.

El Capítulo 3 se centra en el modelizado de la pieza real empezando por la descripción del proceso actual. Desde el material utilizado, el sistema de embutición, el proceso de fabricación y terminado con el método de medición experimental de dicha pieza. A continuación se describe toda la implementación numérica llevada a cabo del proceso de conformado descrito anteriormente. Finalmente se describen los dos modelos de material de Ls-Dyna utilizados para llevar a cabo el estudio en esta tesis.

El Capítulo 4 presenta una propuesta metodológica orientada a mejorar el proceso de calibración del modelo constitutivo del material, representando

el núcleo central de esta investigación doctoral. Se introduce el diseño experimental juntos con sus métodos de medición a la vez que se crea el modelo numérico de dicho experimento.

En el Capítulo 4 se propone una metodología optimizada para la calibración del modelo de Yoshida-Uemori, abordando las limitaciones del enfoque tradicional e introduciendo el diseño experimental. Se describe detalladamente el diseño de un útil experimental específico para obtener datos experimentales precisos, explicando su concepto, características, fabricación, preparación de muestras y el procedimiento de conformado y recuperación elástica. Además, se aborda la medición experimental utilizando técnicas avanzadas de visión artificial, incluyendo escaneado digital del perfil, extracción y análisis de datos, y la construcción de una base de datos experimental robusta. A continuación, se presenta el modelo numérico que acompaña a la experimentación, estableciendo un vínculo entre ambas metodologías. Finalmente, se detalla la metodología seleccionada basada en algoritmos genéticos para optimizar el espacio paramétrico del modelo. Se describen claramente la generación inicial, metodología computacional paralelizada, evaluación individual y evolución generacional mediante selección elitista, cruces genéticos y mutación, destacando cómo estas técnicas contribuyen a una calibración más precisa y eficiente del modelo Yoshida-Uemori.

En el Capítulo 5 se presentan y validan los resultados obtenidos durante el desarrollo experimental y numérico del estudio. Inicialmente, se analiza el coeficiente de fricción en simulaciones numéricas de estampación en frío, realizando una caracterización numérico-experimental detallada y un análisis de sensibilidad para determinar la influencia del coeficiente de fricción sobre variables críticas del proceso de conformado. Posteriormente, se describe la evolución del algoritmo genético utilizado para optimizar el modelo propuesto, incluyendo la distribución inicial de la población, evolución del fitness, varianza del fitness y dispersión poblacional, así como la evolución geométrica y paramétrica, culminando en la identificación del individuo óptimo final. Finalmente, se contrastan los resultados experimentales obtenidos con una pieza industrial frente a las simulaciones numéricas realizadas. Se comparan específicamente los resultados del sistema de conformado inicial utilizando los modelos YLD2000 y Yoshida-Uemori, concluyendo con una evaluación comparativa que valida la efectividad y precisión de la metodología propuesta.

Finalmente, el Capítulo 6 resume las principales conclusiones de esta tesis y plantea posibles líneas futuras de investigación.

Capítulo 2

Antecedentes y revisión de la literatura

2.1. Deformación plástica de los aceros inoxidables austeníticos metaestables

El acero inoxidable austenítico 1.4301 (AISI 304) es ampliamente empleado en aplicaciones industriales debido a su excelente combinación de resistencia mecánica, ductilidad y resistencia a la corrosión. Se clasifica como acero de plasticidad inducida por transformación (*Transformation Induced Plasticity*, TRIP), lo que implica que durante su deformación plástica tiene lugar una transformación parcial de la estructura cristalina desde la fase austenítica (γ), metaestable a temperatura ambiente, hacia una fase martensítica inducida por deformación (α')

2.1.1. Composición química y microestructura

Los aceros inoxidables austeníticos presentan una composición química cuidadosamente controlada para garantizar su excelente resistencia a la corrosión, así como sus propiedades mecánicas.

El cromo, presente en un rango del 16 % al 26 %, es el elemento clave que permite la formación de una capa pasiva de óxido de cromo, la cual otorga resistencia a la corrosión. Este es un componente esencial en todos los grados austeníticos, como el EN 1.4301 que contiene entre 18 % y 20 % de cromo, y el EN 1.4401 (AISI 316) con un contenido de cromo de entre 16 % y 18 %.

El níquel, con un contenido del 6 % al 22 %, es otro elemento crítico, ya que aumenta la resistencia a la corrosión, mejora la ductilidad y estabiliza la estructura austenítica. En el grado EN 1.4301, el contenido de níquel varía entre el 8 % y el 10.5 %, mientras que en el EN 1.4401 se encuentra entre el 10 % y el 14 %. El níquel es parcialmente reemplazado por manganeso

en algunos aceros de la serie 200, como el EN 1.4372 (AISI 201), donde el contenido de manganeso puede alcanzar hasta el 7.5 %.

El carbono, presente en cantidades controladas, generalmente por debajo del 0.08 %, contribuye al fortalecimiento del acero. En grados de bajo carbono, como el EN 1.4307 (AISI 304L) y el EN 1.4404 (AISI 316L), el contenido de carbono se reduce a menos de 0.03 %, con el fin de evitar la precipitación de carburos que podría generar corrosión intergranular, especialmente en aplicaciones de soldadura.

El molibdeno se añade en ciertos grados para mejorar la resistencia a la corrosión en entornos agresivos. El grado EN 1.4401 contiene entre un 2 % y un 3 % de molibdeno, lo que lo hace adecuado para su uso en ambientes que contienen cloruros o exposiciones marinas.

El nitrógeno, presente en concentraciones de hasta el 0.25 %, mejora tanto la resistencia mecánica como la resistencia a la corrosión mediante el fortalecimiento por solución sólida. Este elemento es común en grados como el EN 1.4318 (AISI 301LN), que contiene entre 0.1 % y 0.2 % de nitrógeno, y se utiliza para aumentar la resistencia sin comprometer la formabilidad.

El silicio, que se encuentra típicamente en cantidades inferiores al 1 %, se añade para mejorar la resistencia a la oxidación a altas temperaturas, además de facilitar la fundición del material.

Finalmente, los elementos azufre y fósforo se controlan a niveles muy bajos, generalmente por debajo del 0.03 %, debido a su efecto negativo en la ductilidad y en la resistencia a la corrosión. Sin embargo, en ciertos grados como el EN 1.4305 (AISI 303), se añaden mayores cantidades de azufre (hasta 0.15 %) para mejorar el mecanizado, aunque esto puede afectar la resistencia en ambientes corrosivos.

La composición química precisa de los aceros inoxidables austeníticos, según los diferentes grados definidos por las normativas, permiten ajustar sus propiedades en función de los requisitos específicos de cada aplicación industrial, optimizando así su resistencia a la corrosión, tenacidad o capacidad de conformado.

Los aceros inoxidables austeníticos tienen una microestructura FCC (estructura cúbica centrada en las caras). Esto se logra mediante la aleación de cromo y níquel. El contenido de aleación más común es 18 % de Cr y 8 % de Ni. En las aleaciones de la EN 1.4372/EN 1.4373 (AISI 201/AISI 202) el níquel se reemplaza parcialmente por manganeso. Los átomos intersticiales, como el carbono y el nitrógeno, también promueven la estructura cristalina FCC y provocan un fortalecimiento significativo por solución sólida. Sin embargo, el uso de carbono para el fortalecimiento por solución sólida se ve limitado por su tendencia a formar carburos a altas temperaturas. Esto puede resultar en el agotamiento del cromo en los límites de grano y, por lo tanto, generar un riesgo de corrosión intergranular. Por el contrario, dicho riesgo es menor en el caso del nitrógeno. Por ello, el nitrógeno se ha utilizado como

un elemento de aleación que proporciona estabilización de la austenita, fortalecimiento por solución sólida y mayor resistencia a la corrosión en varios grados de acero inoxidable austenítico. Un ejemplo de los grados aleados con nitrógeno es el acero EN 1.4318 (AISI 301LN), que tiene un contenido de nitrógeno de 0.1-0.2 %.

Se define defecto de apilamiento como un tipo de imperfección en la estructura cristalina de un material que ocurre cuando hay una interrupción o desorden en el patrón regular de apilamiento de las capas atómicas dentro de la red cristalina. En los cristales metálicos, los átomos suelen estar organizados en capas en un patrón repetitivo y predecible. Un defecto de apilamiento surge cuando este patrón se altera, creando una disposición atípica de las capas.

En materiales con estructuras cristalinas específicas, como la FCC o la HCP, las capas atómicas se apilan en una secuencia regular. Si una capa adicional se apila en un lugar incorrecto o falta, se crea un defecto de apilamiento.

Los defectos de apilamiento influyen en la movilidad de las dislocaciones, lo que afecta las propiedades mecánicas del material, como su capacidad de deformación plástica y su resistencia. La energía de defecto de apilamiento (SFE, por sus siglas en inglés) representa la energía asociada a una imperfección específica en la disposición de los átomos dentro de un material cristalino.

Por todo lo anterior, y con el fin de alinear la selección del material con los criterios funcionales y de proceso, se adopta el acero inoxidable austenítico EN 1.4301 por su elevada resistencia a la corrosión, su destacada capacidad de conformado en frío y su buena estabilidad del aspecto superficial, con baja propensión a la decoloración por oxidación (colores de revenido) bajo los ciclos térmicos habituales durante su ciclo de vida. Esta combinación permite cumplir de forma robusta todos los requisitos de calidad impuestos por BSH tanto estéticos como de integridad y limpieza superficial que no satisfacen de manera simultánea otros grados considerados. En consecuencia, el EN 1.4301 constituye la opción de referencia en este estudio.

2.1.2. Termodinámica de las transformaciones martensíticas inducidas por deformación

En el acero inoxidable austenítico EN 1.4301 (AISI 304), la metaestabilidad de la austenita a temperatura ambiente da lugar a un comportamiento TRIP, en el que la deformación activa la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$ (martensita inducida por deformación).

Este fenómeno proporciona un incremento significativo en la resistencia mecánica y ductilidad debido al endurecimiento inducido por la formación progresiva de martensita durante la deformación. Por lo tanto, resulta esencial comprender los aspectos termodinámicos que gobiernan esta transformación

de fase, particularmente la energía libre de Gibbs y la fuerza motriz química que impulsan la transición de la austenita a martensita bajo condiciones específicas de esfuerzo, deformación y temperatura.

La fuerza motriz química ($\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'}$) y la energía libre de Gibbs (G) están relacionadas. La fuerza motriz química describe el cambio en la energía libre de Gibbs cuando se produce una transformación de fase, como la transformación de la fase γ (austenita) a la fase α' (martensita).

1. Energía libre de Gibbs (G): Es una medida termodinámica de la energía disponible para realizar trabajo útil en un sistema a temperatura y presión constantes. En las transformaciones de fase, el sistema evoluciona hacia una fase con menor energía libre de Gibbs.

2. Fuerza motriz química ($\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'}$): Es la diferencia en la energía libre de Gibbs entre las fases γ (austenita) y α' (martensita). Esta diferencia es la que impulsa la transformación de fase. Si $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'}$ es negativo, significa que la fase α' es más estable que la fase γ bajo las condiciones actuales, y por lo tanto, la transformación es favorable desde un punto de vista termodinámico.

La fuerza motriz química (ΔG) se deriva directamente de las diferencias en la energía libre de Gibbs entre las fases involucradas. Una diferencia mayor en la energía libre de Gibbs implica una mayor fuerza motriz para la transformación de fase.

La energía de defecto de apilamiento de los aceros inoxidables austeníticos es baja, típicamente de unos 20 mJ/m^2 . Numerosas investigaciones como las llevadas a cabo por Schramm y Reed [14] o Ferreira y Müllner [15] se han realizado para aclarar la dependencia de la SFE en la composición. En general, la SFE de los aceros inoxidables austeníticos tiende a aumentar con el incremento de la aleación. Sin embargo, sigue existiendo una incertidumbre significativa sobre la influencia de los elementos individuales, especialmente sobre la influencia del nitrógeno [16].

La microestructura FCC de la mayoría de los aceros inoxidables austeníticos no es termodinámicamente estable a temperatura ambiente. Por lo tanto, el estrés aplicado o la deformación plástica pueden inducir una transformación de fase martensítica sin difusión, mediante la cual la fase de austenita metaestable se transforma en la fase martensítica, que es termodinámicamente más estable. Existen dos fases martensíticas diferentes en los aceros inoxidables austeníticos: la martensita ε hexagonal compacta (HCP) y la martensita α' cúbica centrada en el cuerpo (BCC). Debido al contenido relativamente bajo de intersticiales, la estructura cristalina normalmente se refiere como BCC y no como tetragonal centrada en el cuerpo. Como se discutirá a continuación, las transformaciones martensíticas inducidas por deformación tienen una influencia pronunciada en las propiedades mecánicas de los aceros inoxidables austeníticos metaestables.

La termodinámica de la transformación martensítica inducida por deformación se ilustra esquemáticamente en la Figura 2.1.1, que muestra las

energías libres de las fases de austenita y martensita en función de la temperatura. La transformación martensítica espontánea puede tener lugar solo si la diferencia entre las energías libres químicas de las fases de austenita y martensita, es decir, la fuerza motriz química, alcanza el valor crítico $\Delta G_{Ms}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$, lo que ocurre a la temperatura M_S .

Sin embargo, la transformación también puede ocurrir a la temperatura $T_1 (> M_S)$, si está disponible una fuerza motriz mecánica U' suficiente, de modo que:

$$\Delta G_{Ms}^{\gamma \rightarrow \alpha'} + U' = \Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow \alpha'} \quad (2.1)$$

Patel y Cohen sostienen que la fuerza motriz mecánica se origina en la tensión aplicada, la cual se suma a la fuerza motriz química, y sugirieron la siguiente expresión para la fuerza motriz mecánica en función de la tensión y la orientación [18]

$$\begin{aligned} U' &= \tau s_0 + \sigma \varepsilon_0 \\ &= \sigma \sin 2\Theta \pm \varepsilon_0 \sigma \frac{(1 + \cos 2\Theta)}{2} \end{aligned} \quad (2.2)$$

donde los términos τs_0 y $\sigma \varepsilon_0$ representan el trabajo realizado por las tensiones cortantes y normales mientras σ es el valor absoluto de la tensión aplicada y Θ el ángulo entre el eje de la tensión y la normal al plano. Los signos positivo y negativo corresponden a tensiones de tracción y compresión, respectivamente.

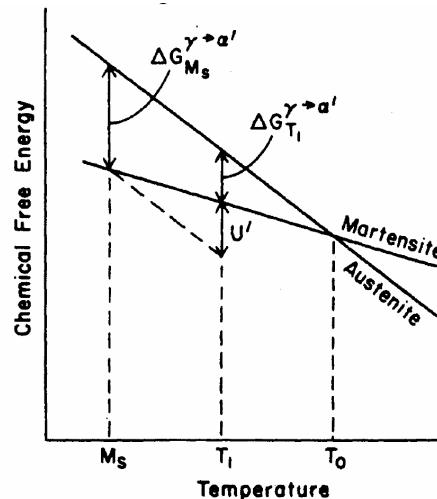


Figura 2.1.1: Ilustración esquemática de las energías libres químicas de las fases de austenita y martensita en función de la temperatura [17].

2.2. Factores que afectan la transformación a martensita α' inducida por deformación

La magnitud de la transformación a martensita α' inducida por deformación está significativamente influenciada por varios factores, como la composición química, la temperatura, la tasa de deformación, el estado de la deformación y el tamaño de grano de la fase austenítica. Se ha demostrado que la variación en la transformación a martensita α' tiene un impacto sustancial en la respuesta mecánica de los aceros inoxidables austeníticos metaestables.

2.2.1. Efecto de la composición química

La aleación de los aceros inoxidables austeníticos los hace más estables frente a la transformación a martensita α' inducida por deformación. Esto es una consecuencia de la modificación de la energía de defecto de apilamiento y de la fuerza motriz química $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'}$. Se han propuesto varias fórmulas empíricas para describir la influencia de la composición química sobre la tendencia a la transformación a martensita α' inducida por deformación. La primera fórmula fue determinada por T. Angel [19]:

$$M_d(30)(^{\circ}\text{C}) = 413 - 462(\%C + \%N) - 9,2\%\text{Si} \\ - 8,1\%\text{Mn} - 13,7\%\text{Cr} \\ + 18,5\%\text{Mo} + 9,5\%\text{Ni} \quad (2.3)$$

donde el contenido de las aleaciones está expresado en porcentaje en peso. La temperatura $M_d(30)$ representa la temperatura a la cual se forma el 50% de la fase martensítica α' después de una deformación verdadera de tracción de 0.3. Kiyohiko and Yutaka [20] modificaron la ecuación de T. Angel [19] e incluyeron el efecto del tamaño de grano, obteniendo la siguiente fórmula:

$$M_d(30)(^{\circ}\text{C}) = 551 - 462(\%C + \%N) - 9,2\%\text{Si} \\ - 8,1\%\text{Mn} - 13,7\%\text{Cr} \\ + 18,5\%\text{Mo} + 29(\%\text{Ni} + \% \text{Cu}) \\ - 68\%\text{Nb} - 1,42(\text{GS} - 8) \quad (2.4)$$

donde GS es el número del tamaño de grano ASTM.

2.2.2. Efecto de la temperatura

La formación de martensita α' inducida por deformación está influenciada por dos parámetros dependientes de la composición, como se ha visto, la energía de defecto de apilamiento y la fuerza motriz química $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'}$. Dado

que ambas variables también dependen de la temperatura, la transformación martensítica α' inducida por deformación es sensible a la temperatura. Se sabe que la transformación de martensita α' se suprime con el aumento de la temperatura [19]. Este comportamiento se atribuye normalmente a la disminución de la fuerza motriz química $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'}$ con el aumento de la temperatura. Aunque se ha demostrado que la energía de defecto de apilamiento aumenta con la temperatura, su papel en la supresión de la transformación martensítica α' no ha sido explícitamente demostrado en la literatura.

2.2.3. Efecto del estado tensional y de deformación

La magnitud de la transformación a martensita α' depende del estado de tensión y deformación. Powell y Marshall encontraron que la transformación a martensita α' inducida por deformación es más rápida bajo tensiones de tracción en comparación con tensiones de compresión[21]. Hecker y Stout observaron que se forma más martensita α' bajo tensión biaxial que bajo tensión uniaxial, cuando la comparación se realiza con respecto a la deformación principal máxima. Sin embargo, cuando la comparación se basa en la deformación efectiva de von Mises, se encontraron tendencias similares en ambas condiciones de tensión [22].

La observación reportada se explica en función del incremento en la frecuencia de intersecciones entre bandas de corte bajo condiciones de tensión biaxial, fenómeno que favorece la transformación de fase. Las bandas de corte constituyen regiones discretas y altamente localizadas dentro del material, caracterizadas por una deformación plástica considerablemente mayor que la de las áreas circundantes. Estas bandas emergen debido a la concentración de tensiones, actuando como vías preferenciales para la acomodación plástica. Microscópicamente, las bandas de corte se identifican como planos o regiones lineales donde ocurre un marcado desplazamiento relativo entre planos atómicos adyacentes. La intensificación de la deformación plástica en estas zonas, especialmente cuando múltiples bandas se entrecruzan bajo estados tensionales complejos como el biaxial, incrementa la densidad de defectos y la energía almacenada localmente, promoviendo así procesos como transformaciones martensíticas inducidas por deformación u otras transiciones estructurales de fase.

2.2.4. Efecto del tamaño de grano de la austenita

Jonapá et al. [23] estudiaron el efecto del tamaño de grano de la austenita en la transformación a martensita α' inducida por deformación en el acero AISI 304. Se encontró que un tamaño de grano grande favorece la transformación. Este hallazgo está en concordancia con los resultados de Nohara y Kiyohiko, quienes mostraron que la temperatura $M_d(30)$ aumenta con el

tamaño de grano [20]. También, Varma y Kalyanam encontraron que un tamaño de grano grande promueve la formación de martensita α' durante la deformación por tracción y laminado en frío en los aceros EN 1.4301 y EN 1.4401 (AISI 304/316) [24].

2.2.5. Efecto de la tasa de deformación

La mayoría de las investigaciones indican que la transformación a martensita α' inducida por deformación se suprime con el aumento de la tasa de deformación. Esto se ha explicado en términos del calentamiento adiabático, que disminuye la fuerza motriz química de la transformación. Sin embargo, estudios como los de Staudhammer y Murr han sugerido que una alta tasa de deformación puede promover la formación de más bandas de corte irregulares, lo que reduce la probabilidad de nucleación de martensita α' crítica, suprimiendo así su formación [25].

En resumen, los factores mencionados tienen un impacto considerable en la transformación martensítica inducida por deformación, y su comprensión es crucial para el uso adecuado de los aceros inoxidables austeníticos en aplicaciones de ingeniería.

2.2.6. Efecto de la anisotropía

La textura cristalográfica heredada del laminado puede influir en la facilidad con que ciertos sistemas de deslizamiento se activan y, por tanto, en la nucleación de martensita en determinadas direcciones.

La anisotropía en la transformación martensítica es un fenómeno influenciado por la microestructura, la deformación plástica y las propiedades elásticas del material. En primer lugar, la orientación preferencial de los granos y la distribución de fases pueden favorecer la transformación en ciertas direcciones, especialmente en materiales laminados o trabajados en frío, donde la textura cristalográfica define la activación de variantes martensíticas. En aceros TRIP, la fase austenítica retenida tiende a transformarse con mayor facilidad en direcciones alineadas con los planos $\{111\}$. Además, una distribución heterogénea de la fase austenítica puede generar una respuesta mecánica anisótropa, afectando la nucleación y el crecimiento de la martensita. En cuanto a la anisotropía de deformación plástica, la transformación martensítica está acoplada a la deformación inducida por carga, lo que significa que su activación dependerá del estado de tensión multiaxial del material. En cargas uniaxiales, la transformación se concentra en regiones con mayor deformación acumulada, mientras que en cargas multiaxiales puede inhibirse o potenciarse según la relación de tensiones principales.

La transformación martensítica implica una expansión volumétrica que, combinada con la anisotropía del módulo elástico, puede generar tensiones

internas diferenciadas y modificar la cinética de transformación. En materiales con fuerte anisotropía elástica, la distribución de la martensita puede ser heterogénea, afectando la respuesta global del material y su comportamiento mecánico final.

2.3. Procesos de conformado en frío de láminas metálicas

El conformado de láminas metálicas es uno de los procesos más utilizados en la manufactura de componentes en diversas industrias, como la automotriz, aeroespacial, y electrónica. Este método permite transformar láminas metálicas planas en piezas tridimensionales mediante la aplicación de fuerzas controladas, sin alterar significativamente su volumen. Los procesos de conformado en frío, en particular, presentan ventajas clave, como la mejora de las propiedades mecánicas del material debido al endurecimiento por deformación y la precisión dimensional en las piezas finales.

Dentro de los métodos de conformado en frío, destacan técnicas como el embutido, el doblado y el estampado, las cuales se caracterizan por su capacidad de producir piezas con geometrías complejas y tolerancias estrechas. Sin embargo, uno de los desafíos más importantes que enfrentan estos procesos es el fenómeno de la recuperación elástica o *springback*. Este fenómeno, que se refiere a la tendencia del material a recuperar su forma original después de la deformación, puede comprometer la precisión dimensional de las piezas conformadas, generando la necesidad de ajustes en el diseño del proceso o de operaciones adicionales para corregir las desviaciones.

A lo largo de este capítulo, se describirán los principales procesos de conformado de láminas metálicas, destacando sus principios fundamentales, las variables críticas que afectan el resultado final y los desafíos que presenta la interacción entre el material y el proceso, con especial énfasis en el *springback*.

2.3.1. Introducción al conformado en frío

El conformado de láminas metálicas es un proceso en el cual una lámina delgada de metal se deforma plásticamente para adquirir la geometría final deseada. En la mayoría de los procesos de conformado de láminas metálicas, el mecanismo de conformado consta de componentes rígidos que normalmente incluyen una matriz que tiene la forma final requerida, un punzón para empujar la lámina metálica hacia la cavidad de la matriz, y un retenedor para mantener la pieza durante el proceso de conformado. Sin embargo, en algunos procesos de conformado de láminas metálicas, no es necesario el retenedor, lo que se conoce como doblado al aire, como el doblado en V y el conformado en U, tal como se muestra en la Figura 2.3.1.

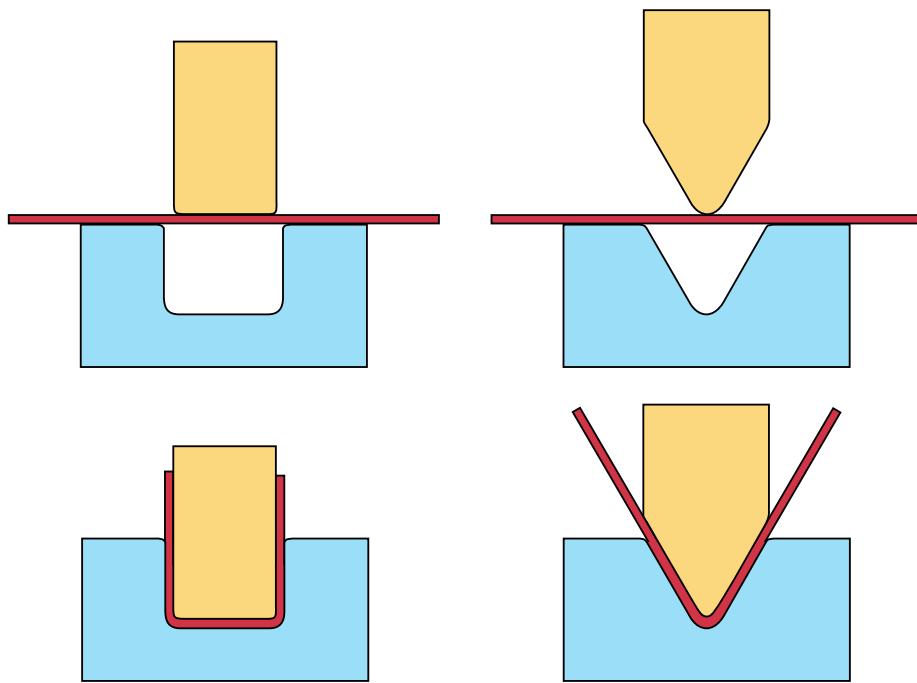


Figura 2.3.1: Doblado en V y conformado en U de láminas metálicas

Los procesos de conformado de láminas metálicas son ampliamente utilizados por las industrias en general. Más del 55 % de los componentes de láminas metálicas se producen mediante el doblado con prensa en estas industrias [26].

El conformado por estirado de láminas, comúnmente llamado proceso de embutición, es otro tipo de proceso de conformado de láminas metálicas. En esta operación, la lámina está sometida a fuerzas de estirado (tensión) además de la fuerza de flexión, debido al retenedor que mantiene la pieza. La Figura 2.3.2 ilustra el principio del proceso de conformado de láminas metálicas mediante estirado.

Como resultado de la necesidad de optimizar los costos de producción en la industria, se ha incrementado el esfuerzo para reducir los espesores de las láminas metálicas mediante el uso de materiales de alta resistencia, como el acero y el aluminio. Esta tendencia permite disminuir el volumen de material necesario, lo cual reduce los costos de manufactura, especialmente en aplicaciones de gran escala.

Sin embargo, el empleo de materiales de alta resistencia introduce retos técnicos considerables debido a su baja formabilidad y la significativa recuperación elástica o *springback*, que afectan la calidad y precisión del producto final. Esto genera complicaciones adicionales en el diseño de las herramientas

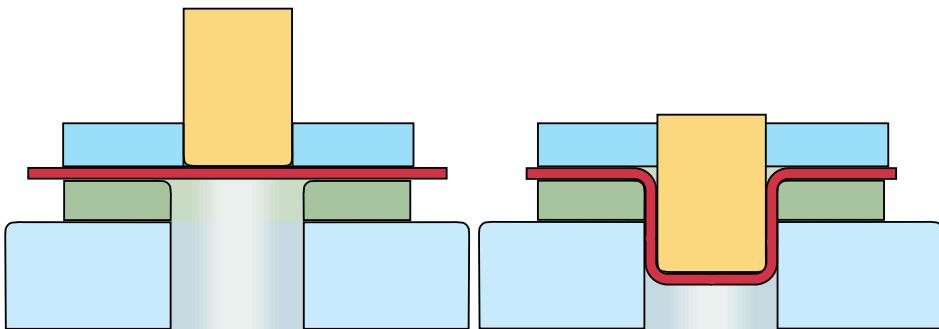


Figura 2.3.2: Proceso de conformado de láminas metálicas mediante estirado, comúnmente llamado proceso de embutición.

de conformado, aumentando la complejidad y los costos asociados al proceso de fabricación.

2.3.2. Deformación plástica

Una forma de combatir el problema del *springback* y el de la baja formabilidad consiste en disponer de una predicción precisa del conformado de láminas metálicas de alta resistencia. Con el objetivo de poder modelizar adecuadamente este comportamiento, es fundamental estudiar los mecanismos que llevan a la deformación plástica y a cómo los materiales pueden alterar su forma sin fracturarse.

2.3.2.1. Deformación plástica vs. deformación elástica

En términos de mecánica de materiales, la deformación puede clasificarse en elástica y plástica, cada una con características y consecuencias distintas en el comportamiento del material.

Deformación Elástica: La deformación elástica ocurre cuando un material es sometido a una tensión y experimenta un cambio temporal en su forma o tamaño. Al retirar la tensión aplicada, el material retorna a su estado original, ya que esta deformación no altera permanentemente la estructura interna. Este comportamiento es resultado del estiramiento reversible de los enlaces atómicos y se caracteriza por estar dentro de la región lineal de la curva tensión-deformación, siguiendo la ley de Hooke:

$$\sigma = E \cdot \epsilon$$

donde σ es la tensión, E es el módulo de elasticidad (o módulo de Young), y ϵ es la deformación. La ley de Hooke es válida solo hasta el límite elástico, el punto en el cual el material transita de comportamiento elástico a plástico.

Deformación Plástica: Cuando la tensión aplicada sobrepasa el límite elástico, se producen desplazamientos permanentes en la estructura del material, lo que define la deformación plástica. En este proceso, los átomos se reorganizan en nuevas posiciones, generando una modificación irreversible de la estructura que no permite que el material retorne a su forma original al retirar la carga. La deformación plástica es crucial para los procesos de conformado, ya que permite dar forma a materiales sin fracturarlo. En el contexto de esta investigación sobre el *springback*, la deformación plástica es esencial para entender cómo las láminas metálicas pueden moldearse y cómo su elasticidad residual afecta el retorno a la forma original al liberar las tensiones.

2.3.2.2. Fundamentos de la deformación plástica en metales

El comportamiento plástico en los materiales, y en particular en los metales, es producto de la capacidad de los átomos de deslizarse o reordenarse de manera permanente cuando se aplica determinado nivel de tensión. En metales, esto ocurre mediante mecanismos específicos que dependen de la estructura cristalina, la temperatura y la naturaleza del material.

Deslizamiento y dislocaciones: El deslizamiento es el proceso mediante el cual los planos atómicos se deslizan unos sobre otros bajo una tensión aplicada. Las dislocaciones, defectos en la estructura cristalina, permiten que este proceso ocurra con menos energía, facilitando el cambio de forma sin fractura. El deslizamiento y el movimiento de dislocaciones son fundamentales para la deformación plástica, y su control permite mejorar propiedades mecánicas, como la ductilidad y la resistencia a la deformación.

Límite de fluencia: Al llegar a este punto de la curva tensión-deformación, se produce el inicio de la deformación plástica. El límite de fluencia o punto de cedencia indica la tensión mínima necesaria para que el material comience a deformarse plásticamente. En materiales con un límite de fluencia bien definido, la curva tensión-deformación presenta una caída de la tensión al alcanzarse este punto, seguida de una meseta durante la cual el material desarrolla deformación plástica a tensión prácticamente constante.

Endurecimiento por deformación: A medida que un material se deforma plásticamente, las dislocaciones interactúan entre sí, dificultando su movimiento y aumentando la resistencia del material. En este contexto, la resistencia hace referencia a la tensión de fluencia necesaria para continuar la deformación plástica. Este fenómeno, conocido como endurecimiento por deformación o trabajo en frío, es particularmente relevante en el conformado en frío. La ecuación de Taylor [27] describe esta relación entre la resistencia y la densidad de dislocaciones:

$$\sigma = \sigma_0 + k\sqrt{\rho}$$

donde σ es la tensión de fluencia, σ_0 es la resistencia inicial, k es una constante y ρ es la densidad de dislocaciones. A medida que aumenta la densidad de dislocaciones, también lo hace la resistencia del material, lo que limita la cantidad de deformación adicional que se puede lograr.

2.3.2.3. Efectos de la temperatura y la velocidad de deformación en el comportamiento Plástico

El comportamiento plástico de un material depende también de factores externos como la temperatura y la velocidad de deformación:

Temperatura: A temperaturas elevadas, el movimiento de dislocaciones se facilita, disminuyendo la resistencia y favoreciendo la deformación plástica. Este fenómeno se observa en procesos como el laminado en caliente, donde los metales pueden deformarse con menores esfuerzos. Sin embargo, en el conformado en frío, el material se endurece más rápidamente debido a la acumulación de dislocaciones.

Velocidad de Deformación: A mayores velocidades de deformación, los materiales suelen endurecerse, ya que las dislocaciones tienen menos tiempo para moverse y reordenarse. En metales, este endurecimiento es relevante en procesos de alta velocidad, donde se requiere una mayor resistencia para soportar la deformación rápida sin fractura.

2.3.3. Fenómeno de recuperación elástica (*springback*)

Una vez introducidos algunos de los aspectos principales vinculados con la deformación plástica que afectan al conformado de láminas metálicas, es preciso presentar el fenómeno de la recuperación elástica (*springback*) y su predicción, origen de muchos de los problemas relacionados con el diseño y calidad en este tipo de fabricación.

El *springback* se puede definir como un cambio de forma impulsado elásticamente de una pieza deformada, que ocurre durante la eliminación de las cargas externas. Se trata de un fenómeno físico complejo que está principalmente gobernado por el estado de tensiones alcanzado al final de la deformación.

Dependiendo de la geometría del producto y del régimen de deformación, el fenómeno de *springback* puede manifestarse de diferentes formas durante el conformado de láminas metálicas. Por ejemplo, después de un proceso de doblado bajo condiciones de deformación en plano, se observa una recuperación elástica característica del estado de flexión. De manera análoga, cuando el material ha sido descargado tras estar sometido a tensión o compresión en el plano, se produce una recuperación asociada al estado de membrana. En componentes con secciones transversales desiguales, como paneles poco profundos, la recuperación elástica tiende a ser heterogénea en distintas direc-

ciones, lo que conduce a una respuesta de torsión. En la práctica industrial, lo más habitual es que la geometría del producto combine simultáneamente flexión fuera del plano y deformación en el plano (tracción o compresión), resultando en un comportamiento de *springback* más complejo.

La modelización precisa del *springback* en el conformado de láminas metálicas requiere una caracterización exhaustiva del fenómeno y de los mecanismos que lo gobiernan. Para evaluar su sensibilidad a distintos parámetros del proceso, pueden implementarse metodologías experimentales de diversa complejidad. Mientras que ensayos simplificados permiten una primera aproximación a la respuesta del material, ensayos más avanzados han sido diseñados para reproducir condiciones de deformación más representativas del proceso real como proponen Pijlman [28] y Carden [29]. Estudios presentados por Cleveland y Ghosh han evidenciado que el *springback* no responde exclusivamente a un comportamiento elástico, sino que está influenciado por efectos de plasticidad a microescala [30], lo que introduce una mayor complejidad en su predicción y modelizado como expone Teodosiu [31].

Dentro del estudio de la recuperación elástica, se han propuesto diversos enfoques para la predicción del *springback*. Entre ellos, tanto Leu como Pourboghrat, introducen modelos analíticos que representan una aproximación fundamental para describir la evolución geométrica de la pieza tras procesos de conformado simples [32], [33]. Aunque su aplicabilidad es limitada a configuraciones específicas, estos modelos constituyen una herramienta valiosa para evaluar de manera rápida la influencia de parámetros materiales y de proceso en la magnitud del *springback*, proporcionando una visión cualitativa de su comportamiento.

2.4. Modelos constitutivos del material

El objetivo general de esta tesis doctoral es caracterizar y modelar con precisión el comportamiento plástico anisotrópico y el fenómeno de recuperación elástica en láminas de acero inoxidable austenítico metaestable. La capacidad de predecir con precisión el fenómeno del *springback* en procesos de conformado en frío depende fundamentalmente de nuestra capacidad para comprender y caracterizar adecuadamente el comportamiento mecánico del material durante todo el proceso de deformación y descarga.

El *springback* está intrínsecamente ligado a cómo el material almacena energía elástica durante la deformación plástica y posteriormente la libera al retirar la carga. Esta respuesta depende directamente de la combinación de varios aspectos esenciales del comportamiento mecánico:

0. **Propiedades elásticas fundamentales:** determinan la cantidad inicial de energía elástica almacenada.

- I. **Criterio de fluencia:** indica cuándo comienza la deformación plástica.
- II. **Endurecimiento plástico:** regula cómo evoluciona la resistencia del material durante la deformación.
- III. **Degradación del módulo elástico:** afecta la capacidad del material para recuperar su forma original.

La correcta descripción e integración de estos elementos permite modelizar fielmente el comportamiento real del material, facilitando así una predicción robusta y precisa del *springback*. En la Figura 2.4.1 se representan estas diferentes fases del comportamiento mecánico del material para el acero inoxidable austenítico 1.4301. Se observa una transición suave y redondeada en torno al límite elástico, en contraste con la meseta típica observada en aceros al carbono durante el inicio de la deformación plástica. Se identifican claramente las fases principales del comportamiento mecánico del material: una región elástica inicial (I) con módulo E_0 , una fase combinada de fluencia y endurecimiento plástico (II), y una fase de descarga con recuperación elástica (III), en la que el material presenta un módulo elástico degradado E_d , donde $E_d < E_0$ como consecuencia del daño acumulado durante la deformación.

En los siguientes apartados, se expondrá el estado del arte en referencia a los cuatro aspectos mencionados que determinan el comportamiento mecánico de los elementos metálicos fabricados mediante conformado: las propiedades elásticas fundamentales, el endurecimiento plástico, el criterio de fluencia y la degradación del módulo elástico.

2.4.1. Propiedades elásticas fundamentales

Las propiedades elásticas fundamentales de un material describen su comportamiento mecánico bajo cargas que producen deformaciones reversibles, es decir, aquellas deformaciones que desaparecen al retirar la carga. Este comportamiento está gobernado principalmente por parámetros como el módulo elástico o el coeficiente de Poisson. Estas propiedades son cruciales en el diseño y análisis estructural ya que determinan cómo responderá un material en la región elástica antes de experimentar deformaciones permanentes o daños.

El módulo elástico es una medida de la rigidez de un material y se define como la relación entre la tensión aplicada y la deformación longitudinal resultante en la región elástica. El coeficiente de Poisson es una propiedad que cuantifica la relación entre la deformación transversal y la deformación longitudinal cuando el material es sometido a una carga axial. Es decir, refleja la tendencia de un material a contraerse o expandirse lateralmente mientras se alarga o se acorta axialmente. Típicamente, los metales tienen un coeficiente de Poisson en el rango de 0.25 a 0.35 (0.3 para el caso de del acero 1.4301),

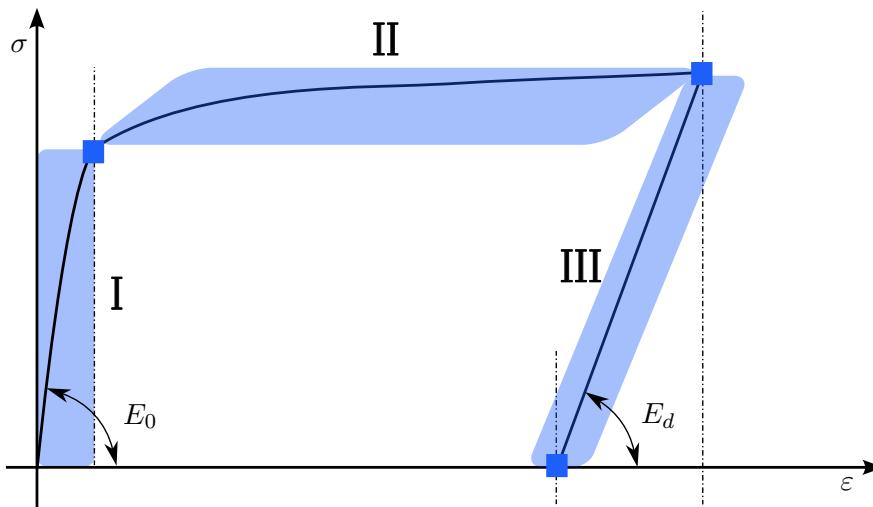


Figura 2.4.1: Curva tensión-deformación característica del acero inoxidable austenítico 1.4301.

lo que indica que se contraen lateralmente al ser estirados y se expanden lateralmente al ser comprimidos.

Otra propiedad importante es el límite elástico, definido como la máxima tensión que un material puede soportar antes de sufrir deformaciones plásticas permanentes. Aunque el límite elástico es una propiedad asociada al comienzo del comportamiento plástico, su determinación es fundamental para definir el rango elástico de operación de los materiales.

Finalmente, es importante mencionar el comportamiento anisotrópico de este tipo aceros cuando son fabricados por métodos de laminación. En estos casos, las propiedades elásticas varían con la dirección del esfuerzo aplicado debido a la orientación preferencial de sus estructuras internas.

En resumen, las propiedades elásticas fundamentales establecen la base para entender cómo un material responde inicialmente a cargas aplicadas y son fundamentales para predecir y analizar su comportamiento mecánico antes de procesos de endurecimiento plástico.

2.4.2. Endurecimiento plástico

Esta sección detalla el concepto de endurecimiento y presenta una revisión de los modelos de endurecimiento fenomenológico comúnmente utilizados en el marco de condiciones de carga cuasi-estáticas. Se describen características comunes de las inversiones de carga y se discuten las capacidades de los diferentes modelos de endurecimiento para modelizar dichas características.

Primero se define el concepto de endurecimiento. En las secciones siguientes se analizan, respectivamente, los tipos de endurecimiento isotrópico y cinemático. Debido a que ninguno de estos modelos por sí solo es lo suficientemente preciso para describir el comportamiento de endurecimiento, se define el concepto de endurecimiento mixto y se examinan diversos modelos clásicos y avanzados de dicho endurecimiento.

2.4.2.1. Endurecimiento de metales

El movimiento de las dislocaciones a lo largo de planos y direcciones específicas en la estructura cristalina es el principal mecanismo responsable del endurecimiento por deformación en metales a bajas temperaturas [34]. A medida que el material se deforma, este deslizamiento de dislocaciones induce una rotación gradual de la red cristalina. Con el progreso de la deformación, las dislocaciones se encuentran y se acumulan en obstáculos microestructurales, lo que dificulta su movimiento y aumenta la resistencia del material al deslizamiento. Este incremento en la resistencia al movimiento de las dislocaciones durante la deformación plástica es lo que se conoce como endurecimiento del material [35].

En la curva tensión-deformación, la región que describe la deformación plástica se denomina curva de fluencia. Como consecuencia del endurecimiento, el esfuerzo necesario para que el material siga deformándose aumenta en función de la cantidad total de deformación plástica acumulada. Al retirar la carga, la tensión de fluencia en ese instante se convierte en la nueva tensión de fluencia del material [36].

El endurecimiento del material puede descomponerse en dos mecanismos fundamentales: la traslación (Endurecimiento Cinemático) y la expansión (Endurecimiento Isotrópico) de la superficie de fluencia. Esta clasificación es clave para describir con precisión el endurecimiento cuando se invierte la carga, ya que influye significativamente en la distribución de esfuerzos y tensiones residuales, aspectos cruciales en el cálculo del *springback*.

La función de endurecimiento isotrópico determina un incremento uniforme del tamaño de la superficie de fluencia en todas las direcciones, tal como se ilustra en la Figura 2.4.2 b). Por otro lado, la función de endurecimiento cinemático describe una traslación de dicha superficie en el espacio de tensiones, según se observa en la Figura 2.4.3 a). Este desplazamiento es caracterizado mediante la tensión de retroceso, comúnmente denominada *back stress*, concepto ampliamente utilizado en modelos avanzados de plasticidad para representar la tensión interna que genera dicha traslación, indicada por la variable q en la Figura 2.4.3 b).

Una función de endurecimiento isotrópico resulta insuficiente para describir adecuadamente las características específicas de una curva de endurecimiento cíclico, especialmente cuando se trata de cargas inversas. La traslación

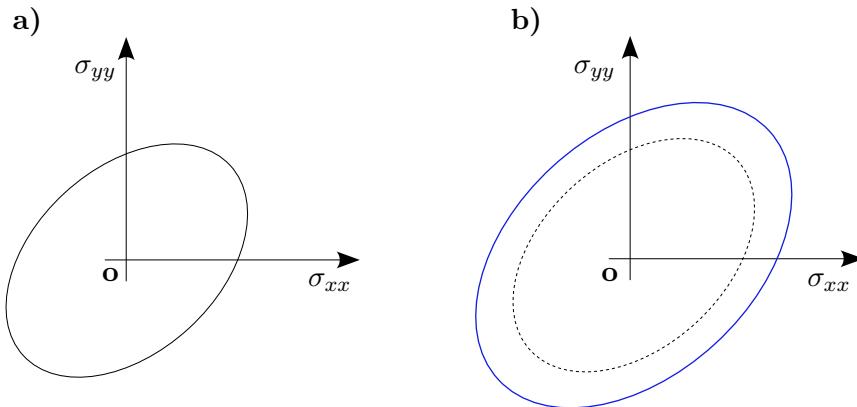


Figura 2.4.2: Se ilustran los modelos de: a) Superficie de fluencia inicial ; b) Endurecimiento isotrópico

de la superficie de fluencia, fenómeno que ha sido ampliamente observado de manera experimental en láminas metálicas sometidas a cargas cíclicas [37], requiere considerarse mediante una función específica de endurecimiento cinemático. Sin embargo, la aplicación exclusiva del endurecimiento cinemático conduce a una subestimación tanto del endurecimiento durante la inversión de la carga como del fenómeno de *springback*. Por el contrario, la utilización aislada del endurecimiento isotrópico sobreestima estos efectos. Por esta razón, resulta indispensable emplear una combinación apropiada de las funciones de endurecimiento isotrópico y cinemático, capaz de representar simultáneamente la expansión y la traslación de la superficie de fluencia. Este enfoque mixto, conocido como endurecimiento mixto isotrópico-cinemático, permite predecir con mayor precisión el comportamiento tensión-deformación del material bajo condiciones de carga proporcionales e inversas. En la Figura 2.4.3 b) se ilustra de manera conceptual dicho modelo.

Además de estos dos mecanismos, existe el endurecimiento distorsional, el cual se refiere a la evolución no uniforme de la superficie de fluencia durante la deformación plástica. A diferencia del endurecimiento isotrópico o del cinemático, el endurecimiento distorsional implica un cambio de forma de la superficie de fluencia. En otras palabras, el material se endurece de manera anisótropa: la capacidad resistente se incrementa en algunas direcciones de carga más que en otras, distorsionando la envolvente de fluencia inicial. Experimentalmente se observa que tras una deformación plástica inicial, la nueva superficie de fluencia presenta un afilamiento o curvatura acentuada en la dirección de la carga previa y un aplanamiento en la región opuesta.

Este fenómeno, también llamado anisotropía evolutiva o endurecimiento direccional, está ligado a cambios microestructurales en el material (por

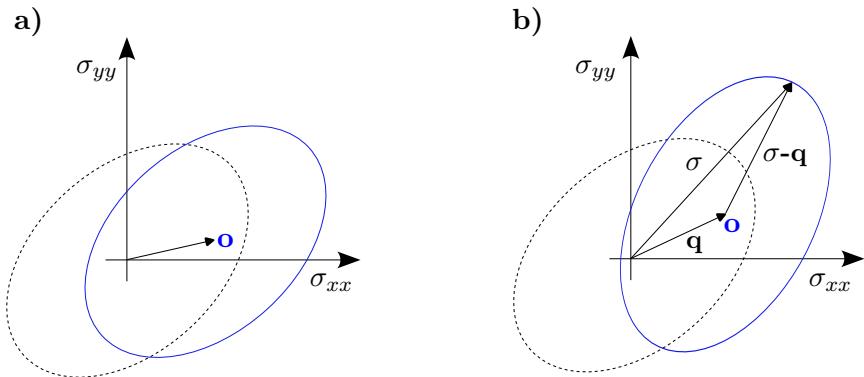


Figura 2.4.3: Se ilustran los modelos de: a) Endurecimiento cinemático ; b) Endurecimiento mixto isotrópico-cinemático

ejemplo, redistribución de dislocaciones, texturización inducida) que generan respuestas diferenciales según la dirección de carga. En términos de deformaciones, suele asociarse a la acumulación de deformación distorsional (desviadora o de forma) frente a la deformación volumétrica: el desarrollo de deformación distorsional altera la relación entre tensiones desviadoras en el material, provocando finalmente la distorsión de la superficie de fluencia. En resumen, el endurecimiento distorsional describe cómo un material endurece de forma anisótropa, cambiando la geometría de su función de fluencia a medida que se deforma plásticamente. No obstante, la complejidad inherente a capturar con precisión estos mecanismos microestructurales en los modelos numéricos se traduce en elevados costes de cálculo. A pesar de los recientes esfuerzos por reducir los costos computacionales, estos siguen siendo excepcionalmente exigentes desde el punto de vista computacional para numerosas aplicaciones industriales[38].

2.4.2.2. Endurecimiento isotrópico

La aplicación de un modelo de endurecimiento isotrópico resulta adecuada para la simulación de procesos de deformación monótona en los que la dirección del esfuerzo permanece constante [39].

Dicho comportamiento de endurecimiento isotrópico ha sido modelizado mediante diversas formulaciones a lo largo de la literatura y la práctica. Una de las primeras propuestas fue la ley de Ludwick (1909), que se expresa como

$$\sigma^{\text{Ludwick}} = \sigma_0 + K \varepsilon^n \quad (2.5)$$

donde σ_0 representa la tensión de fluencia inicial, K es el coeficiente de

resistencia y n es el exponente de endurecimiento por deformación. Posteriormente, Hollomon (1944) propuso una formulación similar pero que omite la tensión inicial, quedando definida por

$$\sigma^{\text{Hollomon}} = K \bar{\varepsilon}^n \quad (2.6)$$

El endurecimiento saturante se caracteriza por una disminución progresiva de la tasa de endurecimiento hasta alcanzar un valor asintótico de tensión en grandes deformaciones, típico en aceros y aleaciones con comportamiento estabilizado (la tasa de endurecimiento se reduce progresivamente hasta volverse prácticamente nula). En contraste, el endurecimiento no saturante muestra un incremento continuo de la tensión sin tendencia a la saturación, común en aleaciones de aluminio y metales FCC. Mientras que el primero representa una evolución exponencial decreciente de la resistencia del material, el segundo sigue una ley de crecimiento continuo sin límite definido.

Para describir el comportamiento de endurecimiento saturante, Voce (1948) introdujo la siguiente expresión:

$$\sigma^{\text{Voce}} = \sigma_0 + Q(1 - e^{-b\bar{\varepsilon}}) \quad (2.7)$$

donde Q es un parámetro de saturación asociado al valor límite de la tensión en deformaciones plásticas elevadas y b define la tasa de saturación. En contraste, Swift (1947) presentó una ley que incorpora la deformación plástica inicial, $\bar{\varepsilon}_0$, y se utiliza principalmente para materiales que exhiben un endurecimiento no saturante, expresada como

$$\sigma^{\text{Swift}} = K(\bar{\varepsilon}_0^2 + \bar{\varepsilon}^2)^n \quad (2.8)$$

Finalmente, Prager (1938) propuso una formulación basada en la función hiperbólica para describir el endurecimiento isotrópico:

$$\sigma^{\text{Prager}} = \sigma_0 \tanh\left(\frac{E \bar{\varepsilon}}{\sigma_0}\right) \quad (2.9)$$

donde E corresponde al módulo de elasticidad.

Entre estas formulaciones, las leyes de Voce y Swift son especialmente relevantes en la caracterización del endurecimiento en láminas metálicas.

Entre las funciones de endurecimiento isotrópico descritas en las ecuaciones (2.5) a (2.9), las leyes de Voce y Swift son ampliamente utilizadas para la caracterización del endurecimiento en láminas metálicas. La ley de endurecimiento de Voce se emplea predominantemente en aceros, los cuales presentan un comportamiento de endurecimiento saturante, caracterizado por una disminución progresiva de la tasa de incremento de la tensión con la deformación plástica, hasta alcanzar un valor asintótico en grandes deformaciones.

Por otro lado, la ley de endurecimiento de Swift [40] se utiliza con mayor frecuencia en aleaciones de aluminio, que exhiben un comportamiento de endurecimiento no saturante. Adicionalmente, la ley combinada de Swift-Voce integra ambas formulaciones de endurecimiento, saturante y no saturante, mediante un factor de ponderación, lo que permite una excelente correlación con el comportamiento mecánico tanto de aceros como de aleaciones de aluminio.

El modelo de endurecimiento Hockett-Sherby [41] se expresa mediante la ecuación:

$$\sigma(\epsilon_p) = \sigma_{\text{sat}} - (\sigma_{\text{sat}} - \sigma_0)e^{-m\epsilon_p^n} \quad (2.10)$$

donde σ es la tensión en función de la deformación plástica ϵ_p , σ_0 es la tensión de fluencia inicial, σ_{sat} es la tensión de saturación, y m, n son constantes del material que determinan la rapidez y la curvatura del endurecimiento. Esta formulación representa un endurecimiento isotrópico con saturación. Al inicio ($\epsilon_p = 0$) la tensión σ parte de σ_0 y luego aumenta con la deformación plástica, pero cada vez más lentamente debido al término exponencial, acercándose de forma asintótica a σ_{sat} a grandes deformaciones, es decir, el material alcanza un nivel de resistencia casi constante cuando se satura su endurecimiento.

2.4.2.3. Endurecimiento cinemático

La inversión de carga en procesos de conformado de láminas metálicas describe la situación en la que el material experimenta cambios alternantes en el sentido de las tensiones aplicadas, típicamente observada cuando la lámina se adapta al contorno curvo de una matriz para posteriormente recuperar su forma plana al avanzar con el punzón.

Este fenómeno genera alternancia entre tensiones de tracción y compresión en diferentes puntos a lo largo del espesor de la lámina, originando el conocido efecto Bauschinger. Este efecto se caracteriza por una reducción del límite elástico cuando la dirección de carga es invertida respecto a la carga aplicada inicialmente. Además, el comportamiento mecánico muestra etapas transitorias con un desplazamiento gradual de la curva de fluencia hacia tensiones menores, reflejando un ablandamiento irreversible. Asimismo, el comportamiento de endurecimiento del material experimenta una etapa inicial de estabilización seguida por una reducción continua de la tasa de endurecimiento, resultando en un reblandecimiento permanente.

El efecto Bauschinger está presente en diversos metales y aleaciones, principalmente por la acumulación de microtensiones internas debidas a incompatibilidades de deformación entre granos adyacentes [36]. Macroscópicamente, esto se traduce en una disminución notable del límite elástico al cambiar la carga de tracción a compresión [35].

Al invertir la carga, la fluencia no ocurre en el punto original (c), sino en uno nuevo (c'), tal como se ilustra en la Fig. 2.4.4. Este efecto puede influir significativamente en el *springback*, llegando a modificar su magnitud hasta en un factor de dos [42].

La cuantificación del efecto Bauschinger se realiza mediante la razón de Bauschinger, propuesta por Lee et al. [43]:

$$R_{\text{Bauschinger}} = \frac{\sigma_f - \sigma_r}{2\sigma_f} \quad (2.11)$$

donde σ_f representa la tensión de fluencia inmediatamente antes de la inversión de carga, y σ_r la tensión inicial tras dicha inversión (σ_f y σ_r se corresponden con los puntos b y c' de la Figura 2.4.4).

El desplazamiento de la superficie de fluencia al invertirse la carga se describe mediante componentes de endurecimiento isotrópico (σ) y cinemático (q), calculadas respectivamente como:

$$\sigma = \frac{\sigma_f - \sigma_r}{2} \quad (2.12)$$

$$q = \frac{\sigma_f + \sigma_r}{2} \quad (2.13)$$

Para describir y predecir este efecto, en 1956, Prager desarrolló inicialmente un modelo lineal de endurecimiento cinemático, definido por un único parámetro c_p [44]:

$$d\tilde{q} = c_p d\tilde{\varepsilon}^p \quad (2.14)$$

En dicho modelo, la superficie de fluencia se traslada en la misma dirección que la deformación plástica, ya que la tensión de retroceso evoluciona linealmente con esta deformación. No obstante, la linealidad del modelo presenta limitaciones importantes en cargas cíclicas, especialmente bajo inversiones de carga frecuentes [45], además de mostrar inconsistencias en condiciones bidimensionales y tridimensionales según lo descrito, en 1959, por Ziegler. Por ello, este propuso otra función de endurecimiento cinemático lineal en la cual la superficie de fluencia se traslada radialmente desde el centro [46]:

$$d\tilde{q} \approx c \frac{(\sigma - q)}{f} d\tilde{\varepsilon}^p \quad (2.15)$$

donde f representa la función de fluencia y c es un parámetro de endurecimiento. Sin embargo, estos modelos, al utilizar un solo parámetro, no consiguen capturar completamente las no linealidades intrínsecas en el endurecimiento plástico.

Finalmente, modelos más avanzados como el de múltiples superficies desarrollados por Mróz en 1967 [47] y 1969 [48], las teorías de doble superficie

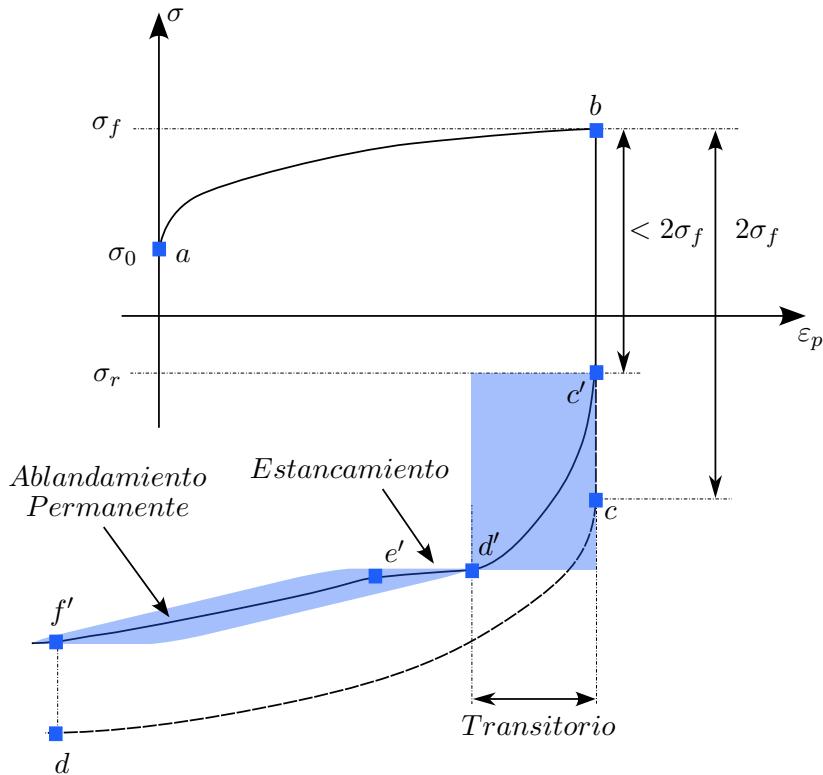


Figura 2.4.4: Esquema ilustrativo efecto Bauschinger, mostrando la evolución de la tensión (σ) frente a la deformación plástica (ε_p).

propuestas por Dafalias y Popov en 1976 [49], así como el modelo de Armstrong y Frederick en 1966 [50], permiten describir con mayor precisión el efecto Bauschinger. La diferencia fundamental entre estos enfoques radica en la definición del módulo plástico generalizado y en la forma de determinar la dirección y magnitud del desplazamiento de la superficie de fluencia.

2.4.2.4. Endurecimiento mixto isotrópico-cinemático

Partiendo de los conceptos de endurecimiento no lineal mencionados previamente, el comportamiento transitorio se caracteriza mediante una transición suave desde la región elástica hasta la región plástica en el endurecimiento, lo que implica un cambio gradual en la tasa de endurecimiento. Este fenómeno, relacionado con el efecto Bauschinger, se muestra en la Figura 2.4.4 en el tramo c' a d'.

Modelos clásicos de endurecimiento, como los propuestos por Armstrong y Frederick en 1966 [50] o Chaboche en 1986 [45] y 1991 [51], incorporan un término de relajación para explicar los efectos observados en cargas cíclicas,

complementando la función de endurecimiento cinemático lineal de Ziegler, ambos evolucionando de manera independiente.

Los modelos de tipo Armstrong-Frederick, basados en un endurecimiento cinemático no lineal, fueron predominantes antes de 2005 y siguen siendo ampliamente utilizados [52]. Para mejorar la predicción del efecto Bauschinger y el comportamiento transitorio, se combinó la función de endurecimiento cinemático Armstrong-Frederick con una función de endurecimiento isotrópico pasando a llamarse endurecimiento mixto (cinemático + isotrópico).

En la literatura y en los códigos de elementos finitos esto suele aparecer con el nombre de modelo combinado de Lemaitre-Chaboche, como un suma de varias tensiones internas de retorno mas una ley isotrópica como la de Voce.

En el modelo de Armstrong-Frederick (AF) se introduce la *tensión interna de retorno (backstress)* como una variable interna tensorial denotada por α , que describe el endurecimiento cinemático mediante la traslación de la superficie de fluencia en el espacio de tensiones. Con esta notación, la evolución AF estándar puede escribirse de forma equivalente como

$$\dot{\alpha} = \frac{2}{3} c \dot{\varepsilon}^p - \gamma \alpha \dot{p}, \quad (2.16)$$

o bien

$$\dot{\alpha} = c \mathbf{n} \dot{p} - \gamma \alpha \dot{p}, \quad \mathbf{n} = \frac{3}{2} \frac{\mathbf{s} - \alpha}{\bar{\sigma}}, \quad (2.17)$$

donde $\dot{\varepsilon}^p$ es la tasa de deformación plástica, $\mathbf{s} = \text{dev}(\boldsymbol{\sigma})$ es el tensor desviador de tensiones, $\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} (\mathbf{s} - \alpha) : (\mathbf{s} - \alpha)}$ es la tensión equivalente de von Mises traslacional, y $\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^p : \dot{\varepsilon}^p}$ es la tasa de deformación plástica equivalente acumulada. Los parámetros c y γ controlan, respectivamente, la magnitud y la tasa de saturación del backstress.

Bajo carga uniaxial, $\alpha \rightarrow \alpha$ (escalar) y $dp = |d\varepsilon^p|$, por lo que (2.16) se reduce a

$$d\alpha = (c - \gamma \alpha) d\varepsilon^p \implies \alpha(\varepsilon^p) = \frac{c}{\gamma} \left(1 - e^{-\gamma \varepsilon^p} \right), \quad (2.18)$$

donde c/γ es el valor de saturación de la tensión de retorno y γ su tasa de saturación.

Como se mencionó antes, para mejorar la predicción del efecto Bauschinger y del régimen transitorio, es habitual combinar el endurecimiento cinemático AF con un endurecimiento isotrópico (p. ej., Voce), lo que da lugar a un *endurecimiento mixto* (cinemático + isotrópico).

Chaboche [45] sugirió superponer múltiples funciones AF, un enfoque que, en muchos casos, puede resultar en una mejora significativa de los resultados. En este contexto, se propone:

$$\alpha = \sum_{i=1}^N \alpha_i, \quad \dot{\alpha}_i = c_i \mathbf{n} \dot{p} - \gamma_i \alpha_i \dot{p}. \quad (2.19)$$

La función de endurecimiento cinemático de Chaboche se emplea comúnmente junto con la ley de endurecimiento isotrópico de Voce, ya definida en la sección 2.4.2.2. La nueva función de endurecimiento se expresa como:

$$\sigma_y = \sigma_0 + R, \quad \dot{R} = b(Q - R)\dot{p} \implies R(p) = Q(1 - e^{-bp}), \quad (2.20)$$

de modo que bajo carga cíclica la tensión de fluencia estabiliza en $\sigma_0 + Q$ con una tasa de saturación b . En el contexto del modelo combinado, σ_y evoluciona por la superposición de los efectos isotrópico (Voce) y cinemático (AF/Chaboche).

La Figura 2.4.4 muestra un claro desplazamiento de la tensión permanente del punto d al f' . Es conocido como el ablandamiento permanente y es una característica que se observa tras el comportamiento transitorio.

Dicho efecto está asociado a la disolución parcial de las paredes celulares de dislocaciones formadas durante la deformación directa [53], cuya magnitud es influenciada por el nivel de pre-deformación aplicada [54].

Para incluir el efecto de ablandamiento permanente, la superficie de contorno que describe el estado límite de tensión puede evolucionar de acuerdo con un modelo de endurecimiento cinemático o mixto isotrópico-cinemático, resultando en modelos de dos superficies propuestos por Geng y Wagoner [55], Yoshida y Uemori (YU) [11] y Lee et al. [56]. Considerando el modelo propuesto por Geng y Wagoner con tres parámetros materiales, la superficie de contorno se desarrolla de acuerdo con una ley de endurecimiento mixto que se expande y traslada simultáneamente.

La Figura 2.4.5 esquematiza el concepto subyacente al modelo de endurecimiento Geng-Wagoner. En este modelo, la evolución de la superficie de fluencia se asemeja a la del modelo Armstrong-Frederick con el término de retroceso reemplazado por un vector que conecta los centros de las superficies de fluencia y de contorno. Además, el comportamiento transitorio se modela mediante una traslación de la superficie de fluencia, y el efecto de ablandamiento permanente se produce por la evolución de la superficie de contorno.

Un inconveniente significativo de este modelo es la sobreestimación de la tensión que surge en condiciones de carga complejas, particularmente cuando los materiales son descargados y recargados elásticamente, conduciendo a inconsistencias [57].

Lee et al. [56] abordaron este problema proponiendo un modelo práctico de dos superficies que incorpora superficies anisotrópicas de fluencia y un endurecimiento combinado isotrópico y cinemático para ambas superficies. Asimismo, definieron un criterio para carga inversa con el fin de actualizar la distancia inicial entre las superficies solamente cuando dicho criterio se satisface.

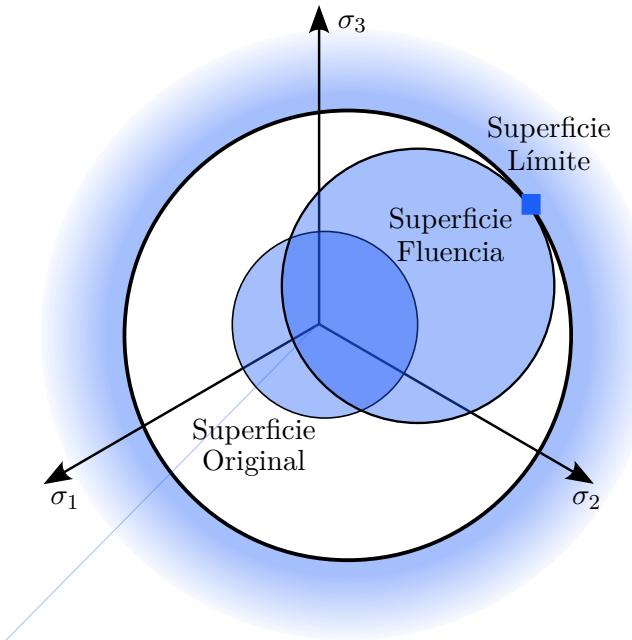


Figura 2.4.5: Representación esquemática del modelo de endurecimiento de Geng-Wagoner en el espacio tridimensional de tensiones principales, mostrando la evolución de la superficie de fluencia desde su posición inicial hasta una condición límite (adaptado de Geng y Wagoner[55]).

La Figura 2.4.4 evidencia un fenómeno de estancamiento del endurecimiento por deformación en la región comprendida entre los puntos d' y e' . Dicho fenómeno representa una anomalía en la curva de endurecimiento al producirse bajo condiciones de carga inversa.

Investigaciones previas han establecido que la magnitud de este fenómeno de estancamiento está estrechamente vinculada con el grado de pre-deformación del material, incrementándose la extensión del tramo de estancamiento conforme aumenta dicha pre-deformación. Para describir esta particularidad del comportamiento mecánico, son ampliamente reconocidos los modelos de dos superficies propuestos por Yoshida y Uemori [11], así como el modelo microestructural basado en dislocaciones desarrollado por Teodosiu y Hu [58].

En particular, el modelo de endurecimiento de dos superficies planteado por Yoshida y Uemori ha alcanzado una notable popularidad, fundamentalmente debido a la relativamente baja cantidad de parámetros requeridos para su calibración. Este modelo tiene la capacidad de predecir comportamientos

mecánicos transitorios, el efecto Bauschinger y el ablandamiento permanente. Su formulación consiste en una superficie de fluencia que se desplaza cinemáticamente dentro de una superficie de contorno mayor, cuya evolución está regulada mediante un modelo combinado de endurecimiento isotrópico-cinemático.

La translación relativa entre ambas superficies se determina mediante la combinación de dos funciones de endurecimiento cinemático no lineales, lo cual permite simular adecuadamente tanto el efecto Bauschinger como el comportamiento transitorio. Adicionalmente, el endurecimiento isotrópico asociado a la superficie de contorno captura el endurecimiento global del material, incluyendo efectos tales como el ablandamiento permanente y el estancamiento del endurecimiento inducidos por las zonas de endurecimiento predominantemente cinemático.

No obstante su elevada eficiencia numérica y predictiva, un aspecto crítico del modelo de Yoshida-Uemori radica en la limitación intrínseca derivada de emplear la deformación plástica equivalente definida mediante el criterio de von Mises. Por otra parte, cabe destacar que, en contraste con otros modelos de dos superficies, como el planteado por Geng y Wagoner, el modelo de Yoshida-Uemori evita el problema de sobrestimación. Esto se logra mediante una translación relativa controlada por una función dependiente de la diferencia de tamaño entre ambas superficies, la cual se satura al alcanzar la brecha entre dichas superficies.

Dentro de los modelos mixtos, y debido a su relevancia para el trabajo desarrollado en esta tesis, el planteamiento de Yoshida-Uemori merece un análisis detallado, que se presenta en el siguiente epígrafe.

2.4.2.5. Yoshida-Uemori: Modelo de endurecimiento

Las trayectorias con inversión de carga propias del conformado en frío exigen modelos capaces de reproducir el efecto Bauschinger, el ablandamiento permanente y el estancamiento del endurecimiento; por ello, en este trabajo se adopta un marco de dos superficies. Entre las distintas formulaciones, la de YoshidaUemori ofrece una combinación ventajosa dada su eficiencia en simulación numérica, su disponibilidad nativa en LS-DYNA, lo que permite su uso directo y eficiente en simulaciones industriales y una trayectoria de desempeño robusto en la predicción del *springback* en chapas metálicas bajo cargas reversibles.

El modelo de Yoshida y Uemori es un modelo de endurecimiento mixto. Combina endurecimiento isotrópico y cinemático, es decir, la superficie de fluencia puede trasladarse y también cambiar de tamaño simultáneamente.

Se basa en la teoría de plasticidad de dos superficies. En esencia, asume que la respuesta plástica y de endurecimiento del material está gobernada por dos superficies en el espacio de tensiones: una superficie de fluencia móvil

de tamaño fijo y una superficie límite.

La superficie de fluencia interior representa el límite plástico instantáneo (sigue al estado de tensión actual mediante endurecimiento cinemático puro), mientras que la superficie envolvente exterior delimita la resistencia isotrópica máxima alcanzable y evoluciona en tamaño conforme al endurecimiento isotrópico acumulado representadas en la Figura 2.4.6.

Durante cargas monotónicas iniciales, la superficie de fluencia se expande hasta coincidir con la envolvente (predominando el endurecimiento isotrópico). Sin embargo, ante una inversión de carga, el modelo introduce un mecanismo de memoria de carga inversa: la superficie de fluencia interior traslada su centro en dirección opuesta (efecto cinemático no lineal) dentro de la superficie envolvente, la cual recuerda el máximo previo de tensión alcanzado. Esto se traduce en un descenso marcado de la tensión de fluencia en la inversión (efecto Bauschinger) seguido de un período de estancamiento del endurecimiento durante el cual la tensión apenas aumenta a pesar de la deformación plástica adicional. Solo tras exceder cierta deformación acumulada en la dirección inversa, la superficie envolvente retoma su expansión isotrópica.

Matemáticamente, el modelo define una función de fluencia Φ para la superficie móvil con endurecimiento cinemático dado por

$$\Phi = f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\alpha}) - (B + R) = 0 \quad (2.21)$$

$$f(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\alpha}) = \sqrt{\frac{3}{2} (\boldsymbol{s} - \boldsymbol{\alpha}) : (\boldsymbol{s} - \boldsymbol{\alpha})} \quad (2.22)$$

donde \boldsymbol{s} es el tensor de tensiones desviatorios, $\boldsymbol{\alpha}$ el tensor de retroceso cinemático, B el radio inicial de la superficie envolvente, y R la parte de endurecimiento isotrópico.

El endurecimiento isotrópico, el incremento de R , sigue una ley de endurecimiento isotrópico tipo Voce acoplada a la historia de deformación plástica equivalente.

$$\dot{R} = b (R_\infty - R) \dot{p}, \quad R(0) = 0, \quad (2.23)$$

con

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p} \quad (\dot{p} = \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{\text{eq}}^p). \quad (2.24)$$

y siendo b , R_∞ (Q en la ecuación 2.7) los parámetros de Voce.

También define una función F para la superficie envolvente con centro $\boldsymbol{\beta}$ y tamaño $B + R$.

$$F(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\beta}) = \sqrt{\frac{3}{2} (\boldsymbol{s} - \boldsymbol{\beta}) : (\boldsymbol{s} - \boldsymbol{\beta})} - B = 0,$$

La superficie de fluencia interior experimenta un desplazamiento de su centro en dirección opuesta a la trayectoria de carga, fenómeno característico

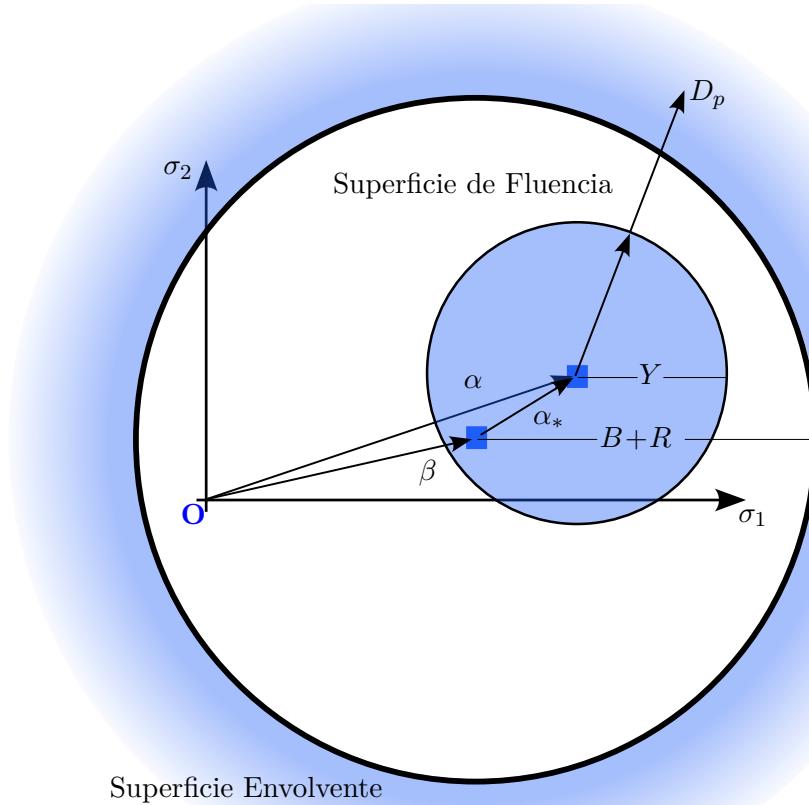


Figura 2.4.6: Esquema ilustrativo del modelo de endurecimiento propuesto por Yoshida-Uemori (adaptado de [11])

del endurecimiento cinemático no lineal. Dicho comportamiento es descrito mediante una regla evolutiva no lineal del tipo Armstrong-Frederick, que incorpora términos de saturación para definir adecuadamente la evolución de la tensión de retroceso dentro de la superficie envolvente.

$$\dot{\alpha} = C \dot{\epsilon}^p - \gamma \alpha \dot{p} \quad (2.25)$$

con C, γ coeficientes de saturación y decaimiento (Armstrong-Frederick).

Unido a la condición de consistencia plástica (asegura que durante una deformación plástica el punto de tensión se mantiene siempre en la superficie de fluencia) y la regla de flujo normal (que será desarrollada con mayor detalle posteriormente en la Sección 2.4.3.2) dan:

$$\dot{\epsilon}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \sigma} = \dot{\lambda} \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{\mathbf{s} - \alpha}{\|\mathbf{s} - \alpha\|}, \quad \dot{\lambda} \geq 0 \quad (2.26)$$

y la consistencia $\Phi = 0$.

Se define la resistencia isotrópica máxima alcanzable como

$$B + R \leq B + R_\infty \quad (2.27)$$

de modo que la superficie de fluencia no puede expandirse más allá de la envolvente máxima de radio $B + R_\infty$.

Este esquema de doble superficie permite reproducir las características clave del comportamiento cíclico: efecto Bauschinger, estancamiento del endurecimiento y finalmente un ablandamiento permanente tras ciclos de carga inversa.

El modelo Yoshida-Uemori incorpora una memoria explícita del historial de deformación plástica, lo que le permite representar con mayor precisión la respuesta del material ante inversiones del camino de carga. Esta característica supone una clara ventaja frente a modelos isotrópicos convencionales, que son incapaces de retener información sobre trayectorias previas y, por consiguiente, presentan limitaciones en la predicción de comportamientos anisotrópicos complejos derivados de cargas inversas o cíclicas.

Diversos estudios han resaltado la solidez matemática y predictiva del modelo original de Yoshida-Uemori. Por ejemplo, Chang et al. subrayan que el modelo YU describe de forma integral el efecto Bauschinger y el estancamiento del endurecimiento en deformaciones plásticas cíclicas grandes, resultando un modelo importante para la simulación del conformado de aceros de alta resistencia [59]. Así mismo, Chen et al. indican que la incorporación de este tipo de endurecimiento mixto no lineal mejora notablemente la precisión en la predicción del *springback* frente a suposiciones de módulo elástico constante o endurecimiento isotrópico puro [60].

En resumen, el fundamento teórico del modelo YU reside en una formulación constitutiva elasto-plástica avanzada que combina endurecimiento cinemático no lineal (traslación saturable de la superficie de fluencia) con endurecimiento isotrópico moderado en la superficie límite, habilitando una representación realista de la respuesta bajo cargas inversas y ciclos de deformación.

2.4.2.6. C-R: Modelo de endurecimiento

Este modelo de endurecimiento cinemático sigue las formulaciones propuestas por Chaboche y Rousselier [61], ampliamente aceptadas en la modelización del comportamiento plástico cíclico y multiaxial. Se trata de un trabajo fundacional que combina el endurecimiento cinemático no lineal de Chaboche con el modelo de daño poroso de Rousselier, utilizando el concepto de variables internas. Ha influido significativamente en los modelos constitutivos modernos, incluyendo su implementación parcial en el modelo de material MAT_133 en Ls-Dyna.

Este enfoque introduce la tensión de retroceso, α , que representa el desplazamiento del centro de la superficie de fluencia en el espacio de tensiones, permitiendo capturar fenómenos como el efecto Bauschinger.

La tensión efectiva, σ_{eff} , se redefine en función de la tensión aplicada σ y la tensión de retroceso α , según la expresión:

$$\begin{aligned}\sigma_{\text{eff}} = \sigma_{\text{eff}}(&\sigma_{11} - 2\alpha_{11} - \alpha_{22}, \\ &\sigma_{22} - 2\alpha_{22} - \alpha_{11}, \\ &\sigma_{12} - \alpha_{12})\end{aligned}\quad (2.28)$$

La tensión de retroceso total α_{ij} se modela como la suma de hasta cuatro componentes, permitiendo capturar diferentes mecanismos de endurecimiento cinemático no lineal:

$$\alpha_{ij} = \sum_{k=1}^4 \alpha_{ij}^k \quad (2.29)$$

La evolución de cada componente individual de la tensión de retroceso se define mediante la ecuación diferencial:

$$\delta\alpha_{ij}^k = C_k \left(a_k s_{ij} - \frac{\alpha_{ij}}{\sigma_{\text{eff}}} - \alpha_{ij}^k \right) \delta\varepsilon_p \quad (2.30)$$

donde:

- C_k y a_k son parámetros del material que controlan la cinética de evolución y la saturación del término k -ésimo.
- s_{ij} es el tensor de tensiones desviadoras.
- σ_{eff} es la tensión efectiva.
- ε_p es la deformación plástica efectiva acumulada.

La condición de fluencia se adapta para considerar el endurecimiento cinemático no lineal, expresándose como:

$$\begin{aligned}f(\sigma, \alpha, \varepsilon_p) = \sigma_{\text{eff}}(&\sigma_{xx} - 2\alpha_{xx} - \alpha_{yy}, \\ &\sigma_{yy} - 2\alpha_{yy} - \alpha_{xx}, \\ &\sigma_{xy} - \alpha_{xy}) \\ - \left\{ \sigma_Y^t(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, 0) - \sum_{k=1}^4 a_k [1 - \exp(-C_k \varepsilon_p)] \right\} \leq 0\end{aligned}\quad (2.31)$$

Esta formulación permite reproducir la respuesta tensión-deformación observada en ensayos de tracción uniaxial, así como considerar la evolución de la superficie de fluencia bajo condiciones de carga multiaxial compleja y ciclos de carga-descarga.

2.4.2.7. Modelos basados en la física del endurecimiento

En esta etapa de la revisión de antecedentes y de la literatura especializada resulta pertinente destacar una familia de modelos que, si bien no serán empleados directamente en el desarrollo de la presente investigación, merecen ser mencionados debido a su relevancia teórica y al potencial que presentan.

Los modelos físicos de endurecimiento son enfoques teóricos diseñados para analizar cómo los materiales se endurecen o ablandan durante la deformación plástica, basándose en la evolución de su microestructura, particularmente las dislocaciones. Aunque el modelo de Yoshida-Uemori es efectivo para predecir comportamientos en curvas de endurecimiento cíclico, tiene limitaciones al enfrentar procesos industriales complejos como operaciones de múltiples etapas. Dado que el endurecimiento depende esencialmente de la estructura y dinámica de las dislocaciones, los modelos basados en principios físicos ofrecen un potencial mayor para mejorar las predicciones. Por ejemplo, el modelo de Teodosiu y Hu sobresale al describir tanto las características de cargas cíclicas como las observadas en trayectorias de deformación ortogonales, gracias a variables internas que reflejan el comportamiento real de las dislocaciones. Esto permite una comprensión más detallada y precisa, especialmente en cambios de trayectoria de carga, destacando la relevancia de estos modelos para aplicaciones prácticas.

Los modelos basados en la física del endurecimiento presentan diversas limitaciones, entre las que destaca una alta complejidad computacional debido a la incorporación explícita de fenómenos microestructurales detallados, lo que implica cálculos intensivos y tiempos elevados de simulación. Asimismo, estos modelos requieren un número considerable de parámetros físicos y microestructurales cuya calibración precisa suele ser compleja debido a la dificultad inherente para obtener estos datos experimentalmente [62]. Además, la validación experimental de tales modelos puede resultar complicada, pues implica emplear técnicas avanzadas como microscopía electrónica y difracción de rayos X, lo que incrementa considerablemente el esfuerzo experimental. Otra limitación importante radica en su escasa capacidad de generalización, dado que su fuerte dependencia de parámetros específicos dificulta su adaptación directa a diferentes materiales o condiciones de proceso sin una recalibración exhaustiva. También presentan desafíos significativos en su implementación numérica, lo que incrementa considerablemente el esfuerzo de programación respecto a modelos fenomenológicos más simples. Estos modelos son sensibles a condiciones iniciales y de contorno, exigiendo una definición precisa de

parámetros experimentales que no siempre es posible obtener. Finalmente, la extrapolación de estos modelos a condiciones distintas de aquellas para las cuales fueron validados, como altas velocidades de deformación o grandes deformaciones plásticas, puede reducir su precisión y fiabilidad predictiva [63].

2.4.3. Criterios de fluencia anisotrópica

La precisión de las simulaciones numéricas en procesos de conformado de chapa metálica está fuertemente condicionada por la descripción rigurosa del comportamiento anisotrópico del material. Resulta esencial emplear funciones de fluencia adecuadas que capturen correctamente la anisotropía inherente al proceso de deformación plástica. En este capítulo se presenta inicialmente una introducción conceptual sobre las funciones de fluencia, seguida de un breve repaso de algunos modelos isotrópicos ampliamente utilizados y que sirven de referencia para contextualizar los desarrollos más avanzados.

Se analizan primero los modelos clásicos propuestos por Hill, que constituyen una base fundamental para el entendimiento y evolución posterior de este campo de estudio.

Se presta especial atención a las familias de funciones propuestas por Hill y Barlat debido a su amplia difusión y reconocida relevancia en el ámbito de las simulaciones por elementos finitos. La popularidad de estos modelos radica no solo en su eficacia para reproducir la respuesta anisotrópica del material, sino también en su significativa influencia en el desarrollo de nuevas metodologías y modelos avanzados para la predicción precisa del comportamiento mecánico en procesos de conformado.

2.4.3.1. Anisotropía de chapas metálicas

Debido a la estructura cristalográfica del acero y las características del proceso de laminado, las chapas metálicas presentan una notable anisotropía en sus propiedades mecánicas. El proceso de laminación proporciona una anisotropía particular debido a la simetría de las propiedades mecánicas respecto a tres planos ortogonales. Este comportamiento mecánico se denomina ortotropía. Las líneas de intersección de los planos de simetría constituyen los ejes ortotrópicos. En el caso de chapas metálicas laminadas, estas orientaciones son la dirección de laminado (R), la dirección transversal (T) y la dirección normal (N), como se muestra en la Figura 2.4.7.

La variación del comportamiento plástico según la dirección está gobernada por el coeficiente de anisotropía denominado parámetro de Lankford [64]. Este coeficiente se determina mediante ensayos de tracción uniaxial sobre especímenes de chapa. El coeficiente de anisotropía r se calcula mediante la ecuación 2.32.

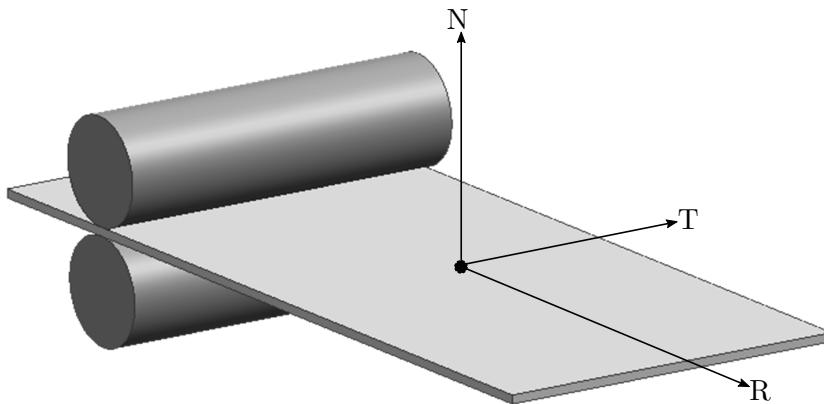


Figura 2.4.7: Representación de los ejes de ortotropía en la laminación del acero.

$$r = \frac{\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{33}} \quad (2.32)$$

donde ε_{22} y ε_{33} son las deformaciones en las direcciones del ancho y del espesor, respectivamente, durante el ensayo de tracción.

Para un material isotrópico, el coeficiente es uno debido a que las deformaciones en el ancho y el espesor tienen el mismo valor. Cuando el coeficiente es mayor que uno, predominan las deformaciones en el ancho, ya que la resistencia al adelgazamiento es más notable. Por otro lado, cuando el coeficiente es menor que uno, dominan las deformaciones en el espesor.

Debido a que el espesor del espécimen es pequeño comparado con su ancho, los errores en la medición de estas dos deformaciones pueden ser considerables. Por lo tanto, las relaciones anteriores se reemplazan por una que implica cantidades del mismo orden de magnitud: largo y ancho del espécimen. Considerando la condición de conservación de volumen en plasticidad expresada en la ecuación 2.33:

$$\varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33} = 0 \quad (2.33)$$

La ecuación 2.32 junto con la ecuación 2.33 se puede reordenar en la forma de la ecuación 2.34:

$$r = -\frac{\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{11} + \varepsilon_{22}} \quad (2.34)$$

Los experimentos muestran que el parámetro de Lankford depende de la dirección en el plano de la chapa. Si el espécimen de tracción se corta con su

eje longitudinal formando un ángulo θ respecto a la dirección de laminado, se obtiene el coeficiente r_θ . El subíndice especifica el ángulo entre el eje del espécimen y la dirección de laminado, tal como se muestra en la Figura 2.4.8.

El promedio de los valores de r obtenidos para diferentes direcciones en el plano de la chapa metálica se denomina coeficiente de anisotropía normal r_n . Para valores de r obtenidos en especímenes en tres direcciones del plano de la chapa metálica 0° , 45° y 90° , respectivamente, el coeficiente de anisotropía normal se calcula mediante la ecuación 2.35.

$$r_n = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (2.35)$$

Para medir la variación de la anisotropía normal respecto al ángulo con la dirección de laminado, se utiliza la ecuación 2.36, conocida como anisotropía planar.

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} \quad (2.36)$$

Debido a la variación de los coeficientes de anisotropía con el grado de deformación, los valores de r suelen determinarse a una elongación del 20 %.

2.4.3.2. Hipótesis de la regla de flujo asociada

Los fundamentos de la mayoría de las funciones de fluencia anisotrópica se han basado en la hipótesis de la Regla de Flujo Asociada (RFA), la cual indica que la dirección del incremento de la deformación plástica es normal a la superficie de fluencia en el espacio de tensiones.

La hipótesis de normalidad se muestra en la Figura 2.4.9.

Esta hipótesis es generalmente aceptada debido a múltiples validaciones experimentales [65], donde se ha demostrado que, en metales comunes, el volumen permanece prácticamente constante durante la deformación plástica, y la tensión hidrostática no afecta significativamente la resistencia a la fluencia.

La validez de esta hipótesis justifica que se pueda emplear la misma función matemática para definir tanto la superficie de fluencia como el potencial plástico, garantizando así que la deformación plástica se produzca sin cambios de volumen. Esto simplifica considerablemente los modelos constitutivos utilizados para simular el comportamiento plástico de los metales.

Diversos investigadores han desarrollado criterios de fluencia anisotrópicas para representar la anisotropía inicial que presentan láminas metálicas reales, especialmente en procesos de conformado. Los primeros modelos anisotrópicos partieron del criterio cuadrático original propuesto por Hill [66], el cual posteriormente evolucionó hacia formulaciones más generales y flexibles que permiten describir superficies de fluencia con formas complejas, no necesariamente cuadráticas.

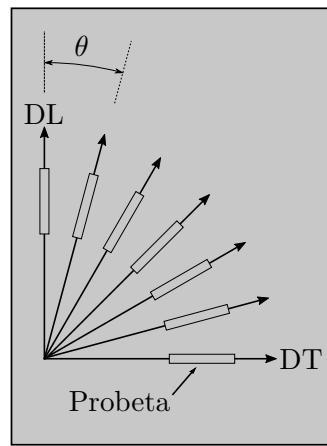


Figura 2.4.8: Probetas de tracción orientada con un ángulo θ respecto a la dirección de laminación (DL), DT: dirección transversal.

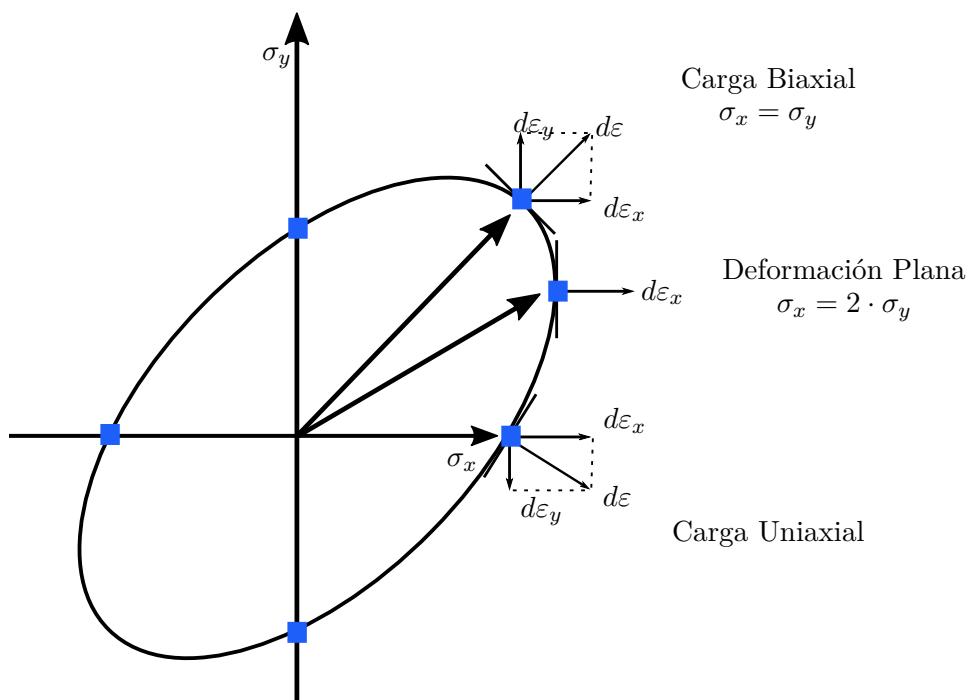


Figura 2.4.9: La regla de normalidad y sus vectores de deformación enfatizan claramente la idea geométrica: la dirección del flujo plástico es normal a la superficie de fluencia

Entre los modelos más conocidos destacan los desarrollados por Barlat [67] y colaboradores, así como otros propuestos por diversos investigadores, todos con el objetivo común de capturar mejor la anisotropía real observada en experimentos y proporcionar herramientas predictivas más exactas para procesos industriales como el conformado de metales. Estos avances en la formulación matemática siguen vigentes hoy en día, adaptándose continuamente a nuevos materiales y procesos de manufactura.

2.4.3.3. Modelos de fluencia anisotrópica

Las funciones de fluencia isotrópicas son criterios matemáticos utilizados para describir cuándo un material isotrópico comienza a deformarse plásticamente bajo un estado específico de tensiones. Estos criterios consideran que el comportamiento plástico es igual en todas las direcciones del material. Desde el criterio pionero de Tresca, propuesto en 1864 y basado en la tensión crítica cortante, pasando por la función ampliamente utilizada de von Mises de 1913, que se fundamenta en el concepto de energía de distorsión, hasta modelos más recientes como los propuestos por Hershey [68] y Hosford [69], estas funciones han evolucionado para capturar con mayor precisión el comportamiento plástico de distintos materiales. Adicionalmente, modelos como el de Barlat (Yld86), desarrollado en 1986 [67], han incluido componentes de tensión cortante para mejorar aún más la predicción del comportamiento plástico, demostrando una excelente correlación con resultados experimentales en metales FCC isotrópicos.

Sin embargo, muchos materiales, especialmente aquellos sometidos a procesos de conformado plástico como la laminación, presentan un comportamiento anisotrópico debido a su estructura cristalina y al historial previo de deformación. Esto implica que su resistencia al inicio de la deformación plástica varía según la dirección considerada, mostrando propiedades mecánicas diferentes en función de la orientación del material. Por ello, las funciones de fluencia isotrópicas previamente descritas resultan insuficientes para representar con precisión el comportamiento real de estos materiales laminados. De este modo, surge la necesidad de emplear modelos de fluencia anisotrópicas, los cuales incorporan explícitamente la dependencia direccional de la fluencia y proporcionan una descripción más precisa y ajustada a las observaciones experimentales.

En 1948, Hill [66] introdujo un criterio de fluencia anisotrópica. Asumiendo que el material posee anisotropía en tres planos ortogonales de simetría, el criterio de fluencia se expresa mediante una función cuadrática:

$$2f\sigma_{ij} = F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L\sigma_{23}^2 + 2M\sigma_{31}^2 + 2N\sigma_{12}^2 \quad (2.37)$$

Donde f es la función de fluencia y F, G, H, L, M, N son constantes que describen el estado anisotrópico del material. Los ejes principales de anisotropía se denominan x, y, z . Para el caso particular de chapas metálicas, la dirección 1 es paralela a la dirección de laminado, la dirección 2 es transversal y la dirección 3 corresponde al espesor.

Las tensiones de fluencia uniaxiales en las direcciones principales de anisotropía, denominadas X, Y y Z , se pueden expresar como:

$$\frac{1}{X^2} = G + H; \quad \frac{1}{Y^2} = F + H; \quad \frac{1}{Z^2} = G + F \quad (2.38)$$

A partir de la ecuación 2.38, los coeficientes F, G y H pueden expresarse como funciones de las tensiones de fluencia uniaxiales:

$$2F = \frac{1}{Y^2} + \frac{1}{Z^2} - \frac{1}{X^2} \quad (2.39)$$

$$2G = \frac{1}{X^2} + \frac{1}{Z^2} - \frac{1}{Y^2} \quad (2.40)$$

$$2H = \frac{1}{Y^2} + \frac{1}{X^2} - \frac{1}{Z^2} \quad (2.41)$$

R, S y T representan las tensiones de fluencia al cortante en estas mismas direcciones:

$$2L = \frac{1}{R^2} \quad (2.42)$$

$$2M = \frac{1}{S^2} \quad (2.43)$$

$$2N = \frac{1}{T^2} \quad (2.44)$$

Por consiguiente, la descripción de la anisotropía se basa en seis tensiones de fluencia independientes (X, Y, Z, R, S, T) además de la orientación de los ejes principales de anisotropía.

En condición de tensión plana ($\sigma_{33} = \sigma_{13} = \sigma_{23} = 0$) y ($\sigma_{11} \neq \sigma_{22} \neq \sigma_{12} \neq 0$), el criterio queda:

$$(G + H)\sigma_{11}^2 - 2H\sigma_{11}\sigma_{22} + (H + F)\sigma_{22}^2 + 2N\sigma_{12}^2 = 1 \quad (2.45)$$

Expresando la ecuación anterior en función de las tensiones X, Y, Z y T :

$$\frac{\sigma_{11}^2}{X^2} - \left(\frac{1}{Y^2} + \frac{1}{X^2} - \frac{1}{Z^2} \right) \sigma_{11}\sigma_{22} + \frac{\sigma_{22}^2}{Y^2} + \frac{\sigma_{12}^2}{T^2} = 1 \quad (2.46)$$

Cuando el tensor de tensiones está alineado con los ejes principales ($\sigma_{11} = \sigma_1, \sigma_{22} = \sigma_2$):

$$\frac{\sigma_1^2}{X^2} - \left(\frac{1}{Y^2} + \frac{1}{X^2} - \frac{1}{Z^2} \right) \sigma_1 \sigma_2 + \frac{\sigma_2^2}{Y^2} = 1 \quad (2.47)$$

Para establecer la relación entre las tensiones y las deformaciones plásticas incrementales, se asume habitualmente la hipótesis de la Regla de Flujo Asociada (RFA). Bajo esta hipótesis, la dirección del vector de deformaciones plásticas está dada por la normal a la superficie de fluencia definida por la función $f(\sigma_{ij}) = 0$. De este modo, la ley de flujo plástico puede expresarse como:

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda, \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \quad (2.48)$$

donde $d\lambda$ es un multiplicador plástico escalar. Esta hipótesis permite acoplar de manera directa los criterios de fluencia (como el de Hill) con la evolución de las deformaciones plásticas.

Los coeficientes de anisotropía se designan como r_0 , r_{45} , r_{90} y las tensiones en los ejes principales de anisotropía en tensión plana son $X = \sigma_0$, $Y = \sigma_{90}$. Las relaciones entre estos coeficientes y las constantes F , G , H son:

$$r_0 = \frac{H}{G}; \quad r_{90} = \frac{H}{F}; \quad r_{45} = \frac{N}{F+G} - \frac{1}{2} \quad (2.49)$$

La relación entre las tensiones y coeficientes de anisotropía es:

$$\frac{\sigma_0}{\sigma_{90}} = \sqrt{\frac{r_0(1+r_{90})}{r_{90}(1+r_0)}} \quad (2.50)$$

Para materiales con anisotropía normal ($r_0 = r_{90} = r$), se cumple $\sigma_0 = \sigma_{90} = \sigma_u$ y la ecuación de fluencia se reduce a:

$$\sigma_1^2 - \frac{2r}{1+r} \sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2^2 = \sigma_u^2 \quad (2.51)$$

Donde σ_u es la tensión de fluencia uniaxial. Finalmente, en tensión equibiaxial ($\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_b$), la ecuación resulta:

$$\sigma_b = \sigma_u \sqrt{\frac{1+r}{2}} \quad (2.52)$$

Al caracterizar la anisotropía de los metales, el criterio de fluencia de Hill de 1948 tiene la ventaja de que los parámetros incluidos en las funciones de fluencia tienen un significado físico directo. Este hecho explica su amplio uso en la práctica junto al hecho de que el criterio requiere un pequeño número de parámetros mecánicos para construir la función de fluencia. Bajo condiciones de tensión plana, cuatro parámetros son suficientes: r_0 , r_{45} , r_{90} y σ_0 o σ_{90} .

Además de las ventajas mencionadas, el criterio tiene alguna debilidad básica como la imposibilidad de modelizar los metales que tienen una superficie experimental de fluencia fuera de la superficie predicha por el criterio de fluencia de von Mises ($\sigma_b > \sigma_u$).

En 1979, Hill [70] desarrolló un criterio de fluencia alternativo con el objetivo de superar las limitaciones inherentes al criterio previamente establecido, demostrando que únicamente mediante funciones no cuadráticas es posible evitar dichas restricciones.

Cuando los ejes de anisotropía y las direcciones de las tensiones principales coinciden,

$$\begin{aligned} f(\sigma_2 - \sigma_3)^m + g(\sigma_3 - \sigma_1)^m + h(\sigma_1 - \sigma_2)^m + \\ a(2\sigma_1 - \sigma_2 - \sigma_3)^m + b(2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3)^m + \\ c(\sigma_3 - \sigma_1 - \sigma_2)^m = \sigma_e^m \end{aligned} \quad (2.53)$$

donde f , g , h , a , b y c son coeficientes de anisotropía del material y el exponente m puede obtenerse de la ecuación no lineal 2.53 para tensión equibiaxial $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_b; \sigma_3 = 0$

$$\left(\frac{\sigma_b}{\sigma_m}\right)^m = \frac{1}{2} \cdot (1 + r) \cdot \left(1 + \frac{(2^{m-1} - 2) \cdot (a - c)}{a + c \cdot 2^{m-1} + f}\right) \quad (2.54)$$

donde σ_m representa la tensión de referencia empleada para la normalización de las tensiones. El criterio de fluencia propuesto por Hill (1979) presenta restricciones significativas, ya que su aplicabilidad se limita exclusivamente a condiciones en las cuales las direcciones de las tensiones principales coinciden con los ejes de ortotropía del material. Esta limitación condiciona considerablemente su uso en escenarios prácticos. Posteriormente, Hill (1990) extendió la formulación original, generalizando el criterio a un sistema arbitrario de coordenadas, lo cual permitió superar dichas limitaciones y ampliar significativamente la universalidad del criterio [71]. Dando lugar al siguiente criterio:

$$\begin{aligned} \varphi = (\sigma_{11} - \sigma_{22})^m + \left(\frac{\sigma_b^m}{\tau^m}\right) \cdot ((\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 4\sigma_{12}^2)^{\frac{m}{2}} + \\ (\sigma_{11}^2 + \sigma_{22}^2 + 2\sigma_{12}^2)^{\frac{m}{2}-1} \cdot (-2a(\sigma_{11}^2 - \sigma_{22}^2) + \\ b(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2) = 2 \cdot \sigma_b^m \end{aligned} \quad (2.55)$$

Donde σ_b es, en toda la formulación, la *tensión de fluencia equibiaxial* (definida por el estado $\sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_b$ y $\sigma_{12} = 0$), τ es la tensión de fluencia en cortante puro cuando $\sigma_1 = -\sigma_2$, y a y b son parámetros del material.

$$\left(\frac{2 \cdot \sigma_b}{\sigma_{45}}\right)^m = 2 \cdot (1 + r_{45}) \quad (2.56)$$

donde el valor del exponente m es

$$m = \frac{\ln(2 \cdot (1 + r_{45}))}{\ln(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{45}})} \quad (2.57)$$

Y las constantes a y b provienen de

$$a = \frac{1}{4} \cdot \left[\left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{90}}\right)^m - \left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_0}\right)^m \right] \quad (2.58)$$

$$b = \frac{1}{2} \cdot \left[\left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_0}\right)^m - \left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{90}}\right)^m \right] - \left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{45}}\right)^m \quad (2.59)$$

Además de la familia de criterios de fluencia de Hill, basados en la formulación de plasticidad cristalina, otro conjunto de modelos fue propuesto por Hershey [68]. Basándose en las leyes de Norton [72] y Bailey [73], que describen el comportamiento de fluencia no lineal y endurecimiento dependiente del tiempo, Hershey introdujo una formulación no cuadrática del criterio de fluencia mostrada en la ecuación 2.60.

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^a + (\sigma_2 - \sigma_3)^a + (\sigma_3 - \sigma_1)^a = 2 \cdot Y^a \quad (2.60)$$

Donde Y es la tensión de fluencia a tracción uniaxial y a es el exponente que depende de la estructura cristalográfica del material.

En 1972, Hosford retomó el modelo de Hershey e incluyó este en el desarrollo de un criterio de fluencia anisotrópica [69], representado por la ecuación 2.61.

$$F(\sigma_2 - \sigma_3)^a + G(\sigma_3 - \sigma_1)^a + H(\sigma_1 - \sigma_2)^a = Y^a \quad (2.61)$$

donde F , G y H son constantes determinadas experimentalmente.

Este criterio de fluencia puede considerarse como un caso particular del criterio de Hill de 1979 [70] cuando $A = B = C = 0$ y $F = G$, como se muestra en la ecuación 2.62.

$$\begin{aligned} & F(\sigma_2 - \sigma_3)^m + G(\sigma_3 - \sigma_1)^m + H(\sigma_1 - \sigma_2)^m \\ & + A(2\sigma_1 - \sigma_2 - \sigma_3)^m + B(2\sigma_2 - \sigma_3 - \sigma_1)^m + \\ & C(2\sigma_3 - \sigma_1 - \sigma_2)^m = Y^m \quad (2.62) \end{aligned}$$

La principal diferencia entre ambas formulaciones radica en el método de cálculo del exponente: a en Hosford y m en Hill. Hosford determina el valor de

a según la estructura cristalográfica del material, concluyendo que la mejor aproximación corresponde a $a = 6$ para estructuras cúbicas centradas en el cuerpo (BCC) y $a = 8$ para estructuras cúbicas centradas en las caras (FCC), como se indica en [74].

La ventaja de este criterio es que, ajustando el valor del exponente a , se logra una buena correlación con las curvas experimentales de fluencia. Sin embargo, presenta la limitación significativa de no considerar esfuerzos cortantes en su cálculo, lo cual impide obtener adecuadamente la variación del coeficiente de anisotropía planar (r) con la dirección.

En 1987, Barlat y Richmond [75] presentaron una generalización del criterio de Hosford para materiales isotrópicos, mostrada en la ecuación 2.63, definida en un sistema de coordenadas x, y, z no coincidentes con las direcciones principales y adaptada para anisotropía normal.

$$\begin{aligned} & \left| a \frac{\sigma_x + h\sigma_y}{1+h} + c \frac{\sigma_x + b\sigma_y}{1+b} \right|^M \\ & + \left| a \frac{\sigma_x + h\sigma_y}{1+h} - c \frac{\sigma_x + b\sigma_y}{1+b} \right|^M \\ & + \left| 2c \frac{\sigma_x + b\sigma_y}{1+b} \right|^M = 2\sigma_e^M \end{aligned} \quad (2.63)$$

Donde σ_x y σ_y corresponden a las tensiones principales en el plano, σ_e , que representa la tensión equivalente, a, b, c , y h son parámetros anisotrópicos determinados experimentalmente a partir de los valores del coeficiente de anisotropía plástica (r) y finalmente, M es el exponente entero empleado por Hosford.

De forma análoga a los criterios previamente presentados, la aplicación de la Regla de Flujo Asociada (RFA) permite derivar la dirección de las deformaciones plásticas a partir de la superficie de fluencia de Barlat. Así, el incremento de deformación plástica viene dado por:

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda, \frac{\partial f_{Barlat}}{\partial \sigma_{ij}} \quad (2.64)$$

donde f_{Barlat} representa la función de fluencia definida en la ecuación (2.63). Esta formulación resulta fundamental para la implementación computacional del modelo, ya que establece el acoplamiento entre la anisotropía descrita por Barlat y la evolución de las deformaciones plásticas en los procesos de conformado.

La principal limitación de este criterio radica en su baja capacidad predictiva para la tensión de fluencia bajo condiciones biaxiales equilibradas en materiales altamente anisotrópicos [55].

Algunas de estas desventajas fueron solventadas en posteriores evoluciones del modelo desarrolladas por los autores. Una de estas versiones mejoradas, denominada YLD2000, tiene especial relevancia y será desarrollada en el siguiente epígrafe dada su relevancia para el trabajo de investigación desarrollado en esta tesis doctoral.

2.4.3.4. YLD2000: Modelo de fluencia anisotrópica

El modelo de fluencia anisotrópica Barlat YLD2000 fue propuesto por Barlat et al. [76] como una generalización avanzada de sus modelos anteriores. La denominación «YLD2000» proviene del término inglés «Yield function 2000», haciendo referencia directa al año inicial de desarrollo del modelo, que posteriormente fue refinado y publicado en su forma definitiva. Esta formulación se caracteriza por una estructura matemática más flexible y rica en parámetros, permitiendo describir detalladamente fenómenos de anisotropía plástica que modelos previos no lograban representar adecuadamente, especialmente bajo condiciones multiaxiales.

El criterio de fluencia YLD2000-2d (versión bidimensional del modelo anisotrópico de fluencia) se define mediante una función de tensión anisotrópica no cuadrática. En el estado de tensión plana (relevante para láminas), la condición de fluencia puede expresarse, de forma simplificada, a través de los valores principales de los tensores transformados X' y X'' . En términos generales, la función de fluencia tiene la forma:

$$(|X'_1|^M + |X'_2|^M)^{\frac{1}{M}} + (|X''_1|^M + |X''_2|^M)^{\frac{1}{M}} = 2\sigma_0 \quad (2.65)$$

Donde X'_1 , X'_2 y X''_1 , X''_2 son los valores propios (tensiones principales) de X' y X'' respectivamente, σ_0 es la tensión de fluencia uniaxial en la dirección de laminación, y M es un exponente material asociado a la estructura cristalina, comentado anteriormente.

A la hora de implementarlo, la mitad de esa suma (es decir, cada término entre paréntesis elevado a $\frac{1}{M}$) representa contribuciones de dos transformaciones lineales distintas del tensor de tensiones de Cauchy, que juntas definen la superficie de fluencia anisotrópica [76, 77].

Cada transformación ($\mathbf{L}' : \sigma$ y $\mathbf{L}'' : \sigma$) depende de un conjunto de parámetros de anisotropía y produce tensores X' y X'' cuyos valores principales capturan la respuesta diferenciada del material según la dirección de carga.

En resumen, la condición de fluencia YLD2000-2d se cumple cuando una cierta norma no euclíadiana (basada en la suma de potencias M -ésimas de tensiones transformadas) alcanza el valor correspondiente a σ_0 :

$$\Phi = (|X'_1|^M + |X'_2|^M)^{\frac{1}{M}} + (|X''_1|^M + |X''_2|^M)^{\frac{1}{M}} - 2\sigma_0 = 0 \quad (2.66)$$

Esta construcción garantiza que la superficie de fluencia predicha sea convexa y físicamente consistente; de hecho, a diferencia de algunos modelos anteriores, la convexidad matemática de YLD2000-2d ha sido demostrada formalmente, lo que es importante para la estabilidad numérica en simulaciones de elementos finitos [77].

El exponente M es un parámetro clave en la formulación. Se trata de un exponente no entero que define la curvatura de la superficie de fluencia. Los valores típicos son $M = 8$ para materiales de estructura cúbica centrada en las caras (FCC, como aluminios recocidos o aceros inoxidables austeníticos) y $M = 6$ para materiales de estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC, como aceros bajos en carbono ferríticos) [69].

Un exponente mayor produce esquinas más redondeadas en la superficie de fluencia, asemejándose al comportamiento de metales FCC, mientras que exponentes menores generan superficies más angulosas típicas de metales BCC, como se muestra en la Figura 2.4.10. Este concepto proviene del criterio isotrópico de Hosford, que generaliza von Mises reemplazando la suma de cuadrados por sumas de potencias M , como se muestra en la ecuación 2.66, con el fin de capturar mejor las diferencias cristalográficas en la plasticidad de los materiales metálicos [69].

Barlat YLD2000 extiende esa idea al caso anisotrópico, introduciendo matrices de transformación \mathbf{L}' y \mathbf{L}'' que escalan y combinan los componentes del tensor de tensiones σ (en coordenadas ligadas a la dirección de laminación, transversa y espesor) para producir tensores desviadores anisotrópicos. En términos prácticos, \mathbf{L}' y \mathbf{L}'' son matrices cuyos elementos se calibran para ajustar las direcciones preferenciales del material.

Los valores principales X'_1 , X'_2 (de $X' = \mathbf{L}' : \sigma$) y X''_1 , X''_2 (de $X'' = \mathbf{L}'' : \sigma$) se introducen en la función de fluencia elevada a la potencia M . De este modo, la anisotropía del material queda incorporada en la propia definición del tensión equivalente.

Estos tensores modificados, X' y X'' , son transformaciones lineales del tensor desviador de tensiones S . Para un estado de tensión plana ($\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{xy}$, con $\sigma_{zz} = \sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0$), el tensor desviador S tiene componentes:

$$S_{xx} = \frac{2\sigma_{xx} - \sigma_{yy}}{3} \quad (2.67)$$

$$S_{yy} = \frac{2\sigma_{yy} - \sigma_{xx}}{3} \quad (2.68)$$

$$S_{zz} = -\frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}{3} \quad (2.69)$$

$$S_{xy} = \sigma_{xy} \quad (2.70)$$

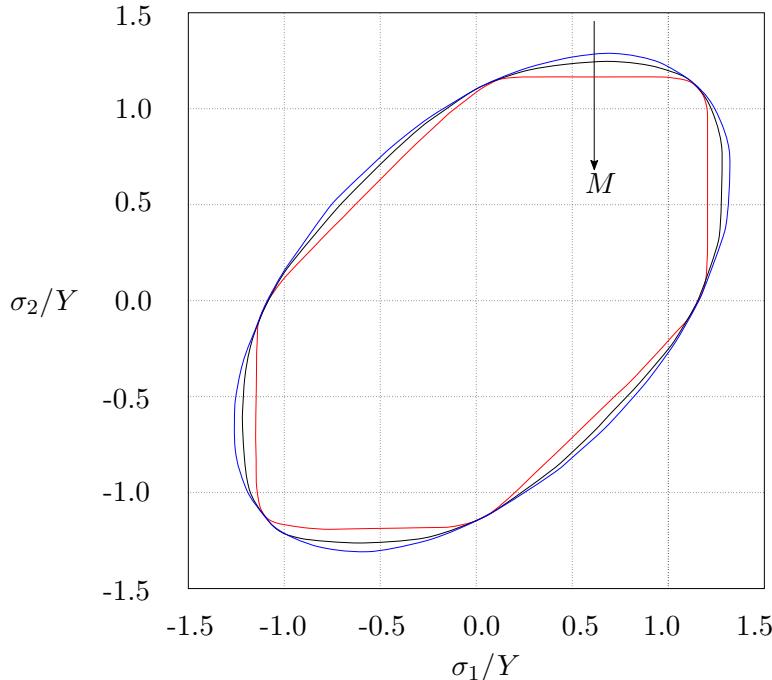


Figura 2.4.10: Impacto del coeficiente M en la forma de la superficie de fluencia definida por el criterio de Barlat

Las transformaciones lineales son:

$$X' = \mathbf{L}' \cdot S \quad (2.71)$$

$$X'' = \mathbf{L}'' \cdot S \quad (2.72)$$

donde \mathbf{L}' y \mathbf{L}'' son tensores de cuarto orden que contienen los coeficientes de anisotropía $\alpha_1, \alpha_2, \dots, \alpha_8$ del modelo. Para tensiones planas y asumiendo ortotropía principal alineada con los ejes de laminación, los componentes de los tensores de transformación (expresados en forma matricial) son:

$$\begin{bmatrix} s'_x \\ s'_y \\ s'_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} L'_{11} & L'_{12} & 0 \\ L'_{21} & L'_{22} & 0 \\ 0 & 0 & L'_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} S_{xx} \\ S_{yy} \\ S_{xy} \end{bmatrix}$$

y análogamente para s'' con \mathbf{L}'' . Los componentes de \mathbf{L}' y \mathbf{L}'' se relacionan con los coeficientes α_k :

$$\begin{aligned} L'_{11} &= \alpha_1/3 & L'_{12} &= -\alpha_2/3 & L'_{21} &= -\alpha_3/3 & L'_{22} &= \alpha_4/3 & L'_{66} &= \alpha_5 \\ L''_{11} &= (2\alpha_6 + \alpha_7)/9 & L''_{12} &= (-\alpha_6 - 2\alpha_7)/9 \\ L''_{21} &= (-2\alpha_6 - \alpha_7)/9 & L''_{22} &= (\alpha_6 + 2\alpha_7)/9 & L''_{66} &= \alpha_8 \end{aligned}$$

El modelo YLD2000 utiliza la regla de flujo plástico asociada con la condición de normalidad, donde la deformación plástica incremental es perpendicular a la superficie de fluencia. Por tanto, la velocidad de deformación

plástica $\dot{\varepsilon}^p$ se obtiene como la derivada de la función de fluencia respecto al tensor de tensiones:

$$\dot{\varepsilon}^p = \lambda \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma} \quad (2.73)$$

2.4.3.5. YLD2000: Aplicaciones y Limitaciones

En la práctica, *YLD2000* se ha implementado exitosamente en simulaciones de embutición profunda y estampado de chapas, donde la anisotropía influye fuertemente en fenómenos de formación de orejas y la distribución no uniforme del espesor tras el conformado.

Por ejemplo, para el embutido de copas cilíndricas en aleaciones de aluminio laminadas (Al 2024-T3, 5754-O, entre otras), se ha comprobado que las simulaciones con *YLD2000-2D* logran predecir de forma cualitativa adecuada el perfil de orejas en el borde de la copa, así como la distribución de espesores y fuerzas de embutición, en buen acuerdo con los resultados experimentales. En dichos estudios, el modelo *YLD2000* reprodujo correctamente la orientación de los picos y valles del orejado e incluso proporcionó estimaciones razonables de la altura de las orejas, superando a modelos clásicos en exactitud [78].

Asimismo, este criterio ha sido empleado en procesos de estampado en frío de aceros avanzados, permitiendo simular con precisión mejoras de formabilidad y fenómenos de *springback* (retorno elástico) en paneles automotrices de alta resistencia. Por ejemplo, Myoung-Gyu et al. [79] utilizaron *YLD2000-2D* para evaluar el *springback*, encontrando que este modelo anisotrópico combinado con leyes de endurecimiento cinemático-isotrópico predecía de manera más confiable el ángulo de retorno elástico que los modelos isotrópicos tradicionales. De forma análoga, Seoknyeon et al. [80] reportaron que la predicción de la conformabilidad (por ejemplo, la aparición de estricciones o rotura) en aceros avanzados mejoraba al emplear *YLD2000-2D* en lugar del criterio de Hill cuadrático, debido a la mejor representación de la evolución de la superficie de fluencia bajo cargas biaxiales.

Cabe destacar que *YLD2000-2D* asume estado de tensión plana, coherente con la hipótesis de que el esfuerzo en el espesor de la chapa es despreciable en la mayoría de procesos de lámina. Esta suposición resulta válida y ventajosa en numerosos casos (reduce el costo computacional frente a modelos 3D completos), por lo que *YLD2000* se adapta bien a procesos como la embutición profunda convencional y otras operaciones de conformado de lámina donde las cargas fuera del plano son mínimas.

Incluso en procesos más novedosos como el conformado incremental de chapa (*Single Point/Two Point Incremental Forming*), el criterio de Barlat ha sido utilizado para incorporar la anisotropía del material en las simulaciones. Por ejemplo, Neto et al. realizaron simulaciones de SPIF (*Single*

Point Incremental Forming) en aleación AA7075-O utilizando el criterio de fluencia Barlat como modelo del material, a fin de analizar la distribución de deformaciones principales y el adelgazamiento de la pared durante la deformación [81]. Los resultados numéricos permitieron correlacionar las tensiones de plano medio con la reducción de espesor observada, evidenciando que el modelo anisotrópico capturaba adecuadamente el modo de deformación dominante en este proceso de embutición incremental.

Del mismo modo, otros autores han investigado el efecto de la anisotropía inicial de la chapa en la precisión geométrica y la distribución de espesores en conformado incremental, confirmando que incluir un criterio como YLD2000 puede ser importante para predecir con realismo la heterogeneidad de deformaciones en piezas obtenidas por este método.

Finalmente, es importante mencionar que el modelo YLD2000-2D se encuentra incorporado en códigos comerciales de simulación de procesos de conformado. Algunos software especializados incorporan directamente este criterio en sus bibliotecas de materiales, mientras que en paquetes generales de elementos finitos suele implementarse mediante subrutinas de usuario (**UMATs**) desarrolladas *ad hoc*. Esta disponibilidad ha facilitado su adopción por la comunidad investigadora e industrial, consolidando a YLD2000 como herramienta estándar para modelizar anisotropía planar en el análisis avanzado en la última década.

A pesar de sus fortalezas, el criterio YLD2000 presenta ciertas limitaciones importantes, documentadas en la literatura especializada. En primer lugar, al ser un modelo de fluencia esencialmente empírico calibrado a un conjunto fijo de datos, no captura cambios evolutivos de la anisotropía con la deformación. En materiales cuya microestructura y textura cristalográfica evolucionan significativamente durante el conformado (por ejemplo, aceros con efecto Bauschinger pronunciado o aleaciones que desarrollan texturas rotacionales bajo deformación plástica), la suposición de una superficie de fluencia fija puede conducir a discrepancias.

Investigaciones recientes han explorado extensiones de YLD2000 con anisotropía evolutiva o criterios distorsionales para abordar este punto [82], pero en su forma estándar YLD2000 asume anisotropía constante determinada solo por la condición inicial del material. Consecuentemente, fenómenos dependientes de la historia de carga, como la evolución del coeficiente r con la deformación plástica o la aparición de asimetrías tensión-compresión (relevante en metales hexagonales como el Mg), quedan fuera del alcance de YLD2000. En estos casos, se han desarrollado otros modelos anisotrópicos especializados como "YLD2000-2D no asociado" para capturar asimetría [83], modelos de Cazacu-Barlat para tensión-compresión, etc., indicando que la formulación original de Barlat 2000 es simétrica y no apta para materiales con diferente respuesta en tracción vs. compresión.

Un aspecto operativo no menor es la sensibilidad a la calibración de pa-

rámetros. Dado que YLD2000 posee 8 coeficientes a identificar, la precisión de sus predicciones depende fuertemente de la calidad y cantidad de datos experimentales disponibles. En general, se requieren resultados confiables de ensayos uniaxiales en varias direcciones y al menos un ensayo biaxial (como el hidráulico o tracción biaxial con probeta cruciforme) para ajustar el modelo. Errores o dispersión en estos datos de entrada pueden traducirse en incertidumbres en los parámetros óptimos y, por ende, en menor calidad de las simulaciones.

En resumen, la fiabilidad de YLD2000 en una simulación real está condicionada a una caracterización rigurosa; cuando ésta se garantiza, el modelo responde bien, pero si los parámetros se basan en datos incompletos o poco precisos, las predicciones podrían desviarse sensiblemente.

Finalmente, se ha documentado una cuestión de carácter numérico: el comportamiento de la superficie de fluencia YLD2000 en las esquinas (regiones de transición entre modos de carga, como entre tracción uniaxial y biaxial). Debido a la forma no cuadrática y la elección típica del exponente m , la superficie YLD2000 puede presentar curvaturas marcadamente pronunciadas en la zona de tensión biaxial equilibrada. Esto puede acarrear dificultades en los algoritmos de integración implícitos usados en códigos FE, reflejándose en problemas de convergencia cuando la simulación alcanza estados cercanos a la esquina de biaxialidad.

En conclusión, el modelo Barlat YLD2000-2D, si bien representa un avance significativo en la modelización de la anisotropía en procesos de conformado metálico, no está exento de desafíos. Sus limitaciones emergen principalmente en escenarios extremos de anisotropía (texturas muy complejas, comportamientos diferenciales tracción/compresión, anisotropía evolutiva con la deformación) o en consideraciones operativas (necesidad de amplia caracterización experimental, posibles ajustes numéricos para convergencia). Estas consideraciones deben tenerse presentes al aplicarlo; en muchos casos, estrategias complementarias como extensiones a 3D, modelos no asociados, o empleo de criterios alternativos para materiales peculiares pueden ser necesarias para suplir aquello que YLD2000 no captura.

2.4.4. Degradación del módulo elástico

En los apartados anteriores, se ha expuesto el estado del arte en referencia a tres de los cuatro aspectos que condicionan el comportamiento mecánico de los elementos metálicos fabricados mediante conformado: las propiedades elásticas fundamentales, el endurecimiento plástico y el criterio de fluencia. En este último apartado se tratará el último de estos aspectos: la degradación del módulo elástico.

El módulo de elasticidad de los aceros no es verdaderamente constante. Se degrada con la deformación plástica, lo cual puede afectar significativamente

al proceso de *springback* en piezas conformadas.

La recuperación de forma elástica tras la retirada de las cargas que han producido una deformación es inversamente proporcional al módulo elástico. Por tanto, si durante el proceso de conformado el módulo elástico efectivo disminuye, el *springback* será mayor que el predicho por análisis que suponen un módulo constante.

Varios estudios han demostrado que un aumento en la deformación previa puede reducir el módulo aparente entre un 10 y un 30 %, lo que conlleva errores significativos en la predicción del *springback* si este efecto no se considera. Por ejemplo, en un acero de fase dual (DP780), una deformación plástica de aproximadamente un 11 % provocó una disminución del 28 % en el módulo elástico durante la descarga. Esta degradación tiene implicaciones importantes en la precisión de las simulaciones de conformado y predicción del retorno elástico. Ignorar este fenómeno puede acarrear errores de predicción en el orden del 10–20 %, mientras que su inclusión mejora notablemente la precisión de los análisis [84].

2.4.4.1. Mecanismos de Degradación del Módulo elástico

Diversos factores metalúrgicos provocan la reducción del módulo elástico aparente durante la deformación plástica. Uno de los mecanismos principales es la microplasticidad debida a la actividad de dislocaciones. Durante la deformación plástica, las dislocaciones se mueven y se acumulan. Al eliminar la carga, parte de la deformación elástica almacenada se libera mediante un movimiento reversible leve de estas dislocaciones (una recuperación anelástica), reduciendo así la rigidez observada.

Parte de la deformación que fue elástica durante la carga no se recupera completamente durante la descarga debido a la relajación dislocacional, lo que genera una pendiente menor en la curva tensión-deformación durante la descarga en comparación con el módulo de elasticidad inicial. Esta anelasticidad inducida por dislocaciones es el mecanismo principal de degradación del módulo elástico en metales a temperatura ambiente[85].

En aceros austeníticos, la microestructura y la composición de fases influyen fuertemente en el grado de degradación del módulo. Por ejemplo, en aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) que contienen austenita, la fracción de austenita retenida frente a martensita condiciona la caída del módulo. Los aceros con mayor contenido de martensita (o fases más duras) tienden a presentar mayor pérdida del módulo, ya que la deformación plástica induce más microdeformación interna y daño en las interfaces de fases duras. Por el contrario, una fracción mayor de ferrita o fases más blandas puede facilitar el movimiento de dislocaciones y reducir la magnitud de la degradación del módulo de elasticidad [86].

La orientación cristalográfica también influye. La degradación del módulo

elástico puede depender de la dirección de carga respecto a la dirección de laminado, observándose en algunos estudios la mayor caída en la dirección transversal (90°). Asimismo, las transformaciones de fase inducidas por deformación pueden desempeñar un papel en aceros austeníticos metaestables. En aceros con efecto *TRIP* (*Transformation Induced Plasticity*), la deformación plástica puede transformar parte de la austenita en martensita; dado que ambas fases poseen diferentes constantes elásticas, la evolución de la fracción de fases modifica el módulo efectivo.

Todos estos factores: anelasticidad por dislocaciones, transformaciones de fase y evolución microestructural contribuyen a la degradación observada del módulo elástico con la deformación previa. Por ello, si se pretende realizar un análisis numérico de precisión, se debe caracterizar experimentalmente el comportamiento del módulo para el material estudiado y considerarlo en los modelos predictivos de retorno elástico, especialmente si se trata de aceros austeníticos avanzados.

2.4.4.2. Modelos de evolución del módulo elástico

Para mejorar la predicción del retorno elástico, los modelos de material modernos utilizados en simulaciones de conformado incluyen formulaciones que permiten capturar la degradación del módulo elástico. A continuación se describen algunas de las metodologías más ampliamente adoptadas.

En primer lugar se encuentran los modelos fenomenológicos del “Módulo de Cuerda”, definida como la pendiente de la línea recta que une dos puntos de la curva tensión-deformación durante la fase de descarga en un ensayo de tracción. Representa el módulo elástico aparente del material en un estado de deformación plástica dado, y se utiliza comúnmente para caracterizar la degradación del módulo elástico tras la deformación. Su valor depende del nivel de predeformación y refleja los efectos anelásticos y microestructurales inducidos durante el conformado.

Estos modelos definen empíricamente el módulo elástico como una función de la deformación plástica. En lugar de un valor constante de E , se emplea un módulo de cuerda dependiente de la deformación plástica. El comportamiento del módulo de Young, E , frente a la predeformación se caracteriza de la siguiente manera: en el régimen inicial, con una predeformación plástica $\varepsilon_p = 0$, la curva tensión-deformación es lineal, presentando una pendiente igual al módulo sin predeformación, E_0 . Tras la fluencia y durante los ciclos de descarga y recarga, la pendiente observada es menor, lo que indica un módulo efectivo $E_{av}(\varepsilon_p)$ inferior al módulo E_0 . Esta reducción del módulo depende de la deformación plástica acumulada ε_p : a medida que ε_p aumenta, el módulo disminuye rápidamente en las etapas iniciales, debido a la intensa generación de dislocaciones, y posteriormente se aproxima a un valor asintótico E_a cuando el material alcanza un estado saturado de defectos. En cuanto

a la magnitud de esta reducción, para valores pequeños de ε_p (unos pocos puntos porcentuales), la caída en E es moderada, típicamente del orden del 5–10 %, mientras que para deformaciones plásticas elevadas (ε_p del 10–20 %) la reducción puede alcanzar entre el 15–30 %.

Yoshida et al. [11] propusieron un modelo exponencial que expresa el módulo promedio E_{av} tras predeformación ε_p :

$$E_{av}(\varepsilon_p) = E_0 - (E_0 - E_a)[1 - \exp(-\xi\varepsilon_p)] \quad (2.74)$$

Donde E_0 es el módulo de elástico inicial, medido antes de cualquier fluencia, E_a : módulo saturado, valor asintótico cuando $\varepsilon_p \rightarrow \infty$, ξ constante adimensional que regula la velocidad de degradación.

Mientras que los modelos de módulo de cuerda asumen una descarga elástica lineal con una pendiente reducida, formulaciones más avanzadas capturan la forma no lineal de la curva tensión-deformación durante las fases de descarga y recarga. Estos modelos atribuyen la degradación del módulo al comportamiento anelástico y simulan explícitamente el retorno gradual de la deformación.

Yoshida y Amaishi (2020) [87] propusieron un modelo en el que el módulo elástico en cualquier punto de la descarga se determina en función de la tensión actual (es decir, del grado de avance de la descarga), en lugar de basarse únicamente en la deformación plástica acumulada. Su modelo no requiere constantes adicionales más allá de las utilizadas en la curva del módulo de cuerda, y aún así es capaz de generar un lazo de descarga-recarga suave y no lineal.

El material se modela con un módulo elástico transitorio que varía continuamente a medida que disminuye la tensión, capturando el pandeo redondeado que suele observarse en las curvas de descarga/recarga. Implementaron dos versiones: un modelo de microplasticidad (que introduce una pequeña deformación plástica interna durante la descarga) y un modelo de elasticidad no lineal (que trata el material como puramente elástico, pero con una relación tensión-deformación no lineal). Ambos modelos ofrecieron resultados similares y mostraron una mayor robustez frente al ruido numérico en simulaciones por elementos finitos. Este tipo de modelos puede replicar con precisión los bucles de histéresis observados en ensayos cíclicos.

Otro enfoque relacionado consiste en utilizar leyes de endurecimiento cinemático con un rango elástico degradado: por ejemplo, algunos modelos de retorno elástico incorporan una pequeña tensión ficticia durante la descarga para simular la disminución gradual de la rigidez durante la recarga. Aunque son mucho más complejos, los modelos de descarga anelástica pueden mejorar aún más la precisión en situaciones donde la carga/descarga es no lineal o cuando las piezas están sometidas a múltiples inversiones de carga.

En el marco de la mecánica del daño, la deformación plástica puede aco-

plarse a una variable de daño que reduce la rigidez del material. Algunos investigadores tratan la degradación del módulo de elasticidad de manera análoga a la acumulación de daño en el material. Por ejemplo, Vrh et al. [88] implementaron un modelo de daño tipo Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN), tradicionalmente utilizado para modelizar el crecimiento de cavidades, con el fin de capturar la pérdida de rigidez en acero inoxidable austenítico 1.4301 durante procesos de conformado. Calibraron la evolución del daño de manera que el módulo efectivo de elasticidad en función de la deformación plástica, obtenido en simulación, coincidiera con las mediciones experimentales para dicho acero.

Utilizando este modelo acoplado con daño, su simulación de un ensayo de embutición con flexión mostró una mejora significativa en la predicción del retorno elástico. Los autores concluyeron que la degradación de la rigidez debía incorporarse en los modelos, ya que su influencia sobre la forma final era demasiado significativa como para ser ignorada.

De forma similar, estudios recientes sobre aceros de ultra alta resistencia han combinado una ley de módulo de cuerda degradado con un modelo de daño modificado, logrando una mejor correlación con el retorno elástico en aceros [89].

Otra categoría corresponde a los modelos basados en microestructura: estos rastrean explícitamente los cambios de fase o características microestructurales que afectan el módulo elástico. En aceros austeníticos metaestables, es posible modelizar el material como una mezcla de fases y actualizar las constantes elásticas compuestas conforme evoluciona la fracción de fase. Una simulación informada por la microestructura puede, por ejemplo, utilizar reglas de mezcla o esquemas autoconsistentes para calcular el módulo elástico actual a partir de la fracción volumétrica de austenita y martensita en cada punto del material.

Si se rastrea la densidad de dislocaciones como una variable interna de estado, su efecto sobre el módulo también puede ser incorporado (ya que una mayor densidad de dislocaciones suele correlacionarse con una mayor reducción del módulo) [90].

Incluso se han propuesto modelos de daño ortotrópico para representar la degradación direccional de la rigidez en chapas laminadas (es decir, utilizando distintos parámetros de daño en diferentes direcciones para reflejar una caída anisotrópica del módulo), un enfoque recientemente aplicado al acero inoxidable austenítico AISI 316, combinando daño plástico anisotrópico con formación de martensita inducida por deformación para predecir el *springback* [91].

Estos modelos basados en fundamentos físicos pueden llegar a ser muy complejos al vincular la evolución microestructural (tanto transformaciones de fase como nucleación de vacíos) con la respuesta elástica a escala macroscópica, y son por lo tanto computacionalmente costosos y, por ello, de

aplicación limitada en entornos industriales donde se priorizan modelos más eficientes.

2.4.5. Modelos constitutivos de material estudiados en este trabajo

A lo largo de la presente sección 2.4, se han descrito las características básicas del comportamiento mecánico que los modelos constitutivos de material deben ser capaces de reproducir para poder representar el fenómeno del *springback* correctamente:

0. **Propiedades elásticas fundamentales.**
- I. **Criterio de fluencia.**
- II. **Endurecimiento plástico.**
- III. **Degradación del módulo elástico.**

En esta Tesis se trabaja con dos modelos de material que están implementados en el software Ls-DYNA, cuyas características básicas se resumen en la Tabla 3.3.1.

Tabla 2.4.1: Características básicas de los modelos constitutivos empleados.

Característica	Modelo 1 (MAT_133)	Modelo 2 (MAT_242)
Propiedades elásticas fundamentales	RO, E, PR	RO, E, PR
Criterio de fluencia	YLD 2000	YLD 2000
Endurecimiento plástico	Chaboche-Rousselier (cinemático)	Yoshida-Uemori (mixto)
Degradación del módulo elástico	×	Yoshida

2.4.5.1. Modelo 1: MAT_133

En una primera aproximación, Ls-Dyna implementó el criterio anisotrópico de Hill48, descrito en la Sección 2.4.3.3, en el modelo MAT_037, ofreciendo una solución básica capaz de considerar una anisotropía plástica ortotrópica con una limitada capacidad predictiva para materiales de anisotropía compleja.

Posteriormente, buscando mejorar la precisión en la simulación del comportamiento plástico anisotrópico, se integró el modelo de tres parámetros

propuesto por Barlat en 1989 [75], **MAT_036**. Este modelo permitió representar de forma más precisa la anisotropía en condiciones de tensión plana mediante parámetros de Lankford.

Después, con el objetivo de obtener una descripción más robusta del comportamiento plástico anisotrópico, se introdujo el modelo avanzado propuesto por Barlat y colaboradores en 1997 [92], denominado **MAT_133**. Este modelo, basado en una función de fluencia anisotrópica no cuadrática, permitió incorporar de manera explícita hasta 6 coeficientes anisotrópicos independientes, mejorando significativamente la predicción del comportamiento plástico en materiales con anisotropía pronunciada.

Además, al modelo **MAT_133** se le puede dotar de la integración del modelo de endurecimiento de Chaboche-Rousselier, visto en la Sección 2.4.2.6, resultando la siguiente arquitectura para este modelo de material:

- El criterio de fluencia YLD2000 define la morfología anisótropa de la superficie de fluencia inicial y su evolución bajo tensiones efectivas.
- El componente de endurecimiento cinemático, implementado a través del modelo de Chaboche, describe la traslación de dicha superficie de fluencia en el espacio de tensiones. Esta traslación es cuantificada por el tensor de retroceso α .
- El componente de endurecimiento isotrópico, según el modelo de Rousselier, modela la expansión o contracción (escalado) de la superficie de fluencia. Esta variación de tamaño es cuantificada por la variable de estado escalar R .
- La cinética de evolución de ambas variables de estado internas, α y R , está fundamentalmente controlada por la tasa de deformación plástica acumulada equivalente, $\dot{\varepsilon}_p$, la cual actúa como variable motriz.

Esta integración sinérgica de un criterio de fluencia anisótropo con leyes de evolución no lineales para el endurecimiento isotrópico y cinemático dota al modelo de la capacidad para reproducir fenómenos complejos observados experimentalmente, como el efecto Bauschinger y el endurecimiento o ablandamiento cíclico, aspectos fundamentales para la caracterización precisa de este material. Sin embargo, cabe destacar que el modelo no es capaz de reproducir el estancamiento transitorio del endurecimiento que se observa durante las inversiones de carga, una limitación relevante en aplicaciones donde dicho comportamiento resulta significativo, como es el caso del *springback*. A esta limitación se suma otra adicional, que consiste en no considerar la degradación del módulo elástico.

Por tanto, debe señalarse que esta formulación constituye una primera aproximación al problema, sirviendo como una base sólida de referencia para

posteriores comparaciones con modelos constitutivos más avanzados y precisos.

2.4.5.2. Modelo 2: MAT_242

Ls-Dyna implementó el modelo de endurecimiento cinemático no lineal propuesto por Yoshida y Uemori de forma incremental, evolucionando desde su formulación más sencilla hacia integraciones más complejas y realistas del comportamiento plástico anisotrópico en chapas metálicas.

Inicialmente, mediante el modelo MAT_037, se incorporó una formulación básica destinada a simular procesos de conformado con anisotropía transversal, incluyendo únicamente el efecto del degradado del módulo elástico según la propuesta original de Yoshida y Uemori.

Posteriormente, esta implementación se vio significativamente mejorada con el modelo MAT_125, que integra explícitamente la regla completa de endurecimiento cinemático no lineal de Yoshida y Uemori junto al modelo anterior (MAT_037), ampliando la capacidad predictiva especialmente frente a cargas cíclicas.

La evolución temporal del modelo continuó hacia una mayor precisión en la descripción de comportamientos anisotrópicos complejos, surgiendo así el modelo MAT_226, que combinó por primera vez la regla de Yoshida y Uemori (proveniente de MAT_125) con el criterio anisotrópico de tres parámetros de Barlat (MAT_036). Este modelo se especializó particularmente en condiciones de tensión plana y empleó parámetros de Lankford para captar con alta fidelidad la anisotropía inherente a chapas metálicas sometidas a cargas cíclicas, lo que marcó un avance significativo frente a simulaciones anteriores.

Finalmente, la implementación alcanzó un estado más refinado y generalizado con el desarrollo del modelo MAT_242, el cual fusionó la regla cinemática no lineal propuesta por Yoshida y Uemori (MAT_125) con el modelo de plasticidad anisotrópica avanzada MAT_133.

El modelo opera bajo condiciones de **tensión plana** (adecuadas para elementos tipo *shell*) y considera tanto la anisotropía del material, como el efecto Bauschinger y el estancamiento transitorio del endurecimiento durante inversiones de carga.

Durante el cálculo, Ls-DYNA realiza un procedimiento de retorno elasto-plástico similar al utilizado en modelos de plasticidad isotrópica, pero reemplazando la función de fluencia de von Mises por la función anisotrópica de Barlat. En cada paso de actualización del estado tensional, el esfuerzo de prueba obtenido por comportamiento elástico se proyecta de nuevo sobre la superficie de fluencia en caso de que se encuentre fuera de ella.

Este procedimiento requiere resolver el multiplicador plástico tal que el estado tensional cumpla la ecuación de fluencia no lineal. Para ello, Ls-DYNA emplea un esquema iterativo con el fin de imponer la condición de fluencia

Yld2000-2D.

Los parámetros α_i no evolucionan durante la plasticidad: son constantes del material fijas que definen la forma de la superficie de fluencia inicial y su evolución subsiguiente. No existe evolución anisotrópica en este modelo, más allá de expansiones homogéneas debido al endurecimiento isotrópico.

Por tanto, bajo cargas monótonas, la superficie de fluencia definida por los α_i se expande conforme progresan el endurecimiento plástico, manteniendo su forma y orientación relativa a los ejes del material. Esta expansión está gobernada por la ley de endurecimiento de Yoshida.

Bajo carga cíclica, la forma de la superficie de fluencia permanece constante tanto en carga directa como en inversión de carga, aunque su centro y tamaño evolucionan de acuerdo con los mecanismos de endurecimiento cínemático e isotrópico.

La parte correspondiente al endurecimiento en el modelo MAT_242 se basa en la ley de endurecimiento mixto propuesta por Yoshida-Uemori, descrito en la sección 2.4.2.5.

Para la implementación en Ls-Dyna se deben considerar ciertos detalles clave relacionados con la selección de formulaciones mediante variables internas o flags, como ocurre con el parámetro de endurecimiento anisotrópico, \dot{R} , cuya forma específica depende del valor asignado a la variable lógica IOPT. Esta variable funciona como un interruptor interno del solver que determina qué formulación de endurecimiento se utilizará. En concreto, al activar la opción IOPT = 0, se emplea el modelo original propuesto por Yoshida y Uemori, que contempla una saturación explícita en el endurecimiento por deformación. Alternativamente, con la opción IOPT = 1, se activa una modificación del modelo original en la cual se elimina dicha saturación, dando lugar a un endurecimiento continuo a lo largo de la deformación plástica.

El cambio en el parámetro se expresa de la siguiente forma:

$$\dot{R} = k(R_{sat} - R) \dot{\varepsilon}^p \quad \text{para IOPT} = 0 \quad (2.75)$$

$$\dot{R} = R_{sat} [(C_1 + \dot{\varepsilon}^p)^2 C_2 - C_1^2] \quad \text{para IOPT} = 1 \quad (2.76)$$

donde R_{sat} representa el valor de saturación del endurecimiento isotrópico, R es la variable escalar de endurecimiento isotrópico, k es el coeficiente que regula la velocidad con la que se alcanza el endurecimiento isotrópico, C_1 y C_2 son los parámetros que definen la evolución no lineal cuando el modelo tiene endurecimiento continuo ($IOPT = 1$) y finalmente $\dot{\varepsilon}^p$ es la tasa de deformación plástica equivalente acumulada.

La degradación del módulo elástico en MAT_242 se desarrolla según la ecuación 2.74 de la Sección 2.4.4.

$$E_{av}(\varepsilon_p) = E_0 - (E_0 - E_a)[1 - \exp(-\xi \varepsilon_p)] \quad (2.74)$$

Para la estimación del módulo asintótico saturado E_a , se ha tomado el trabajo de Vrh et al.[93], donde los ensayos de tensión-recarga sobre chapas de 1.4301 muestran que, tras deformaciones del orden del 8 %, el módulo secante se estabiliza en aproximadamente un 65 % de E_0 . Esto sugiere un valor de saturación $E_a \approx 0,65 E_0 \approx 140$ GPa, tras acumular una densidad de dislocaciones y defectos suficientemente alta, añadir más deformación plástica apenas reduce la rigidez, por lo que el módulo efectivo converge a este límite inferior.

Capítulo 3

Modelizado numérico del sistema de conformado

3.1. Descripción del sistema de conformado

La pieza objeto de estudio en este trabajo es un componente de una placa de cocina a gas mostrada en la Figura 3.1.1. Una de las principales funciones de este componente dentro del sistema del electrodoméstico es establecer un cerramiento periférico lo más estanco posible con la encimera donde se ha instalado dicho sistema.

Para cumplir con esta función, el borde de contacto de este componente, mostrado en la Figura 3.1.1(e), debe ser coplanar con el plano de referencia generado por la encimera. Cualquier deflexión por *springback* provocará la pérdida de coplanaridad entre la encimera y el borde de contacto de la chapa superior.

La pieza se fabrica mediante un proceso de embutición, seguido de dos etapas de recorte: un corte horizontal y un punzonado vertical. Tras estas tres etapas, la pieza se verifica en un útil, donde se mide la planitud del borde que estará en contacto con la encimera.

3.1.1. Material y recorte inicial

El acero inoxidable 1.4301, designado simbólicamente como X5CrNi18-10 según la norma europea UNE-EN 10088-1:2015, es un acero austenítico al cromo-níquel. Su composición química típica incluye un bajo contenido de carbono (máximo de aproximadamente 0,07 % C) y presenta como principales elementos de aleación el cromo (alrededor de 18 %) y el níquel (entre 8 y 10 %), además de pequeñas cantidades de manganeso, silicio, fósforo, azufre y, en algunos casos, nitrógeno. La Tabla 3.1.1 resume los rangos típicos de composición química en porcentaje en masa según UNE-EN 10088-1:2015.

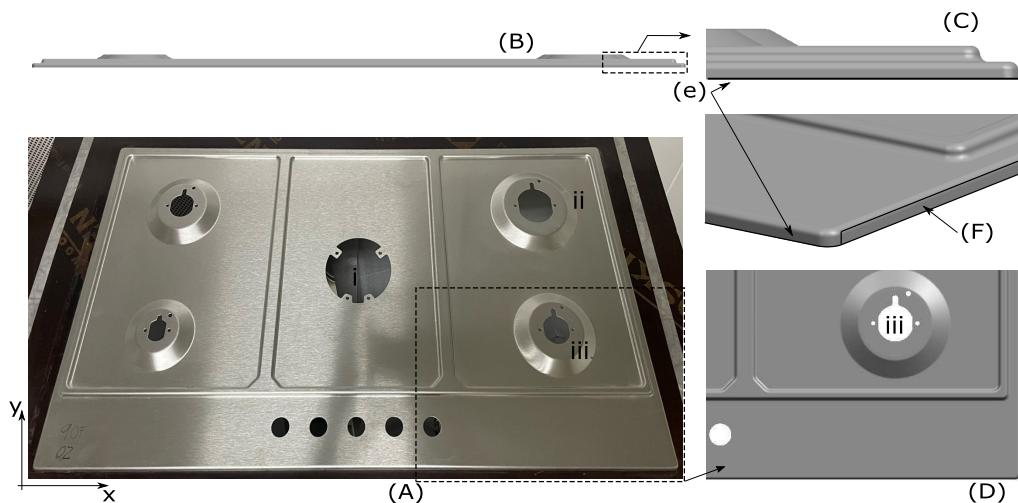


Figura 3.1.1: (A) Vista superior; (B) Vista frontal; (C) Detalle de la vista frontal; (D) Detalle de la vista superior; (e) Borde; (i, ii, iii) Zonas del quemador

Tabla 3.1.1: Composición química típica del acero inoxidable 1.4301.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N
% en masa	0,07	1,0	2,0	0,045	0,015	17,0- -19,5	8,0- -10,5	0,10

Los elementos de aleación desempeñan funciones específicas en el comportamiento del acero. El cromo (Cr) es el principal responsable de conferir resistencia a la corrosión, al formar una capa pasiva de óxido de cromo sobre la superficie, que protege al metal base. Se requiere un contenido mínimo de aproximadamente 10,5 % de Cr para generar esta película pasiva; con un contenido de alrededor del 18 % de Cr, el 1.4301 ofrece una excelente protección frente a la oxidación en condiciones de servicio comunes, tales como ambientes atmosféricos urbanos, rurales o industriales moderados, así como en ambientes interiores con humedad controlada o en contacto con agua potable, alimentos y productos domésticos, donde no están presentes cloruros, ácidos fuertes o agentes industriales altamente agresivos. En estos entornos, el material mantiene su apariencia metálica brillante o satinada, sin formación de óxidos visibles. Por su parte, el níquel (Ni), en torno al 8–10 %, actúa como fuerte estabilizador de la fase austenítica. Gracias a este elemento, el acero 1.4301 mantiene una microestructura completamente austenítica a temperatura ambiente, evitando transformaciones hacia ferrita o martensita al enfriar, lo cual mejora tanto la ductilidad como la tenacidad, y contribuye asimismo a la resistencia a la corrosión al impedir la formación de fases secundarias.

darias perjudiciales. Además, el níquel incrementa la maleabilidad, ductilidad y soldabilidad del acero, aportando también cierta resistencia mecánica.

El contenido de carbono (C) en el 1.4301 se limita a valores bajos (0,07 %) para minimizar la formación de carburos de cromo (Cr_{23}C_6) en los bordes de grano durante exposiciones a temperaturas intermedias, fenómeno conocido como sensibilización. Un exceso de carbono puede combinarse con el cromo, generando carburos en la zona de soldadura o durante servicios a temperaturas del orden de 500–800 °C, lo que empobrece el contenido de Cr en la matriz adyacente y aumenta la susceptibilidad a la corrosión intergranular. Por ello, el desarrollo del acero 1.4301 se orientó a minimizar la precipitación de carburos de cromo y la susceptibilidad a la corrosión intergranular en el rango de aproximadamente 426–900 °C. En consecuencia, con contenidos de carbono de aproximadamente 0,05–0,07 %, el acero 1.4301 suele retener suficiente cromo en solución sólida después de procesos de soldadura o conformado en caliente, preservando su resistencia a la corrosión en condiciones normales. Otros elementos presentes en la aleación incluyen el manganeso (Mn) (hasta aproximadamente 2 %), que ayuda a la desoxidación durante la fabricación del acero y contribuye también a estabilizar la austenita (aunque en menor medida que el níquel); el silicio (Si) (hasta aproximadamente 1 %), que también actúa como desoxidante y puede mejorar la resistencia a la oxidación a alta temperatura; y el fósforo (P) y el azufre (S), que se controlan a niveles bajos (trazas típicas de P0,045 % y S0,015 %), ya que, si bien el azufre mejora el mecanizado, ambos elementos en exceso pueden afectar negativamente la tenacidad y la resistencia a la corrosión. Algunos incorporan pequeñas cantidades de nitrógeno (N) (hasta aproximadamente 0,10 %), que incrementan la resistencia mecánica, elevando especialmente el límite elástico, y refuerzan tanto la estabilidad austenítica como la resistencia a la picadura. En conjunto, la suma de Cr + Ni + N garantiza una estructura completamente austenítica, confiriendo al acero 1.4301 su combinación característica de alta resistencia a la corrosión, buena conformabilidad y excelente soldabilidad.

No obstante, a pesar de ser considerado estabilizado en fase austenítica, el acero 1.4301 muestra una estabilidad relativamente baja de dicha fase frente a deformaciones plásticas severas, especialmente a bajas temperaturas, debido a su contenido de níquel (aproximadamente 8–10 %), suficiente para estabilizar la austenita, aunque no al nivel de aceros con mayor contenido de níquel o con adición de nitrógeno. Esta inestabilidad relativa permite que, bajo ciertas condiciones de deformación intensa o a bajas temperaturas, la austenita pueda transformarse en martensita α' de tipo tetragonal de cuerpo centrado (BCT) mediante un mecanismo de transformación inducida por deformación plástica, conocido como efecto TRIP (*Transformation Induced Plasticity*). Este fenómeno tiene lugar cuando, durante el proceso de deformación en frío (por ejemplo, laminación severa, estirado, embutición profunda,

punzonado o impacto), el campo de tensiones y deformaciones locales favorece el deslizamiento de dislocaciones y la nucleación de martensita en la microestructura austenítica metastable. Esta transformación es controlada por mecanismos difusionales y ocurre prácticamente de manera instantánea, sin requerir enfriamientos externos, siendo más pronunciada a temperaturas inferiores a 15 °C, donde la austenita es aún menos estable frente al esfuerzo aplicado.

El acero 1.4301, por tanto, puede desarrollar una fracción creciente de martensita α' en función de la deformación plástica aplicada, especialmente cuando se supera un umbral de deformación efectiva de aproximadamente 15–20 % [94], alcanzando contenidos significativos de martensita a deformaciones mayores. El ritmo y la cantidad de martensita generada dependen de diversos factores como la temperatura, la velocidad de deformación, la composición química (en particular el contenido de Ni, Mn y N) y la historia previa de deformación.

El efecto TRIP en el acero 1.4301 tiene varias implicaciones sobre sus propiedades mecánicas. En primer lugar, se produce un incremento marcado de la resistencia mecánica, dado que la martensita α' es una fase dura y frágil en comparación con la austenita, contribuyendo a un fuerte endurecimiento por deformación, que eleva tanto el límite elástico como la resistencia a la tracción, incluso llegando a duplicarlos respecto al estado recocido. Este comportamiento explica el alto coeficiente de endurecimiento por trabajo en frío ($n \approx 0,4\text{--}0,5$) que presenta el acero 1.4301. En segundo lugar, se observa un aumento sustancial de la dureza superficial, pudiendo alcanzarse valores de aproximadamente 400 HV o superiores en zonas sometidas a alta deformación. Además, el contenido creciente de martensita produce un incremento parcial del magnetismo, ya que la martensita formada es ferromagnética, a diferencia de la austenita, que es prácticamente no magnética. Por tanto, tras una deformación en frío severa, el acero 1.4301 puede exhibir un comportamiento magnético detectable, siendo la fracción de martensita generada dependiente de la severidad de la deformación. No obstante, si bien el efecto TRIP contribuye a absorber energía durante la deformación, en condiciones extremas puede provocar una pérdida de ductilidad en zonas altamente deformadas, favoreciendo la aparición de grietas o fractura frágil en procesos de conformado extremo.

Durante operaciones de embutición profunda o estirado severo, el efecto TRIP en el acero 1.4301 puede resultar beneficioso hasta cierto punto, ya que la transformación de fase permite una mayor resistencia progresiva, facilitando la redistribución de las deformaciones y retardando la localización (fenómeno de concentración de la deformación plástica en una zona restringida de la lámina, precursor de la estricción y la fractura), comportamiento que es aprovechado en aplicaciones donde se desea una alta absorción de energía antes del fallo, como por ejemplo en aplicaciones de seguridad, absorbedo-

res de energía o carcchas sometidas a impactos. Sin embargo, en procesos de embutición muy profunda o con geometrías complejas, el efecto TRIP puede convertirse en una limitación, ya que el endurecimiento acelerado y la formación de martensita pueden inducir agrietamientos prematuros, desgarros o roturas localizadas si no se controlan adecuadamente las condiciones de proceso. Para mitigar estos efectos, es habitual emplear recocidos intermedios, optimizar la lubricación y controlar la velocidad de deformación. En aplicaciones de embutición extrema, como en la fabricación de fregaderos de cocina o depósitos profundos, es habitual que, tras una primera embutición, se realice un recocido de solución a aproximadamente 1050 °C con el fin de eliminar la martensita formada, restaurar la estructura austenítica homogénea y recuperar la ductilidad antes de continuar con el conformado.

3.1.2. Sistema de embutición

El sistema de embutición se basa en la interacción coordinada de punzón, matriz y pisador para transformar la lámina plana en la pieza en cuestión. El proceso comienza cuando el punzón contacta la lámina y la conduce hacia el interior de la matriz. Para cumplir este cometido sin generar roturas ni marcas, la superficie del punzón presenta un acabado superficial con valores de rugosidad muy reducidos y un radio en su extremo que suaviza el paso del material, distribuye los esfuerzos y evita concentraciones de tensión. Además, incorpora una leve conicidad que facilita la extracción de la pieza tras la embutición y previene el agarrotamiento.

La matriz, por su parte, delimita la geometría externa de la pieza y establece la holgura necesaria para que el material fluya entre ella y el punzón. Su borde de entrada está mecanizado con un radio variable que aumenta cuando se acerca a las esquinas como se aprecia en el modelo de la Figura 3.2.5 (b) que guía la lámina con suavidad, reduce la fricción y evita arrugas en la boca de la matriz. Justo después de esa zona curva, la matriz incorpora un tramo plano de longitud corta que estabiliza la pared ya formada. Antes del borde de entrada la matriz tiene una cara plana que sirve de alojamiento para los frenos mecanizados sobre dicha cara superficie, mostrados en la Figura 3.2.5(a).

El pisador se encarga de ejercer una presión uniforme sobre la periferia de la lámina mientras el punzón se desplaza. Este esfuerzo de sujeción es crucial: impide que el material se abombe y forme pliegues indeseados, a la vez que permite que fluya de forma controlada hacia el interior de la matriz. Para regular más finamente ese flujo, entre pisador y matriz se disponen los frenos.

Los frenos (se muestran en la Figura 3.2.5 (b)) son pequeños relieves mecanizados en la zona de contacto entre el pisador y la matriz que actúan como reguladores del flujo de chapa durante la embutición. Su misión principal es

generar una resistencia localizada que obliga al material a flexionarse, pasar por encima del resalte y enderezarse nuevamente. Este ciclo de curvado y enderezado añade trabajo mecánico al proceso y eleva la tensión tangencial en la lámina, lo que ralentiza su avance y evita que se formen arrugas en la boca de la matriz.

El perfil del freno se diseña con una entrada suave y una salida algo más pronunciada para maximizar la fricción controlada sin dañar la superficie de la lámina. Se emplea una forma semicircular según la ductilidad del material y la severidad de la embutición. Se utiliza un perfil bajo y redondeado en busca de minimizar el adelgazamiento y mejorar el acabado superficial, ya que es una pieza que lleva acabado estético.

La posición de los frenos respecto al borde de la matriz es crítica: demasiado cercanos pueden debilitar la pared de la pieza, y demasiado alejados reducen su eficacia. Además, el número y la orientación de los frenos se han estudiado para equilibrar el flujo perimetral del material para evitar sobre-carga y roturas localizadas.

La concepción de los frenos se ha apoyado tanto en experiencia empírica como en simulaciones por elementos finitos. El software permite prever la influencia de cada variación de perfil y facilita llegar al diseño óptimo con menos pruebas físicas. Una vez en producción, la condición de los frenos se vigila de cerca. El desgaste o la acumulación de óxidos altera la resistencia que ofrecen y puede traducirse en arrugas o desgarros. Existe un mantenimiento programado que incluye la limpieza, pulido ligero y, cuando sea necesario, rectificado selectivo, garantizando que los frenos siguen cumpliendo su función de forma constante a lo largo de la vida útil del utilaje.

La respuesta global del sistema depende de un delicado equilibrio entre la presión del pisador, la fricción en las superficies de contacto y la ductilidad del material. Una presión insuficiente provoca arrugas, mientras que un exceso puede adelgazar la pared hasta el desgarro. Por esa razón, el pisador está apoyado en cojines hidráulicos programables que permiten ajustar la carga.

Por último, conviene mencionar que el guiado preciso del conjunto punzón-matriz, está garantizado por columnas o casquillos de ajuste fino, preservando la coaxialidad y evitando cargas excéntricas que produzcan un desgaste irregular.

3.1.3. Proceso de fabricación y medición

El proceso de fabricación consiste en una embutición y dos etapas de recorte. Al finalizar estas tres fases, la pieza se ensaya en un útil de medición, donde se evalúa la planitud del borde que estará en contacto con la placa de cocción.

El recorte inicial de la chapa se realiza con unas dimensiones de $990 \times 595 \times 0,8$ mm. El proceso de conformado consiste en una operación de una sola

etapa. El pisador y la matriz incorporan los frenos, mientras que el punzón permanece fijo. La matriz desciende embutiendo los frenos y desplazando el pisador, que ha sido previamente precargado con una fuerza (*Blank Holder Force, BHF*) constante durante todo el movimiento de la matriz hasta su posición final.

Una vez completado este proceso, la pieza embutida se somete a una etapa de recorte horizontal. Este recorte consiste en un corte bidimensional en el plano definido por el borde mostrado en la Figura 3.1.1(e).

El recorte final se realiza mediante un punzonado vertical, cuya finalidad es generar las geometrías correspondientes a las zonas de los quemadores mostradas en las Figuras 3.1.1(i), (ii) y (iii), así como el patrón circular situado en la parte frontal de la pieza.

En esta fase, la pieza se considera completamente fabricada. Dado que las deformaciones asociadas al fenómeno de *springback* dependen del equilibrio entre fuerzas internas y externas, se podrían observar múltiples configuraciones finales de la pieza simplemente modificando las condiciones externas. Por esta razón, se emplea un útil de medición mostrado en la Figura 3.1.2 que asegura que todas las piezas se midan bajo las mismas condiciones, reproduciendo así el entorno de montaje real.

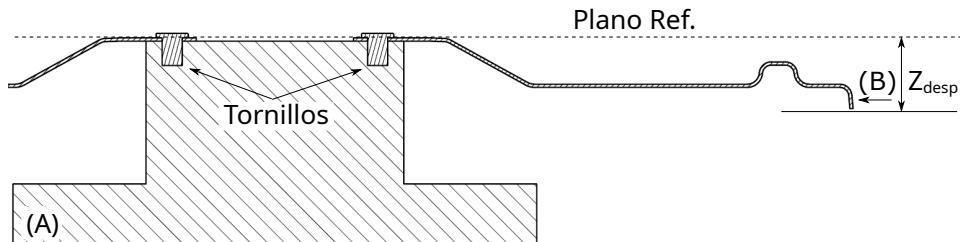


Figura 3.1.2: Esquema de montaje para la medición experimental del *springback*

La pieza final se monta en el útil mediante tornillos dispuestos alrededor de las zonas de los quemadores (i) a (iii) indicadas en la Figura 3.1.1. Este tipo de fijación deja completamente libre el borde correspondiente a la zona (e) de la Figura 3.1.1. Una vez liberada la energía elástica almacenada, se evalúa el *springback*. Como resultado, se representa el desplazamiento en dirección Z desde un plano de referencia (mostrado en la Figura 3.1.2, Z_{desp}) hasta la posición real del borde, en función de la posición relativa a lo largo del perímetro.

3.2. Implementación numérica del proceso de conformado

3.2.1. Metodología del análisis numérico

La simulación del fenómeno de retorno elástico o *springback* en el proceso de conformado de chapas metálicas se desarrolla en este trabajo mediante un enfoque numérico híbrido, combinando métodos explícitos e implícitos. La Figura 3.2.1 muestra el proceso de la cadena de simulación que se ha llevado a cabo.

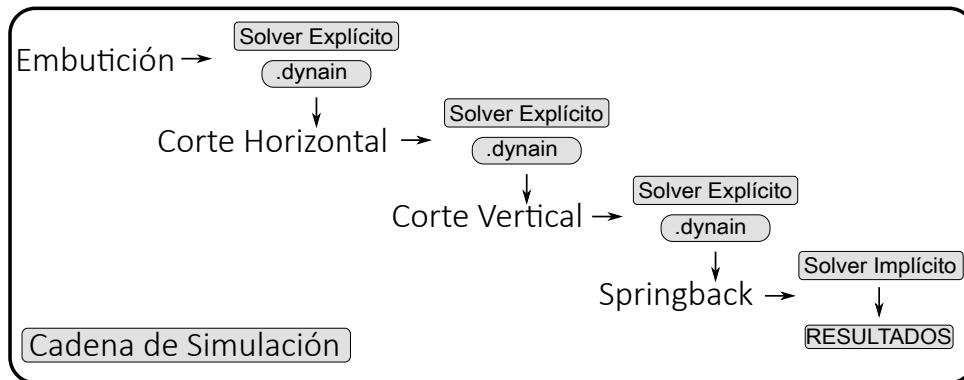


Figura 3.2.1: Esquema del proceso de la cadena de simulaciones necesarias para calcular el *springback* de una pieza de embutición

Inicialmente, la etapa de conformado se realiza utilizando una simulación explícita. Durante esta fase, se modela el contacto dinámico entre la chapa y las herramientas, capturando la evolución detallada de las tensiones, deformaciones y velocidades involucradas en el proceso.

Una vez finalizada la etapa de conformado explícita, se procede a una fase intermedia de corte, en la cual se realiza el recorte geométrico del componente conformado. Esta etapa es esencial para reflejar con precisión las condiciones de contorno reales que inciden directamente en la magnitud del *springback*. El corte generalmente se lleva a cabo mediante la eliminación de elementos o nodos específicos que representan las zonas descartadas del componente, ajustando así la malla resultante para la simulación siguiente.

Finalmente, la predicción del *springback* se lleva a cabo mediante una simulación implícita estática. En esta fase, se retiran las cargas y herramientas empleadas durante la etapa explícita, permitiendo así que la estructura alcance un nuevo equilibrio mecánico. El método implícito es particularmente adecuado para esta etapa debido a su eficiencia computacional en la determinación precisa de estados de equilibrio estático. El resultado final es la geometría *post-springback*.

3.2.2. Software empleado para la simulación

La solución computacional del modelo esta realizada mediante Ls-Dyna, un software avanzado de simulación multifísica desarrollado por Livermore Software Technology Corporation (LSTC) [9]. Ls-Dyna es un código explícito de elementos finitos para dinámica transitoria no lineal, derivado del programa tridimensional DYNA-3D creado por el Dr. John O. Hallquist en el Laboratorio Nacional Lawrence Livermore (California, EE.UU.) en 1976.

Originalmente diseñado para simular impactos relacionados con aplicaciones nucleares, Ls-Dyna se ha expandido considerablemente para cubrir diversas aplicaciones industriales. Inicialmente, sus aplicaciones se centraban en análisis estructurales sometidos a cargas dinámicas de impacto, destacando dificultades para definir mallas adecuadas para modelizar contactos complejos. La primera versión incluía elementos tipo cercha, membranas y algunos elementos sólidos.

Actualmente, Ls-Dyna es reconocido por su versatilidad en simulaciones multifísicas, permitiendo combinar diversas funcionalidades para representar fenómenos complejos. Sus características incluyen condiciones prescritas como curvas de amplitud, condiciones iniciales y de contorno, cargas, restricciones cinemáticas avanzadas y sofisticados modelos de contacto.

Su aplicación se extiende significativamente en sectores como automotriz y aeroespacial, principalmente debido a sus capacidades avanzadas para modelizar sistemas de seguridad como airbags, cinturones de seguridad y sensores. En la industria de conformado y manufactura metálica, Ls-Dyna es referente en investigaciones sobre:

- | | |
|-----------------------|-------------|
| – Estampado | – Extrusión |
| – Embutición profunda | – Recorte |
| – Hidroconformado | |
| – Laminación | – Rebatido |

El código explícito de Ls-Dyna determina los desplazamientos desconocidos mediante la integración numérica de la ecuación dinámica:

$$F = m\ddot{x} + d\dot{x} + cx \quad (3.1)$$

Este *solver* aplica el método de diferencias centrales para resolver dicha ecuación, garantizando la estabilidad numérica mediante el criterio de Courant-Friedrich-Lowy (CFL), definido como:

$$CFL = c \frac{\Delta t}{\Delta x} < 1 \quad (3.2)$$

donde Δx indica la longitud característica del elemento, Δt el intervalo temporal y c la velocidad de propagación, que para elementos tipo *shell* se calcula según:

$$c = \sqrt{\frac{E}{\rho(1 - \nu^2)}} \quad (3.3)$$

En simulaciones explícitas, el intervalo temporal está condicionado por la velocidad con la que las ondas atraviesan la dimensión más pequeña de los elementos. Este requisito impone una restricción significativa sobre la duración del cálculo, aumentando así el costo computacional y temporal.

En problemas complejos con elementos extremadamente pequeños o velocidades de propagación elevadas, respetar este criterio implica utilizar pasos temporales muy pequeños, incrementando sustancialmente el número de pasos necesarios y, por tanto, el costo computacional global. Para afrontar este desafío, se implementan técnicas como el escalado temporal (Time Scaling) y escalado de masa (Mass Scaling), que permiten ampliar artificialmente el paso temporal al incrementar la masa aparente de los elementos o al modificar el marco temporal del fenómeno simulado. Sin embargo, estas técnicas deben utilizarse con precaución, ya que la introducción de masa adicional o la alteración artificial del tiempo podrían producir efectos dinámicos no deseados, como modificaciones en las frecuencias naturales del sistema o resultados que se desvían de la respuesta real esperada. Por ello, se debe evaluar cuidadosamente el equilibrio entre la reducción del tiempo computacional y la fidelidad física y numérica del análisis.

El escalado temporal consiste en aumentar la velocidad de las herramientas con el objetivo de reducir el tiempo del proceso. Sin embargo, deben tenerse en cuenta ciertas consideraciones: las herramientas (matriz, punzón, pisador...) deben situarse lo más próximas posible a la chapa, ya que de lo contrario existe riesgo de efectos dinámicos intensos y problemas de contacto. Las velocidades elevadas de las herramientas solo son posibles si la chapa está soportada en ambos lados por las herramientas. Asimismo, los parámetros del material dependientes del tiempo, como la sensibilidad a la tasa de deformación, también deben ser escalados adecuadamente. Por otro lado, el escalado de masa consiste en añadir masa artificial para aumentar el paso temporal crítico. Cada vez que se añade masa no física para incrementar el paso temporal en un análisis dinámico, los resultados obtenidos pueden verse afectados. Por lo tanto, la sensibilidad de los resultados frente a la cantidad de masa añadida debe ser baja, por lo que dicha masa adicional debe minimizarse al máximo posible. El escalado de masa puede aplicarse selectivamente aumentando artificialmente la densidad del material únicamente en aquellas zonas donde sea necesario.

El escalado de masa aplicado en esta configuración se considera de manera

independiente respecto al escalado automático controlado por el parámetro que regula el incremento artificial de masa en función del paso de tiempo crítico ¹. Dicho parámetro se encuentra definido dentro de la tarjeta de control correspondiente ², lo que permite ajustar la estabilidad numérica del cálculo en LS-DYNA sin afectar directamente a la precisión de los resultados.

Cuando el parámetro *DT2MS* se define con valor negativo en el control de integración explícita, el escalado de masa actúa de forma selectiva. En concreto, al asignar dicho valor negativo el programa identifica únicamente los elementos cuyo paso temporal estable calculado resulte inferior a $|DT2MS|$ y les incrementa la masa inercial hasta que su paso estable coincida exactamente con $|DT2MS|$. Los elementos cuyo paso ya es mayor o igual que dicho umbral no se modifican, con lo que se evita un incremento global de inercia y se limita la intervención a las discretizaciones más restrictivas. Esta estrategia mejora la eficiencia computacional manteniendo la estabilidad del esquema explícito, aunque altera la inercia local y, por ende, puede modificar frecuencias naturales y la respuesta transitoria; por ello, conviene elegir $|DT2MS|$ con prudencia y verificar la masa añadida y la coherencia energética mediante las salidas oportunas ³.

Ls-Dyna registra en los archivos GLSTAT y MATSUM los lugares y momentos en que se añade masa automáticamente, lo cual permite verificar el proceso de escalado. Representar gráficamente estos archivos posibilita obtener mapas de distribución temporal de la masa añadida, tanto para el modelo completo como para componentes individuales.

El método explícito de resolución presenta ventajas y desventajas que se ordenan a continuación::

Ventajas	Desventajas
Adecuado para eventos altamente no lineales y transitorios cortos	Limitado por estabilidad de Courant
Baja demanda de memoria	Omisión obligada de detalles geométricos
Cálculo económico del paso temporal	Inadecuado para eventos de larga duración
Modelos avanzados de contacto	

¹*DT2MS: relación de escalado de masa con el tamaño de paso de tiempo

²*CONTROL_TIMESTEP: control del tamaño de paso de tiempo

³*DATABASE_GLSTAT: historia global; *DATABASE_MATSUM: sumas por parte/material

3.2.3. Descripción del modelo numérico empleado

El modelo numérico se muestra en la Figura 3.2.2, está compuesto por tres cuerpos rígidos; matriz (A), pisador (D) y el punzón (E) y un cuerpo deformable, la lámina (B). El componente denominado tope del pisador (C) se introduce como una herramienta numérica para modelizar y monitorizar la fuerza aplicada por el pisador.

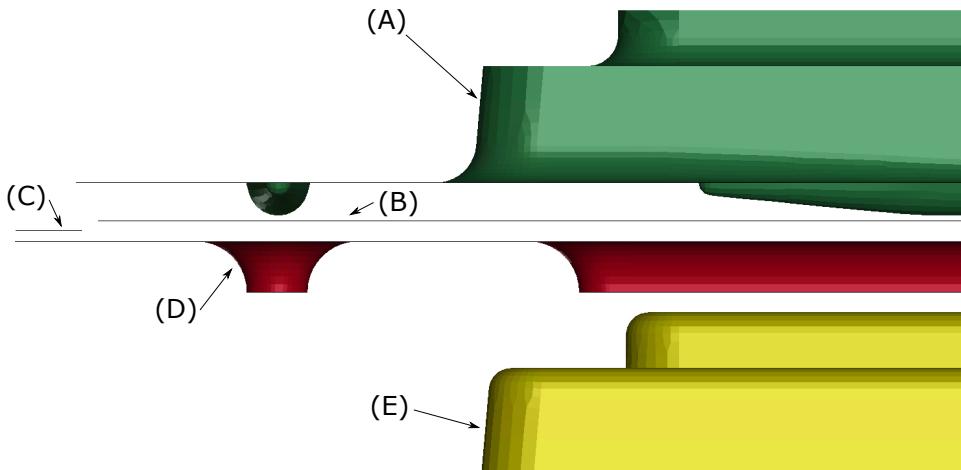


Figura 3.2.2: Vista Lateral en posición de inicio del proceso de embutición: matriz (A), lámina (B), tope del pisador (C), pisador (D), punzón (E)

Antes de abordar el análisis numérico del proceso de embutición, es fundamental describir con mayor detalle la configuración geométrica del sistema de frenado implementado en el utilaje. En la Figura 3.2.4 se presenta una vista general del freno situado en el pisador, en la que se aprecia claramente la elevada densidad del mallado en esta zona. Este refinamiento local del mallado se ha realizado con el objetivo de capturar con mayor precisión los efectos geométricos asociados a la curvatura de la superficie, especialmente relevantes en las etapas iniciales del contacto con la chapa.

Por su parte, la Figura 3.2.5 muestra dos vistas adicionales del freno. Se observa el freno integrado en la matriz (a), destacando su geometría específica, diseñada para controlar el flujo del material durante el conformado. También se proporciona una vista ampliada del borde de entrada (b) del freno, el cual ha sido mecanizado con un radio variable. Este radio aumenta progresivamente hacia las esquinas con el objetivo de evitar concentraciones de deformación y facilitar el guiado de la chapa. El diseño de este contorno y su influencia sobre el comportamiento del material durante la embutición se analizan en detalle en la Sección 3.1.2.

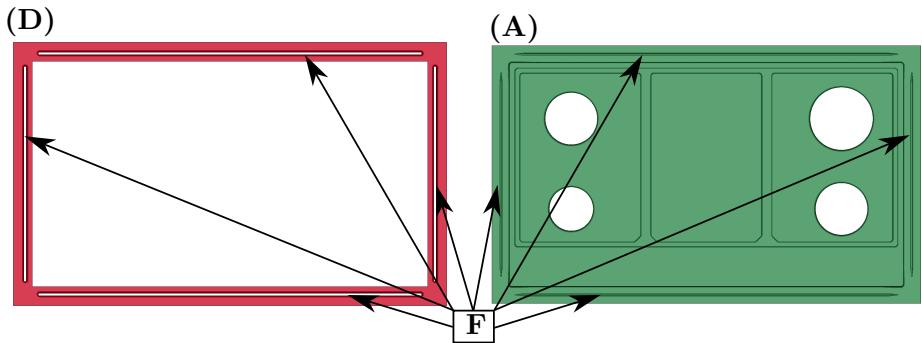


Figura 3.2.3: Vista superior del pisador (D) y de la matriz (A) junto con las posiciones de los frenos (F) en ambas herramientas.

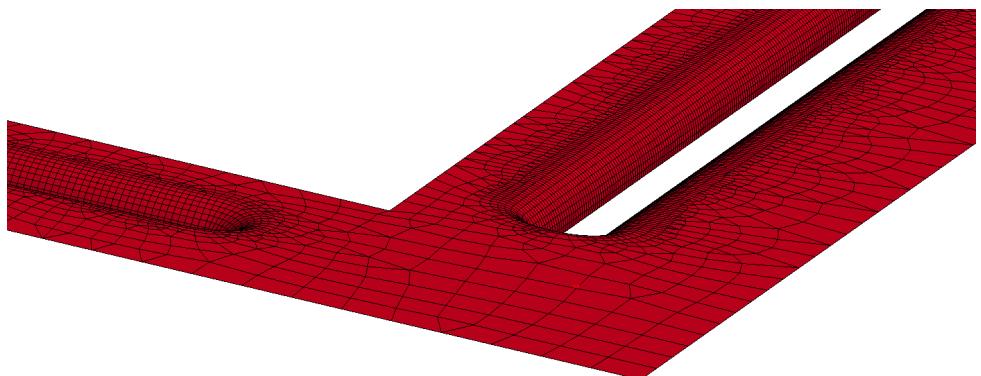


Figura 3.2.4: Vista de detalle del freno en el pisador donde se aprecia el mallado fino debido a la curvatura de la superficie.

La fuerza ejercida sobre el pisador ha sido modelada mediante la implementación de muelles virtuales con rigidez constante a lo largo de todo su recorrido, reproduciendo así el comportamiento observado en la práctica industrial, donde se emplean resortes de gas con características similares. Con el objetivo de limitar el desplazamiento vertical del pisador inducido por la acción de estos muelles, se ha incorporado una herramienta numérica adicional que actúa como tope (elemento (C) en la Figura 3.2.2). Este tope restringe el desplazamiento en la dirección positiva del eje Z, impidiendo así el movimiento ascendente del pisador, pero permite su desplazamiento libre en dirección negativa, coherente con el funcionamiento del sistema físico real.

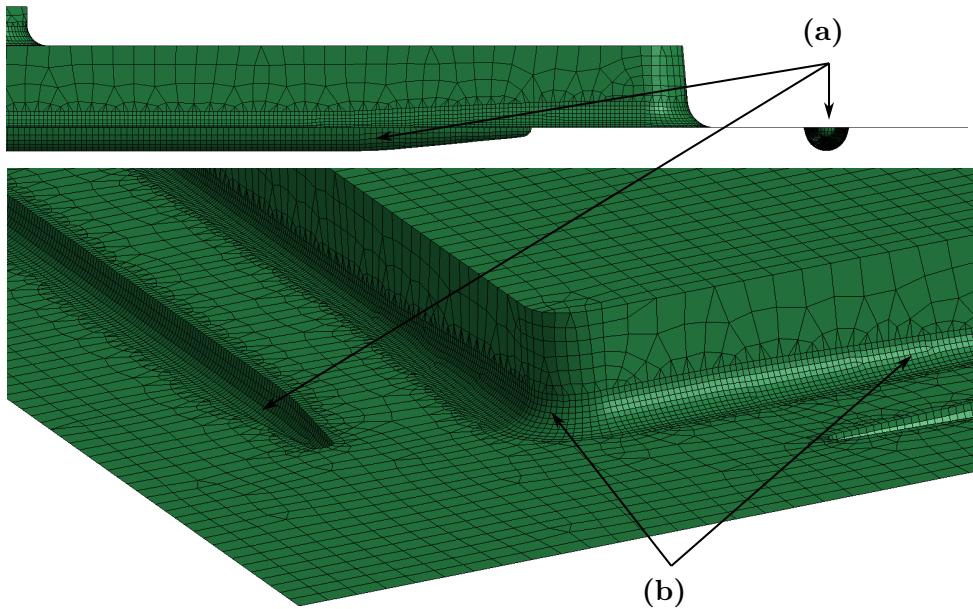


Figura 3.2.5: Vistas de detalle del freno: (a) vista general del freno integrado en la matriz, donde se aprecia su geometría particular; (b) vista ampliada del borde de entrada, modelizado con un radio variable que aumenta progresivamente hacia las esquinas, tal y como se analiza en la Sección 3.1.2.

3.2.4. Estrategia y parámetros del mallado

Los elementos tipo *shell* completamente integrados en Ls-Dyna, especificados mediante la opción **ELFORM16**, son elementos finitos avanzados que utilizan una integración numérica completa para evaluar con precisión el comportamiento estructural. La formulación de estos elementos se basa en las hipótesis de Reissner-Mindlin (Timoshenko), considerando desplazamientos de la superficie media junto con rotaciones para describir la deformación de la lámina, incluyendo distorsiones por cortante. En particular, estos elementos cuentan con siete puntos de integración distribuidos a lo largo del espesor, lo cual permite capturar adecuadamente variaciones no lineales de la tensión, deformación plástica y daño a través del espesor de la lámina. Esta característica es especialmente relevante para el análisis de procesos complejos como el conformado de chapas metálicas, donde los gradientes de tensión-deformación son significativos. Además, el número de puntos de integración adoptado responde a un compromiso cuidadosamente establecido entre la precisión y el coste computacional asociado, garantizando un equilibrio adecuado para simulaciones de gran escala en contextos industriales.

En Ls-Dyna, cuando se emplean elementos finitos tipo *shell* completamente integrados con formulación cuadrilátera estándar, existe una consideración

especial para aquellos elementos degenerados o que, debido a la discretización de la geometría, presentan una configuración triangular.

En estos casos específicos, Ls-Dyna aplica automáticamente una formulación adaptada conocida como formulación triangular tipo C0, en sustitución de la cuadrilátera estándar. Esta formulación implica que las funciones de interpolación usadas para describir el campo de desplazamientos en el elemento son continuas (continuidad de desplazamientos, pero no necesariamente derivadas). Ls-Dyna tiene distintos elementos shell, entre ellos triangulares y cuadriláteros, que utilizan formulaciones basadas en interpolaciones C0. Esto significa que, aunque los desplazamientos son continuos en los nodos, la continuidad de tensiones o derivadas no necesariamente lo es.

El *hourglass* es un modo de deformación espiral que puede aparecer en elementos finitos subintegrados (muy típico en shells cuadriláteros de 4 nodos y en sólidos de 8 nodos) cuando se usan funciones de interpolación reducidas o simplificadas: ciertos patrones de movimiento nodal pasan por el punto de integración sin generar deformación física ni rigidez, de modo que no consumen energía y pueden crecer sin control si se excitan por cargas concentradas, contactos, mallas pobres o grandes distorsiones. Su presencia lleva a respuestas no físicas como rigideces aparentes alteradas, penetraciones en contacto o incluso volúmenes negativos y contamina magnitudes clave como tensiones, fuerzas de reacción y energías. Por ello, en Ls-Dyna y en cualquier esquema explícito, es imprescindible suprimirlo o estabilizarlo: no forma parte del comportamiento del material ni de la estructura, sino de una deficiencia numérica asociada a la integración reducida, y si no se elimina puede dominar la solución y comprometer por completo la validez del análisis.

El control del *hourglass* en métodos explícitos basados en elementos finitos, consiste en aplicar artificialmente términos estabilizadores para eliminar dichas deformaciones. Sin esta corrección, los elementos pueden exhibir patrones de deformación interna no físicos con energía de deformación prácticamente nula, que crecen progresivamente durante la simulación. Estas deformaciones, al acumularse, pueden afectar significativamente la precisión y estabilidad numérica de la solución obtenida, comprometiendo el análisis que se esté llevando a cabo.

La estrategia habitual para mitigar estos modos consiste en la introducción de una rigidez artificial, conocida como rigidez de control *hourglass*, la cual impide el desarrollo de estos patrones no físicos. En Ls-Dyna, esta técnica se define explícitamente⁴ especificando el tipo de algoritmo estabilizador y un coeficiente multiplicador que determina la magnitud de la rigidez artificial añadida al sistema.

Para simulaciones específicas de conformado, donde la precisión de los resultados es particularmente sensible al balance entre estabilidad numérica

⁴*CONTROL_HOURGLASS

y la representación realista del comportamiento mecánico del material, generalmente es recomendable emplear el valor por defecto del coeficiente de control *hourglass* establecido por Ls-Dyna. Este valor predeterminado está calibrado a partir de una amplia validación empírica y numérica, logrando así un adecuado compromiso entre estabilidad y precisión.

3.2.5. Definición y orientación del comportamiento anisotrópico del material

Debido a la anisotropía de la lámina, es necesario definir ciertas orientaciones. Para especificar las propiedades del material en las distintas direcciones, se requiere establecer un sistema de coordenadas del material.

Ls-Dyna genera un sistema de coordenadas para cada elemento, denominado sistema de coordenadas local del elemento. Este se establece mediante una regla sencilla: el eje x local del elemento se orienta en la dirección desde el nodo 1 hacia el nodo 2 de cada elemento. El sistema local del elemento se define basándose en este eje y en la normal del elemento tipo shell. Esta regla genera tantas direcciones X diferentes como elementos existen en una malla irregular, como se muestra en la Figura 3.2.6 a).

El sistema de coordenadas local del material queda vinculado al sistema de coordenadas del elemento, siendo por defecto la dirección de laminado del material la dirección X.

Un función⁵ específica de Ls-Dyna se utiliza para rotar el sistema de coordenadas del material en cada elemento. Esto se ilustra en la Figura 3.2.6 b), donde todos los vectores A (direcciones locales del material) están alineados con la dirección global del material (dirección de laminado).

3.2.6. Formulación y tratamiento numérico de los contactos

Las interfaces de contacto basadas en penalización se utilizan en simulaciones de conformado metálico. Las interfaces de contacto son algoritmos numéricos empleados para imponer la restricción de no penetración entre superficies en interacción. Su funcionamiento se basa en la introducción de una rigidez de contacto ficticia (*penalty stiffness*) que actúa como un resorte virtual: cuando un nodo penetra en la superficie maestra, se genera una fuerza de reacción proporcional a la magnitud de dicha penetración, dirigida normalmente a la superficie de contacto. Este enfoque no requiere la resolución exacta de las condiciones de restricción, sino que permite pequeñas penetraciones controladas, lo que reduce el coste computacional y mejora la robustez de la simulación en problemas altamente no lineales. La precisión del método depende de la calibración de la rigidez de penalización, que debe

⁵AOPT: Define el marco de referencia de la dirección de laminación

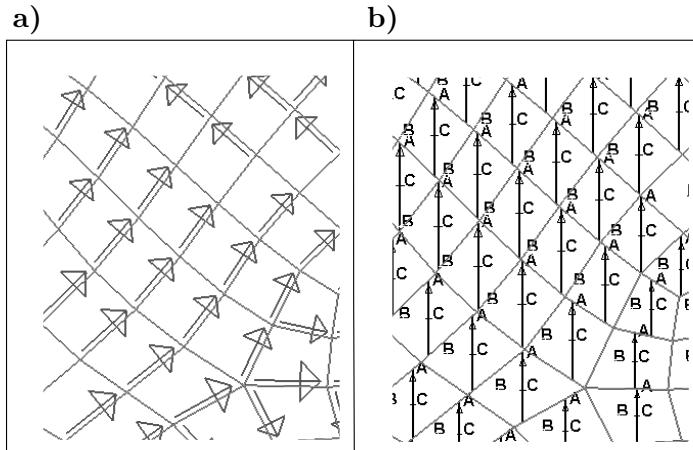


Figura 3.2.6: Dirección del material en los elementos de la malla. a) Direcciones iniciales de cada elemento antes de aplicar AOPT. b) Direcciones de cada elemento alineadas con la dirección de laminación después de aplicar AOPT.

ser lo suficientemente elevada para evitar penetraciones excesivas, pero no tan grande que provoque inestabilidades numéricas

Se realiza una comprobación completa de la penetración inicial⁶, especialmente útil para penetraciones significativas alrededor de geometrías con radios pequeños o regiones de alta presión de contacto, ajustando el factor de escala de penalización según sea necesario. El factor de escala para la rigidez de penalización en todas las superficies se establece en 0,01.

Dado que el modelo se construye con elementos tipo shell, los elementos de la lámina se definen en la superficie media de esta, por lo que es necesario activar el desplazamiento del espesor en la definición del contacto. En cambio, como la malla de las herramientas se genera en la superficie real de estas, no se aplican desplazamientos de espesor.

Se utiliza la interfaz de contacto tipo **CONTACT_FORMING_ONE_WAY**. Esta interfaz calcula la información de curvatura de las herramientas para emplearla en el remallado adaptativo predictivo. En este tipo de contacto, la superficie de la herramienta se define como la interfaz maestra, mientras que la lámina es la interfaz esclava. Con esta configuración, el espesor del esclavo (lámina) se incluye en los cálculos del contacto. El contacto ocurre sobre una superficie imaginaria proyectada a media distancia del espesor en dirección normal a cada segmento. Para la simulación de embutición se recomienda emplear un 20 % del amortiguamiento viscoso crítico (VDC) para mitigar dinámicas de alta frecuencia.

⁶ISLCHK: Controla el criterio de detección de nodo-esclavo dentro/fuera de la superficie maestra en contactos

3.2.7. Aplicación de técnicas de mallado adaptativo

La malla adaptativa se emplea para subdividir automáticamente los elementos y generar una malla refinada en zonas de alta curvatura. La lámina inicial se construye mediante una malla regular compuesta por elementos rectangulares con relaciones de aspecto lo más próximas a la unidad posible, evitando triángulos especialmente en áreas críticas. El tamaño inicial de los elementos de la lámina se fija en 5 mm, con el fin de resolver con precisión los detalles geométricos de la pieza.

La simulación del proceso de conformado se interrumpe periódicamente de acuerdo con la frecuencia de remallado adaptativo seleccionada, momento en el cual la malla es evaluada para aplicar el refinamiento adaptativo requerido. Cada elemento es subdividido en un nivel adicional durante cada ciclo adaptativo. Para evitar que elementos excesivamente grandes atraviesen áreas críticas antes de ser refinados, la frecuencia adaptativa se ha establecido en intervalos pequeños, específicamente cada 2 mm de desplazamiento del punzón.

El refinamiento de los elementos es controlado mediante dos criterios principales: el ángulo formado entre elementos adyacentes y la curvatura local de la superficie aproximada. La tolerancia angular utilizada para activar el refinamiento adaptativo se ha fijado en 4.0 grados. Aunque valores inferiores podrían resultar en una malla más fina, se ha determinado que este valor es suficiente para representar adecuadamente la geometría considerada en este estudio. Esta elección se ha corroborado mediante un análisis de convergencia de la solución, en el cual se verificó que la reducción adicional de la tolerancia angular no producía variaciones significativas ni en la representación geométrica ni en las magnitudes de interés del modelo, asegurando así la fiabilidad de los resultados con un coste computacional optimizado.

El método elegido para el refinamiento adaptativo es el denominado "de un solo paso con anticipación", en el cual un parámetro específico indica la distancia mínima requerida para evaluar anticipadamente la curvatura de la herramienta. Dicha distancia también depende de los límites de proximidad empleados en la detección del contacto, y valores mayores a varios espesores de la lámina no presentan efectos adicionales significativos en el refinamiento.

Para garantizar una adecuada precisión en el cálculo numérico, es fundamental disponer de al menos entre tres y cuatro elementos en las zonas correspondientes a radios críticos. Con este propósito, se definen dos configuraciones adaptativas específicas: una configuración destinada a la etapa de cierre, cuya profundidad adaptativa máxima se estableció en 5 niveles, y otra orientada a la etapa de embutición, con una profundidad máxima de 10 niveles. Adicionalmente a estos criterios de profundidad adaptativa, se impone un tamaño mínimo de elemento de 0.5 mm para controlar la resolución espacial del análisis.

La Figura 3.2.7 ilustra claramente las diferentes etapas del refinamiento adaptativo de la malla. En la Figura 3.2.7 a), se aprecian los elementos originales (sombreados en azul) sin ningún refinamiento aplicado. Dichos elementos corresponden fundamentalmente a las esquinas de la lámina que permanecen entre superficies planas durante todo el proceso, y que no experimentan deformación fuera del plano, razón por la cual el algoritmo adaptativo no actúa sobre ellos, mientras en la Figura 3.2.7 b), se observan elementos (sombreados en verde) en el siguiente nivel de refinamiento. Por el contrario, en la Figura 3.2.7 c) se observan elementos (sombreados en rosa) que han alcanzado el nivel máximo de refinamiento permitido, ubicados precisamente en zonas críticas del proceso, donde punzón y matriz inducen los mayores estiramientos sobre la lámina.

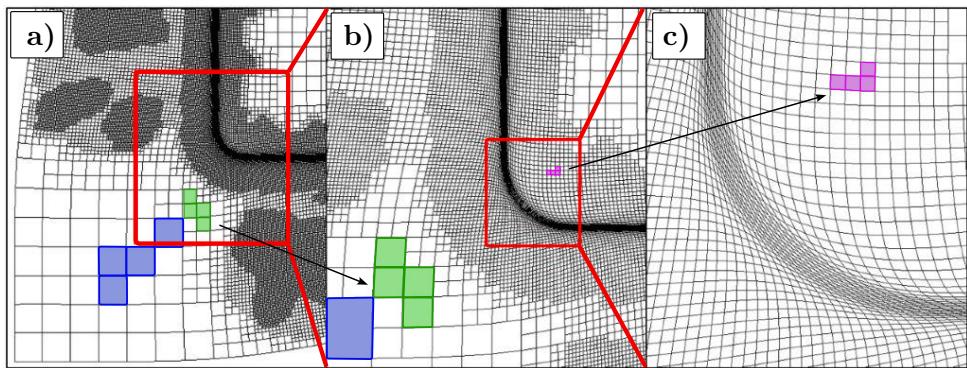


Figura 3.2.7: Evolución del tamaño de los elementos generados por la malla adaptativa observada a distintos niveles de ampliación.

3.2.8. Configuración inicial y condiciones de simulación

Como se ha comentado anteriormente, en simulaciones explícitas de conformado, el tiempo de cálculo puede reducirse considerablemente mediante técnicas de escalado de masa y aumentando artificialmente la velocidad de las herramientas. Sin embargo, ambos métodos introducen efectos dinámicos artificiales, los cuales deben minimizarse hasta niveles aceptables desde el punto de vista ingenieril. Un parámetro independiente que describe estos efectos dinámicos artificiales es el número de ciclos explícitos por milímetro de desplazamiento de las herramientas.

Un mayor número de ciclos por milímetro se requiere cuando el proceso permite un desplazamiento amplio y libre de la chapa, como ocurre durante la etapa inicial de cierre (desplazamiento del pisador hasta su posición final). Cuando la chapa está completamente restringida entre el pisador y la matriz y apoyada por el punzón, se necesitan menos ciclos por milímetro. Valores comprendidos entre 100 y 1000 ciclos por milímetro generalmente producen

resultados adecuados. La velocidad máxima de la herramienta se fija en 2000 mm/s, iniciándose desde reposo.

El paso temporal (p_t) correspondiente al escalado de masa se calcula para lograr el número requerido de ciclos por milímetro, según la ecuación 3.4:

$$p_t = \frac{1,0}{V_{\max} \times \text{ciclos por milímetro}} \quad (3.4)$$

La velocidad de la herramienta, el paso temporal y el tiempo total de simulación se seleccionan de manera coordinada. Dado el desplazamiento total de la herramienta, se diseña una velocidad de punzón con perfil trapezoidal para las etapas de cierre y embutición, tal como se muestra en la Figura 3.2.8.

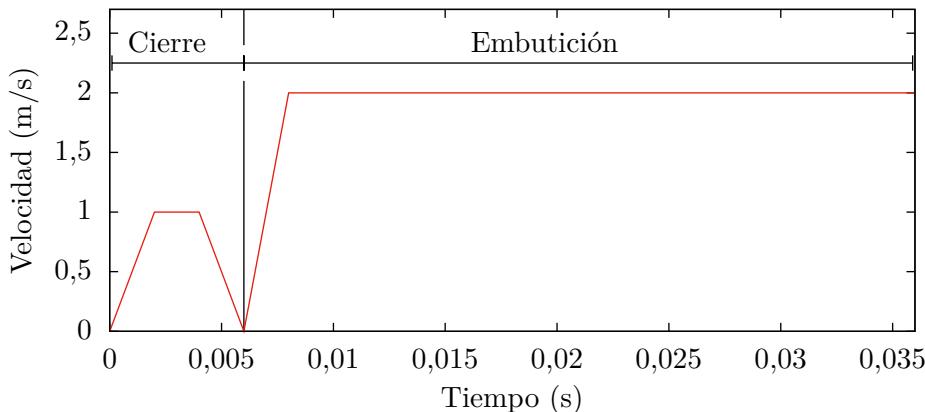


Figura 3.2.8: Perfil de velocidad de las herramientas

La simulación numérica del proceso de embutición se ha estructurado cuidadosamente para reflejar con fidelidad cada etapa cronológica experimentada por el solver durante su ejecución. Inicialmente, se importan las mallas correspondientes al punzón, la matriz, el pisador y la lámina mediante la inclusión de ficheros externos⁷. A continuación, se evalúan los parámetros críticos como espesores, coeficientes de fricción y velocidades a partir de bloques configurables que permiten tanto declarar valores escalares reutilizables⁸ como calcular parámetros mediante expresiones aritméticas y relaciones algebraicas entre magnitudes⁹, proporcionando flexibilidad, trazabilidad y re-

⁷*INCLUDE: instrucción usada para insertar archivos de malla, condiciones de contorno y definiciones geométricas.

⁸*PARAMETER: bloque para definir parámetros constantes.

⁹*PARAMETER_EXPRESSION: bloque que evalúa expresiones para definir parámetros dependientes.

producibilidad en todos los escenarios que se van a simular.

En la configuración inicial se establecen cuatro partes distintas, lo que permite definir entidades estructurales independientes dentro del modelo ¹⁰. A las herramientas se les asigna rigidez absoluta, tratándolas como cuerpos indeformables ¹¹. El material deformable se describe con integración en siete puntos a lo largo del espesor, utilizando una sección de lámina con formulación específica para grandes deformaciones ¹². Los contactos se modelan mediante una condición unidireccional que asigna la herramienta como superficie maestra y la chapa como superficie esclava, lo que resulta adecuado en procesos de conformado ¹³. Finalmente, la fricción se representa con una ley de tipo Coulomb gobernada por un parámetro específico.

Para garantizar un posicionamiento inicial adecuado de la lámina respecto a las herramientas, se recurre a un algoritmo específico que permite ajustar automáticamente la geometría antes de iniciar el proceso de conformado. Este procedimiento asegura un juego inicial equivalente a aproximadamente 1.5 veces el espesor de la lámina, lo que previene interferencias no deseadas y favorece un contacto controlado entre superficies. Además, los desplazamientos calculados durante esta fase se almacenan en variables específicas que facilitan el seguimiento y la reproducibilidad de la simulación ¹⁴.

La simulación dinámica se inicia con la fase de cierre del pisador, en la cual se impone un movimiento controlado que aplica una velocidad constante hasta alcanzar la posición previamente definida por el algoritmo de autoposicionamiento ¹⁵. De manera simultánea, se introduce una fuerza de sujeción progresiva que actúa sobre el pisador, lo que garantiza una fijación estable del material antes del inicio del proceso de conformado ¹⁶. Adicionalmente, en esta etapa se incorpora un remallado adaptativo con una frecuencia aproximada de 0.5 ms, con el objetivo de mantener la calidad de la discretización a lo largo de toda la simulación.

Posteriormente, en la fase de embutición propiamente dicha, el punzón desciende siguiendo una curva de velocidad que suaviza su impacto inicial mediante una rampa lineal, alcanzando luego una velocidad constante (2000 mm/s) hasta completar su recorrido. Durante esta etapa, se incrementa la frecuencia del remallado adaptativo, permitiendo niveles superiores de refinamiento (hasta MAXLVL = 10) y un tamaño objetivo de 0.5 mm. La fricción y la penetración en el contacto se controlan mediante parámetros espe-

¹⁰*PART: definición de parte

¹¹*MAT_RIGID: material rígido

¹²*SECTION_SHELL: sección de lámina; ELFORM 16: formulación de shell

¹³*CONTACT_FORMING_ONE WAY_SURFACE_TO_SURFACE_ID: contacto unidireccional en conformado

¹⁴*CONTROL_FORMING_AUTOPOSITION_PARAMETER_SET: control de autoposicionamiento en conformado

¹⁵*BOUNDARY_PRESCRIBED_MOTION_RIGID: movimiento prescrito en cuerpos rígidos

¹⁶*LOAD_RIGID_BODY: carga aplicada a un cuerpo rígido

cíficos que aseguran una simulación estable y precisa, mientras se mantienen rigurosos controles de energía y deformaciones no físicas (hourglass).

La simulación explícita concluye en un tiempo previamente fijado, lo que permite determinar el final del cálculo de acuerdo con un criterio temporal establecido ¹⁷. Durante esta fase, se almacenan resultados intermedios y finales en diversas bases de datos, tales como D3PLOT, RCFORC, GLSTAT y MATSUM, que proporcionan información sobre la evolución geométrica, las fuerzas de reacción, las magnitudes globales y los balances de energía, respectivamente. A partir de este punto, se genera de forma automática un archivo de arranque para las siguientes etapas del proceso.

3.2.9. Resultados intermedios: transición de fase de embutición a fase de corte

El *solver* numérico empleado puede proporcionar múltiples tipos de resultados. Se emplean específicamente las bases de datos de resultados RCFORC y BNDOUT, destinadas a registrar las fuerzas de reacción resultantes del movimiento impuesto a las herramientas. De estos archivos se obtienen datos en función del tiempo. Por otro lado, los datos experimentales se obtienen directamente en función del desplazamiento del punzón. Para establecer una correlación precisa entre ambos conjuntos de datos, es necesario extraer la historia de desplazamiento nodal. Dado que el punzón se define como un material rígido, todos sus nodos experimentan un desplazamiento idéntico. Al disponer simultáneamente de los datos de desplazamiento y fuerza y correlacionarlos mediante la variable temporal común, se genera la curva fuerza versus desplazamiento del punzón. Estas curvas servirán para evaluar tanto la cinemática del proceso como de las fuerzas involucradas en ello.

Además del análisis de las fuerzas que intervienen en el proceso de embutición, resulta esencial disponer de un modelo numérico capaz de reproducir tanto la configuración geométrica final de la pieza como el estado tensional alcanzado tras el conformado. Para ello se emplea una herramienta avanzada que permite enlazar diferentes fases de cálculo de manera coherente ¹⁸. Mediante esta interfaz se logra almacenar con precisión los campos de tensiones y deformaciones, de modo que pueden recuperarse posteriormente en simulaciones secuenciales. Este procedimiento posibilita una representación detallada del historial mecánico del material, reflejando fielmente la evolución de las tensiones y deformaciones acumuladas en las etapas anteriores del análisis.

El archivo **dynain** generado por esta interfaz es esencial para capturar y restablecer estos estados intermedios. Este archivo contiene información

¹⁷*CONTROL_TERMINATION: condición de terminación del cálculo

¹⁸*INTERFACE_SPRINGBACK_LSDYNA: interfaz para transferencia de resultados en cadenas de simulaciones.

exhaustiva que define completamente el estado mecánico y geométrico del modelo en un instante específico de la simulación, permitiendo reanudar análisis posteriores con elevada precisión. Las variables principales almacenadas en el archivo **dynain** son:

- **Coordenadas nódales:** Se almacenan las posiciones espaciales actualizadas (x, y, z) de todos los nodos, lo que permite reproducir con exactitud la geometría deformada del modelo.
- **Desplazamientos nódales:** Se registran los desplazamientos acumulados por cada nodo respecto a su posición inicial, esenciales para evaluar la deformación total experimentada.
- **Velocidades nódales:** Estas variables definen las velocidades (v_x, v_y, v_z) de cada nodo al instante guardado, permitiendo la continuidad dinámica en análisis subsecuentes.
- **Aceleraciones nódales:** Se incluyen, opcionalmente, para análisis dinámicos específicos, representando la aceleración instantánea de cada nodo.
- **Tensiones internas:** Se almacenan los tensores de tensión internos del material en los puntos de integración de los elementos finitos, registrando su estado tensional completo para facilitar análisis posteriores de tensiones residuales y recuperación elástica.
- **Deformaciones plásticas acumuladas (PEEQ):** Las variables de deformación plástica equivalente se guardan para cada elemento, proporcionando información clave sobre el historial de deformación irreversible del material.
- **Historia del material (Variables internas de estado):** Variables como daño, endurecimiento isotrópico o cinemático, variables de estado específicas de modelos avanzados de plasticidad (por ejemplo, Yoshida-Uemori, Chaboche, Barlat-YLD2000), permitiendo mantener consistencia precisa del comportamiento material.
- **Orientaciones locales y direcciones anisotrópicas:** En materiales anisotrópicos avanzados, se guardan también las direcciones locales de anisotropía para conservar la correcta orientación material en simulaciones posteriores.
- **Temperaturas nódales y del elemento (si aplica):** Cuando el análisis incluye efectos térmicos, se almacenan las temperaturas para cada nodo o elemento, permitiendo considerar la influencia de la temperatura en las propiedades del material y en su comportamiento mecánico posterior.

La Figura 3.2.9 presenta la geometría obtenida en el archivo *dynain* posterior al proceso de embutición. Se observa un avance del borde (*draw-in*) significativo en las áreas próximas a los frenos, lo cual indica una mayor movilidad del material en estas regiones, consecuencia directa del arrastre del borde libre hacia el interior de la matriz. Por el contrario, en las esquinas se aprecia un *draw-in* mínimo, manteniendo prácticamente su geometría inicial. Esto evidencia una restricción considerable del flujo de material, atribuible a la concentración del flujo en estas zonas, donde el material está sometido predominantemente a compresión y se registra un aumento en su espesor.

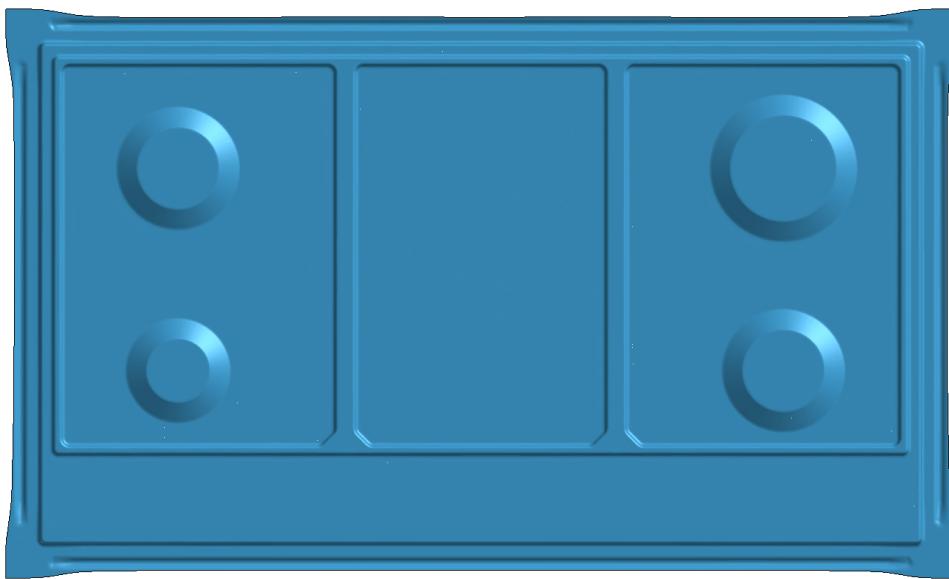


Figura 3.2.9: Vista en planta de la lámina tras el proceso de embutición profunda. Se observa una mayor penetración del material en la matriz en las zonas próximas a los frenos, evidenciando un *draw-in* más acusado en estas regiones. En contraste, las esquinas mantienen prácticamente su geometría original.

3.2.10. Simulación numérica del proceso de corte horizontal y vertical

Una vez finalizada la simulación numérica del proceso de embutición y generado el archivo intermedio (*dynain*) se parte del mismo para iniciar la siguiente etapa del proceso de fabricación: la operación de trimming o recorte.

Con el fin de mantener la precisión geométrica durante la eliminación de material, se aplican procedimientos adaptativos que permiten una actuali-

zación dinámica de la malla en función de la curvatura local ¹⁹. De manera complementaria, se incorpora un mecanismo de verificación que evalúa de forma automática la calidad de los elementos de tipo lámina, con el objetivo de prevenir configuraciones invertidas o deformaciones excesivas que comprometerían la estabilidad del cálculo ²⁰.

El proceso de trimming se lleva a cabo a partir de una curva geométrica externa, importada desde un archivo IGES, que define con precisión la trayectoria de recorte deseada sobre la pieza. Dicha curva interactúa con un punto semilla, establecido en coordenadas globales, a partir del cual se propaga la operación de recorte a lo largo de la superficie del modelo. La eliminación de los elementos intersectados por esta trayectoria se activa mediante una instrucción específica que suprime de manera permanente los elementos afectados ²¹.

La pieza en estudio conlleva dos recortes, uno horizontal que genera el borde (e) y los punzonados (recortes verticales) que lleva toda la cara superior de la pieza, según la Figura 3.1.1.

Finalmente, tras las dos operaciones de trimming, se genera nuevamente un archivo **dynain** actualizado de la pieza recortada para el siguiente paso.

La Figura 3.2.10 presenta la geometría obtenida en el archivo **dynain** posterior al proceso de corte horizontal donde se ha eliminado el material sobrante. La Figura 3.2.11 presenta la geometría posterior al proceso de corte vertical donde se observa la geometría final de la pieza.

3.2.11. Análisis implícito y evaluación del *springback*

El solver implícito en Ls-Dyna constituye una herramienta fundamental para resolver problemas estructurales no lineales en simulaciones numéricas mediante el método de elementos finitos. A diferencia del enfoque explícito, que calcula directamente las soluciones temporales a partir de incrementos muy pequeños, el método implícito se basa en la búsqueda iterativa del equilibrio interno en cada incremento de paso mediante técnicas numéricas robustas como el método de Newton-Raphson. Esta característica le otorga estabilidad numérica incondicional, permitiendo utilizar pasos de tiempo mayores, lo que lo hace particularmente adecuado para análisis quasi-estáticos y procesos con cargas lentas, típicos en ensayos estructurales o procesos de conformado metálico. La eficiencia computacional del solver implícito radica precisamente en su capacidad de cubrir grandes intervalos temporales o cargas de manera precisa, a pesar de que cada incremento implique la solución de un sistema global de ecuaciones, operación intensiva en términos

¹⁹*CONTROL_ADAPTIVE_CURVE: control adaptativo de la malla basado en curvatura

²⁰*CONTROL_CHECK_SHELL: comprobación de calidad de elementos shell

²¹*ELEMENT_TRIM: permite activar o desactivar elementos de la malla durante la simulación para representar cortes, eliminación de material o cambios geométricos.

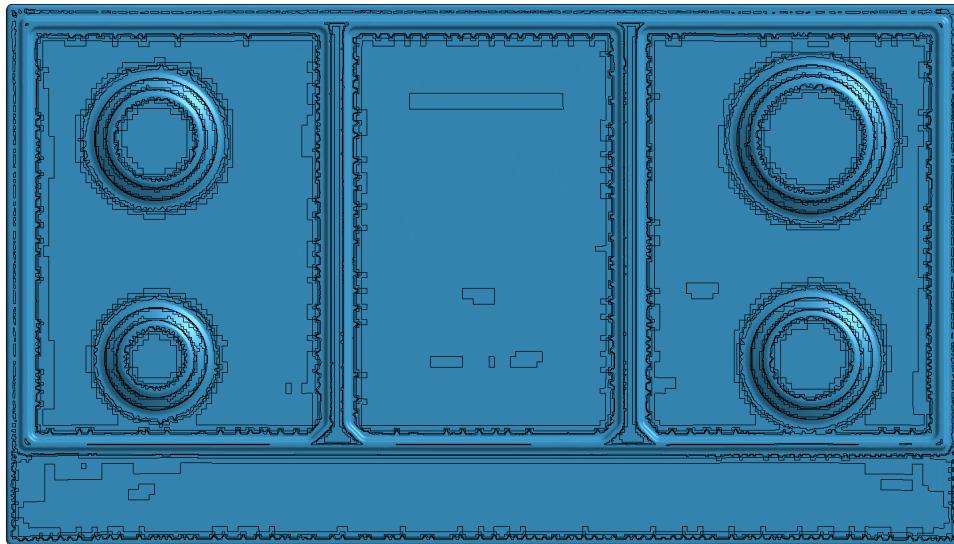


Figura 3.2.10: Vista en planta de la lámina tras el proceso corte horizontal.

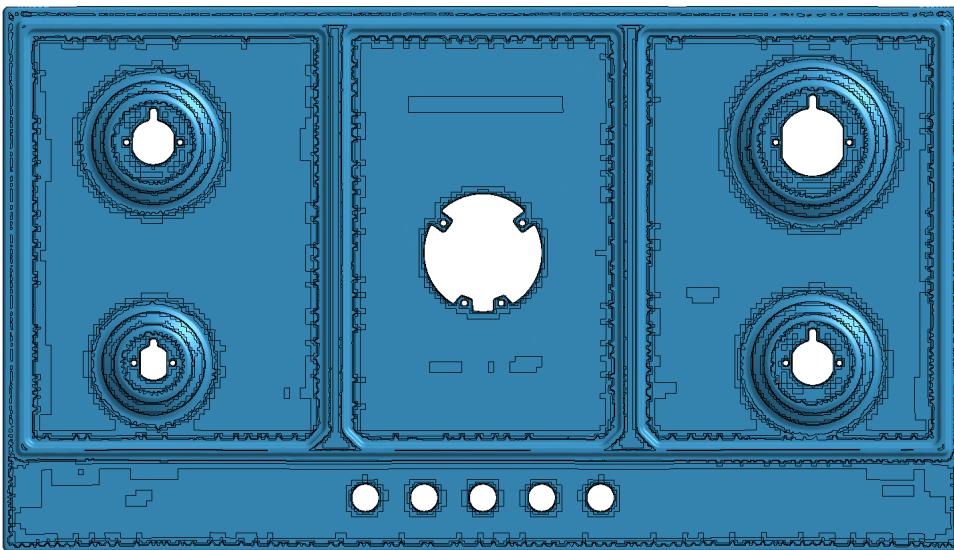


Figura 3.2.11: Vista en planta de la lámina tras el proceso punzonado vertical.

computacionales.

Específicamente, en el contexto del conformado de chapas metálicas, la simulación del fenómeno de *springback* o recuperación elástica post-conformado resulta especialmente beneficiada por el uso del solver implícito. El *springback*, que consiste en el reequilibrio estático de la pieza al liberar las tensiones internas generadas durante el conformado plástico, requiere obtener soluciones estáticas precisas libres de efectos dinámicos indeseables. En este

escenario, el solver implícito ofrece ventajas significativas, ya que encuentra directamente el equilibrio final de tensiones internas, evitando las oscilaciones y el amortiguamiento numérico excesivo que serían inevitables con el solver explícito. LS-Dyna facilita la aplicación de este método mediante funciones específicas que permiten realizar transiciones eficientes entre las etapas explícitas iniciales (para simular el conformado dinámico) e implícitas finales (para calcular el *springback* estático), integrando ambas fases de simulación con precisión y efectividad computacional.

El control del paso temporal en LS-DYNA se realiza de forma automatizada mediante una opción que ajusta dinámicamente el tamaño de cada incremento en función del éxito o fracaso de la convergencia de la solución ²². Gracias a la estabilidad inherente del esquema implícito, el esfuerzo computacional puede concentrarse en la resolución de las no linealidades presentes en el problema: geométricas, derivadas de grandes deformaciones; materiales, vinculadas a comportamientos plásticos o viscoelásticos; y de contacto, asociadas a metodologías como penalización, Mortar o tied. Esto permite alcanzar un equilibrio eficiente entre estabilidad numérica y coste de cálculo, sin necesidad de recurrir a pasos temporales excesivamente reducidos.

Esta implementación se inicia mediante la incorporación del archivo **dynain** de la última fase de corte. Aquí se proporciona el campo inicial preciso de tensiones residuales y deformaciones plásticas acumuladas previas al *springback*.

Se establecen restricciones de los grados de libertad²³ en todos los nodos correspondientes a la zona del útil de medición (descrito en la Figura 3.1.2) donde la pieza real debe ir atornillada generando una unión rígida para eliminar posibles movimientos durante el análisis implícito. Estas restricciones están aplicadas en 37 nodos específicos en las direcciones cartesianas X, Y y Z, proporcionando estabilidad numérica y representatividad física del proceso real.

En la configuración implícita del modelo se establece un tiempo total de simulación de una unidad temporal, lo que permite fijar el horizonte de cálculo de manera controlada ²⁴. El proceso comienza con un paso temporal inicial específico que regula la convergencia del esquema implícito ²⁵. Asimismo, se definen nuevamente los elementos tipo shell completamente integrados, con el fin de reforzar la precisión del análisis, especialmente en lo referente a la captura de deformaciones residuales asociadas al retorno elástico.

La salida de resultados se programa a intervalos de 0.2 unidades de tiem-

²²*CONTROL_IMPLICIT_AUTO: control automático del paso en cálculos implícitos con ajuste dinámico

²³*CONSTRAINED_COORDINATE

²⁴*CONTROL_TERMINATION: condición de terminación del cálculo

²⁵*CONTROL_IMPLICIT_GENERAL: parámetros generales del cálculo implícito; DT0=0.2: valor inicial del paso

po, lo que garantiza una resolución temporal adecuada para el análisis posterior ²⁶. De manera complementaria, se configuran parámetros adicionales que permiten registrar con detalle los campos de tensiones y deformaciones a lo largo del proceso ²⁷. Esta configuración asegura una evaluación precisa de la distribución de tensiones residuales y de las deformaciones tras el retorno elástico, aspectos fundamentales para validar la exactitud del modelo.

Finalmente, la carga gravitatoria sobre la lámina se incorpora de manera explícita, aplicando una aceleración estándar de 9,81 m/s² en la dirección negativa del eje Z ²⁸. Este aspecto adquiere especial relevancia en paneles de gran extensión o en componentes en los que el peso propio influye de manera significativa en la deformación final, garantizando así que el modelo numérico reproduzca con fidelidad las condiciones físicas reales.

3.3. Implementación numérica de los modelos constitutivos de material estudiados en este trabajo

En la sección 2.4, se describieron las características básicas del comportamiento mecánico que los modelos constitutivos de material deben ser capaces de reproducir para poder representar el fenómeno del (*springback*) correctamente:

0. **Propiedades elásticas fundamentales:** determinan la cantidad inicial de energía elástica almacenada.
- I. **Criterio de fluencia:** indica cuándo comienza la deformación plástica.
- II. **Endurecimiento plástico:** regula cómo evoluciona la resistencia del material durante la deformación.
- III. **Degradación del módulo elástico:** afecta la capacidad del material para recuperar su forma original.

A partir de los distintos enfoques que los investigadores han propuesto para cada uno de estos aspectos del modelizado, han surgido soluciones comerciales de implementación numérica que conforman modelos constitutivos completos de material. En este trabajo de tesis, en el que se utiliza LS-Dyna, se van a emplear dos modelos constitutivos de material, cuya evolución se

²⁶*DATABASE_BINARY_D3PLOT: generación de archivos binarios con resultados tridimensionales

²⁷*DATABASE_EXTENT_BINARY: definición de las variables almacenadas en archivos binarios

²⁸*LOAD_BODY_PARTS: aplicación de cargas de cuerpo rígido o gravitatorias a partes definidas

describe en las secciones 2.4.5.1 y 2.4.5.2. La tabla 3.3.1 se repite a continuación para la comodidad del lector, resumiendo los enfoques de modelizado para cada uno de ellos:

Tabla 3.3.1: Características básicas de los modelos constitutivos empleados.

Característica	Modelo 1 (MAT_133)	Modelo 2 (MAT_242)
Propiedades elásticas fundamentales	RO, E, PR	RO, E, PR
Criterio de fluencia	YLD 2000	YLD 2000
Endurecimiento plástico	Chaboche-Rousselier (cinemático)	Yoshida-Uemori (mixto)
Degrado del módulo elástico	×	Yoshida

3.3.1. Modelo de Material 1: MAT_133

El modelo MAT_133 implementa las propiedades elásticas fundamentales, el criterio de fluencia según el planteamiento YLD2000 (sección 2.4.3.4) y el endurecimiento plástico según el planteamiento de Chaboche-Rousselier (sección 2.4.2.6). Carece de atención a la degradación del módulo elástico.

3.3.1.1. Determinación de parámetros e implementación en Ls-Dyna

En esta sección se presentan los ensayos realizados para la determinación de los parámetros que definen el modelo de plasticidad anisotrópica, así como el resto de parámetros que condicionan el comportamiento del material empleado en la fabricación de la pieza estudiada.

El modelo de plasticidad anisotrópica YLD2000 requiere un conjunto específico de parámetros anisotrópicos que deben determinarse experimentalmente para cada material de interés. En su formulación original para condiciones en el plano, el modelo emplea ocho coeficientes independientes, comúnmente denominados $\alpha_1, \alpha_2, \dots, \alpha_8$, los cuales definen las matrices de transformación \mathbf{L}' y \mathbf{L}'' mencionadas en apartados anteriores. Estos coeficientes encapsulan la anisotropía de la lámina en el plano de laminación, afectando directamente las direcciones de laminación, transversal y diagonal. Su determinación se basa en propiedades medibles del material, concretamente las tensiones de fluencia en diferentes orientaciones y los coeficientes de anisotropía plástica r (valores de Lankford).

De manera práctica, la identificación de los parámetros del modelo se fundamenta en los siguientes datos experimentales clave:

- **Tensión de fluencia uniaxial en dirección de laminación** (σ_0) y su coeficiente de anisotropía r_0 , obtenidos mediante ensayos de tracción en probetas orientadas a 0° respecto a la dirección de laminación.
- **Tensión de fluencia uniaxial a 45°** (σ_{45}) y coeficiente r_{45} , procedentes de ensayos en dirección diagonal.
- **Tensión de fluencia uniaxial en dirección transversal** (σ_{90}) y coeficiente r_{90} , a partir de ensayos a 90° .
- **Tensión de fluencia en carga biaxial equilibrada** (σ_b) y coeficiente r_b , determinados mediante ensayos biaxiales, como el ensayo de abombamiento hidráulico (*bulge test*) o mediante probetas cruciformes en dispositivos de tracción biaxial.

Ensayos de tracción: Para la determinación de parámetros en este trabajo se han llevado a cabo ensayos de tracción cuasiestáticos a una tasa de deformación nominal de $0,004\text{ s}^{-1}$ en tres orientaciones respecto a la dirección de laminación (0° , 45° y 90°). Estos ensayos tienen como objetivo determinar el comportamiento de endurecimiento por deformación, así como evaluar la ortotropía planar del límite elástico y de los coeficientes de anisotropía plástica de Lankford (valores- r), mostrados en las Tablas 3.3.2 y 3.3.3.

Tabla 3.3.2: Resumen de ensayos de tracción uniaxial

Orientación	Espesor (mm)	Módulo elástico (GPa)	Límite elástico (MPa)	Resistencia a tracción (MPa)	Elongación uniforme (%)
0°	0.8	167	358	718	46.9
45°	0.8	158	341	657	53.4
90°	0.8	152	337	678	55.1

Tabla 3.3.3: r al 20 % de Elongación y Anisotropía Normal

Espesor	r_0	r_{45}	r_{90}	r_n
0.8 mm	0.93	1.29	0.80	1.077

Adicionalmente, con el fin de caracterizar la sensibilidad del material a la velocidad de deformación, se realizan ensayos a tasas de deformación aumentadas y reducidas en un factor de 10 respecto a la referencia, es decir, a $0,04\text{ s}^{-1}$ y $0,0004\text{ s}^{-1}$. Estas pruebas permitieren evaluar el efecto de la tasa de deformación sobre la respuesta mecánica, proporcionando información clave,

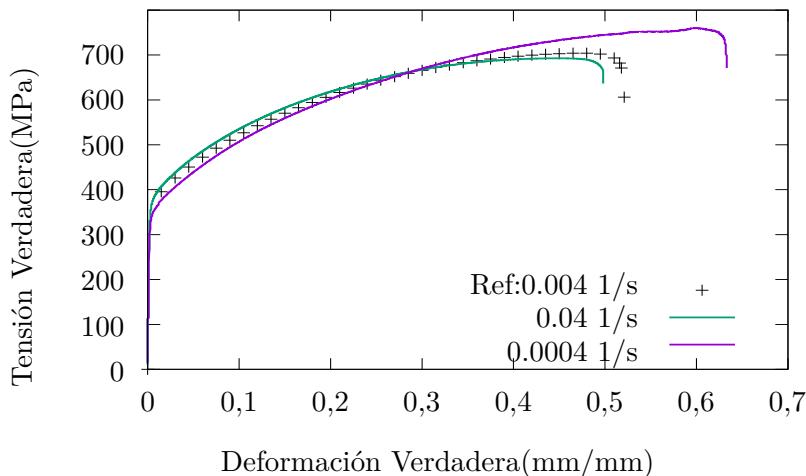


Figura 3.3.1: Encapsulamiento de tasa de deformación

que el modelo **MAT_133** es capaz de implementar. Estos resultados se muestran en la Figura 3.3.1.

Ademas, se realiza un ensayo de tracción con probetas estranguladas, cuyo diseño geométrico está optimizado para inducir un estado de tensión en deformación plana en la zona central de la probeta. Este ensayo permite obtener datos experimentales en una trayectoria de carga de elevada triaxialidad, contribuyendo a la calibración precisa de la superficie de fluencia en este régimen. La información obtenida se utilizará principalmente para ajustar el tamaño relativo de la superficie de fluencia en condiciones de deformación plana, mediante la modificación iterativa del exponente de la función de la superficie de fluencia.

Para caracterizar de manera aproximada el comportamiento combinado de endurecimiento isotrópico-cinemático del material, se realizan ensayos adicionales de tracción-compresión y compresión-tracción. Estos ensayos permiten capturar el comportamiento del material bajo cargas inversas, lo que es esencial para describir la evolución del endurecimiento cinemático y su interacción con el endurecimiento isotrópico.

Ensayo de expansión hidráulica: El ensayo de expansión hidráulica se utiliza para obtener la curva de endurecimiento en un régimen de deformación elevado, más allá de la máxima elongación uniforme alcanzable en los ensayos de tracción. Este ensayo, como se muestra en la Figura 3.3.2, consiste en inducir la expansión de una muestra circular fijada en un utilaje mediante la aplicación de presión hidráulica controlada, generando una condición de tensión biaxial en la lámina. Este ensayo permite obtener datos experimentales de deformación y presión hasta niveles elevados de deformación plástica, los cuales pueden transformarse en tensiones efectivas, proporcionando así una referencia crítica para la identificación del modelo analítico de endurecimiento que mejor aproxime los amplios rangos de deformación. La tensión

en equilibrio biaxial obtenida en este ensayo constituye una entrada clave para la definición y calibración de la superficie de fluencia en condiciones de tensión multiaxial.

Ensayo Miyauchi: Se lleva a cabo también un ensayo Miyauchi [96] modificado, diseñado específicamente para imponer condiciones de deformación por cortante puro. Como se puede observar en la Figura 3.3.3, este ensayo se basa en la utilización de una probeta con ranuras transversales ubicadas estratégicamente en la zona central, las cuales favorecen la localización de la zona de deformación a cortante puro. A partir de la carga registrada y la geometría de la zona de corte, es posible determinar la resistencia al cortante y la evolución de la tensión con la deformación equivalente. Esta información es esencial para definir el límite elástico en cortante y calibrar la parte de la superficie de fluencia asociada al estado de cortante puro. Además, el comportamiento de endurecimiento en cortante podrá utilizarse como soporte para extrapolar el endurecimiento determinado en tracción hacia estados de deformación fuera de la trayectoria uniaxial. Las probetas se fabricarán a partir de chapas cortadas a 45° respecto a la dirección de laminación, con el fin de capturar correctamente los efectos de la anisotropía del material.

3.3.1.2. Parámetros del Modelo

Todos los parámetros del modelo propuesto han sido determinados mediante un proceso de optimización implementado con el software Optislang

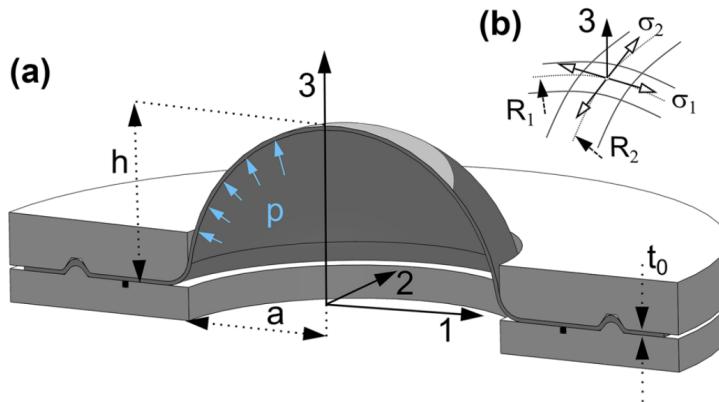


Figura 3.3.2: Ensayo de expansión hidráulica : (a) Representación esquemática de una sección de una muestra deformada, sujetada en un dispositivo de abombamiento hidráulico. (b) Componentes de tensión principal, σ_x y σ_y , actuando sobre un elemento infinitesimal de membrana en el ápice de la muestra. Imagen tomada directamente de [95]

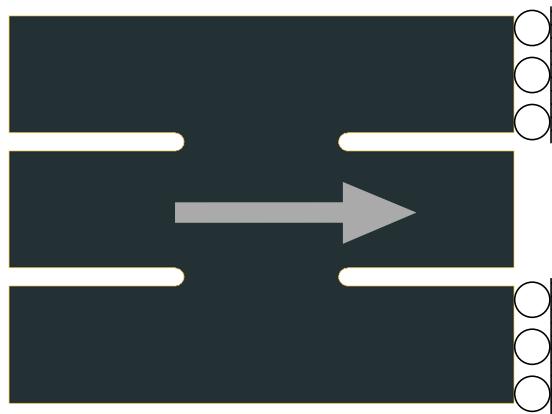


Figura 3.3.3: Esquema Test Miyuchi

[97], basado en los ensayos experimentales detallados previamente. Esta metodología asegura una calibración precisa y robusta de las variables internas, optimizando la correlación entre los datos obtenidos de los ensayos y las predicciones del modelo.

A continuación se detallan los parámetros del modelo de material en Ls-Dyna en las Tablas 3.3.4 y 3.3.5 junto con la Figura 3.3.4

Tabla 3.3.4: Parámetros del modelo *MAT_BARLAT_YLD2000 para acero inoxidable 1.4301. [C-R: Chaboche-Roussilier]

Categoría	Parámetro	Descripción	Valor	Unidades
General	MID	ID del material	&blk1mid	-
	RO	Densidad	7.80E-09	t/mm ³
	E	Módulo Elasticidad	210000	MPa
	PR	Coef. Poisson	0.30	-
	FIT	Activación	0.0	-
	BETA	Endurecimiento	0.0	-
	ITER	Iteración plástica	0.0	-
Endurecimiento	HARD	Curvas Endurecimiento	-2010	-
	A	Activación	-5.0	-
End. Cine-mático	C1	Coeficiente C-R	2.0	-
	A1	Coeficiente C-R	344.017	MPa
	C2	Coeficiente C-R	115.6781	-
	A2	Coeficiente C-R	115.755	MPa

Continúa en la siguiente página

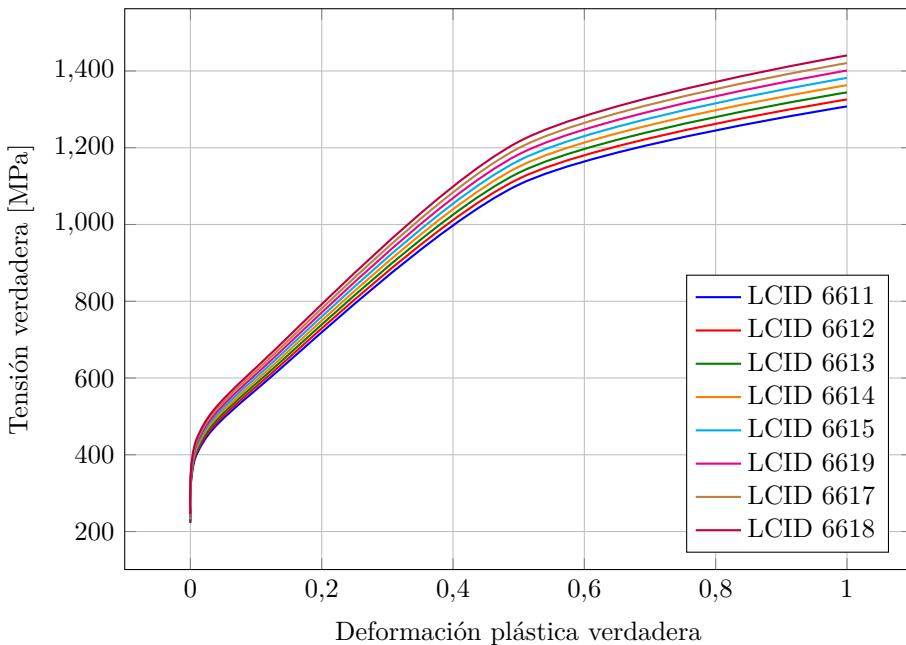
Tabla 3.3.4: Parámetros del modelo *MAT_BARLAT_YLD2000 para acero inoxidable 1.4301. [C-R: Chaboche-Roussilier]

Categoría	Parámetro	Descripción	Valor	Unidades
Criterio de fluencia	M	Exp. del potencial plástico	6	
	α_1	Coeficiente alpha1	0.8982	–
	α_2	Coeficiente alpha2	1.0095	–
	α_3	Coeficiente alpha3	0.9007	–
	α_4	Coeficiente alpha4	0.9959	–
	α_5	Coeficiente alpha5	0.9879	–
	α_6	Coeficiente alpha6	1.0644	–
	α_7	Coeficiente alpha7	1.0172	–
	α_8	Coeficiente alpha8	0.9967	–
Opciones	AOPT	Ortropía global	2.0	–
	OFFANG	Orientación inicial	0.0	°
Direcciones	A1, A2, A3	Vector dirección a	1.0, 0.0, 0.0	–
	V1, V2, V3	Vector dirección v	0.0, 0.0, 0.0	–
	D1, D2, D3	Vector dirección d	0.0, 1.0, 0.0	–

Tabla 3.3.5: Tabla de tasas de deformación y curvas asociadas.

Parámetro	Descripción	Valor
TBID	ID de tabla de tasa	2010
SFA, OFFA	Factores de escala	–
Tasa de deformación	Curva	
	0.00004	LCID 6611
	0.0004	LCID 6612
	0.004	LCID 6613
	0.04	LCID 6614
	0.4	LCID 6615
	4.0	LCID 6619
	40.0	LCID 6617
	400.0	LCID 6618

Figura 3.3.4: Curvas de tension-deformación para diferentes tasas de deformación (LCID 6611 a 6618).



3.3.2. Modelo de Material 2: (MAT_242)

El modelo MAT_242 implementa las propiedades elásticas fundamentales, el criterio de fluencia según el planteamiento YLD2000 (sección 2.4.3.4) y el endurecimiento plástico según el planteamiento de Yoshida-Uemori (sección 2.4.2.5). La degradación del módulo elástico se modeliza según el enfoque de Yoshida (2.4.4.2).

3.3.2.1. Determinación tradicional de parámetros e implementación en Ls-Dyna

El modelo MAT_242 en Ls-DYNA es un modelo constitutivo avanzado que combina el criterio de fluencia anisotrópico Yld2000 con la ley de endurecimiento cinemático no lineal de Yoshida-Uemori.

En el método tradicional, la calibración del modelo Yoshida-Uemori (YU) requiere una batería de ensayos para aislar los diferentes aspectos del comportamiento del material.

Ensayo de tracción monotónica

Este ensayo proporciona la curva de fluencia y endurecimiento hasta grandes deformaciones. A partir de esta curva se calibran parámetros isotrópicos, como el límite elástico inicial y la ley de endurecimiento isotrópico (la tensión de saturación R_{sat} y los coeficientes de una ley tipo Voce).

En el acero inoxidable 1.4301, la curva de tracción refleja un marcado endurecimiento por deformación, influido no solo por la acumulación de dislo-

caciones, sino también por la transformación martensítica inducida (*efecto TRIP*), que incrementa la resistencia con la deformación. El modelo YU, en su formulación original, asume que el endurecimiento observado puede representarse mediante componentes isotrópicos y cinemáticos clásicos, sin incorporar explícitamente los cambios de fase. Esto supone ya un potencial fuente de error si la calibración no consigue incorporar el efecto TRIP dentro de los parámetros ajustados.

Ensayos de carga inversa (Cílicos)

Estos ensayos son indispensables para calibrar los parámetros cinemáticos que gobiernan el efecto Bauschinger, la evolución transitoria tras la inversión de carga y la degradación del módulo elástico. Tradicionalmente, el ensayo más informativo es el de tensión-compresión uniaxial en plano sobre probetas. Idealmente, se realiza una tracción previa hasta cierto nivel de deformación plástica, seguida de una compresión (inversión de la dirección de deformación) en la misma probeta, registrando la caída de tensión de fluencia durante la inversión y el posterior re-endurecimiento.

Estos datos permiten ajustar parámetros cinemáticos no lineales, como los coeficientes de *endurecimiento cinético* y el tamaño de la superficie límite en el modelo YU. Asimismo, mediante pequeños ciclos de carga-descarga se puede caracterizar la reducción del módulo elástico con la deformación plástica acumulada ajustando parámetros que controlan dicha degradación .

Otras pruebas alternativas

Dado que ejecutar ensayos de tensión-compresión puros en chapas delgadas es experimentalmente complejo, en la práctica tradicional a veces se recurría a ensayos alternativos, como pruebas de flexión-deflexión o de tensión cíclica en probetas especializadas.

Por ejemplo, se ha utilizado flexión en V y medición de *springback* para inferir indirectamente parámetros del modelo, o probetas de tracción especialmente diseñadas (con láminas dobles adheridas o soportes laterales lubricados) que permiten introducir compresión sin que ocurra pandeo . Cada método alternativo ofrece datos parciales: la flexión cíclica impone deformaciones relativamente pequeñas antes de la descarga (lo cual es limitado para capturar plenamente el efecto Bauschinger), mientras que en ensayos de cortante cíclico las direcciones principales de tensión rotan durante la carga, complicando la interpretación para una calibración puramente uniaxial [98].

Dificultades experimentales (ensayos tensión-compresión en láminas)

Un obstáculo mayor del método tradicional es la obtención de datos fiables de tensión-compresión en chapa delgada sin que ocurra pandeo. El acero 1.4301 típicamente se lama en espesores reducidos (aproximadamente 1 mm), lo que provoca que al intentar comprimir la probeta plana, ésta tienda a inestabilizarse. La calibración manual tradicional asume disponer de curvas completas de carga y descarga inversa; sin embargo, en la práctica “los en-

sayos cíclicos de chapas delgadas son difíciles de realizar debido a problemas de pandeo”.

Se han desarrollado dispositivos experimentales especiales para contrarrestar el pandeo, como muestras laminadas adheridas con pegamento y arriostradas (*anti-buckling*) . Estos métodos, utilizados en experimentos pioneros, tienen sus propias desventajas: la fabricación de probetas laminadas adheridas es compleja, el adhesivo puede alterar los resultados y es difícil detectar desprendimientos locales o pandeo interno durante el ensayo. Enfoques alternativos, como intercalar la chapa entre láminas lubricadas más gruesas, permiten introducir algo de compresión [98], pero introducen fricción y no garantizan un estado de tensión uniaxial puro.

Fenómenos microestructurales no capturados

Una crítica frecuente a la calibración fenomenológica del modelo YU en aceros austeníticos metastables como el 1.4301 es la ausencia de variables internas que reflejen cambios de fase u otras evoluciones microestructurales. El modelo se calibra como si el material fuera estable, ajustando parámetros para reproducir la curva macroscópica sin modelizar las causas subyacentes.

En este tipo de material, durante la deformación plástica puede ocurrir la transformación inducida de austenita a martensita (efecto TRIP), lo cual incrementa la resistencia y el endurecimiento con la deformación. Este fenómeno aporta endurecimiento adicional no atribuible a la acumulación de dislocaciones y puede generar variaciones locales de tensión interna.

El modelo YU estándar no incluye explícitamente componentes para representar la fracción de martensita u otras fases. En consecuencia, la calibración tradicional intenta “absorber” el efecto TRIP dentro de los parámetros efectivos, lo que puede conducir a parámetros no físicos o sensibles al rango de calibración. Si se calibra con datos limitados, los parámetros resultantes podrían ser válidos solo para ese estado metalúrgico específico y fallar bajo otras condiciones.

Identificación secuencial de parámetros e interdependencia

El modelo YU incluye numerosos parámetros. En una calibración con un enfoque manual tradicional, estos se ajustan de forma secuencial, asumiendo que cada uno controla una parte específica del comportamiento. No obstante, estos parámetros son interdependientes, y ajustar uno puede afectar a otros. Esta calibración secuencial puede llevar a un buen ajuste en una fase (por ejemplo, la tracción) pero a un mal ajuste en la otra (compresión), especialmente si se fijaron parámetros subóptimos. Estudios recientes, como el de Banerjee et al., compararon calibraciones manuales con optimizaciones globales en distintos materiales, mostrando que la calibración manual falla particularmente en la rama inversa para aceros de alta resistencia [99].

Además, debido a la complejidad del modelo (no linealidades acopladas), pueden existir múltiples combinaciones de parámetros que reproduzcan curvas similares. Por ejemplo, Korkmaz et al. (2021) evidenciaron este problema de

no unicidad en la calibración de YU. Esta ambigüedad dificulta la reproducibilidad: distintos calibradores pueden obtener parámetros diferentes usando los mismos datos si siguen estrategias distintas. La literatura destaca esta sensibilidad, indicando que la calibración manual del modelo YU es compleja [100].

En el capítulo 4, se propone un nuevo enfoque para obtener y calibrar los parámetros del modelo, que constituye una de las aportaciones más relevantes de este trabajo.

3.3.2.2. Parámetros del modelo

La parte del endurecimiento del modelo ***MAT_242** se basa en la formulación modificada de Yoshida-Uemori, que requiere la introducción de varios parámetros materiales. En el Ls-DYNA KEYWORD, estos parámetros aparecen como: **CB**, **Y**, **SC**, **K**, **RSAT**, **SB**, **H**, **C1** y **C2**. La degradación del modulo de elasticidad queda modelizado por el parametro E_a definido y fijado en la sección anterior y por el parámetro **COE** que sera calculado en el estudio. A continuación, se describe el significado y la función de cada uno:

- **CB** Representa el tamaño inicial de la superficie límite F (es el parámetro B en la formulación original). Determina la tensión máxima que puede alcanzar el material bajo carga monótona si no hubiera efecto Bauschinger. Suele ser mayor que la tensión de fluencia inicial Y , y la diferencia $CB - Y$ indica la capacidad de endurecimiento isotrópico disponible.
- **Y** es un parámetro de endurecimiento adicional. Define el tamaño de la superficie interna de fluencia y participa en las ecuaciones que controlan la evolución del retroesfuerzo respecto a la superficie de estancamiento.
- **SC** Corresponde al módulo de endurecimiento cinemático primario (denotado C en muchas formulaciones). Controla la velocidad con que el retroesfuerzo α evoluciona. Un valor alto produce endurecimiento cinemático rápido; uno bajo da lugar a una evolución gradual del efecto Bauschinger.
- **K** Es el parámetro de velocidad del endurecimiento isotrópico (análogamente al K en la ley de Voce). Regula cuán rápido el radio de la superficie de fluencia R alcanza su valor de saturación R_{sat} . Valores altos generan un endurecimiento rápido pero de corta duración; valores bajos producen un endurecimiento más prolongado.
- **RSAT** Representa el valor de saturación del endurecimiento isotrópico R_{sat} , es decir, el incremento máximo que puede alcanzar la tensión de

fluencia respecto a Y bajo deformación plástica infinita. Su valor afecta directamente la predicción del *springback*.

- SB Es el parámetro b de la formulación original de Yoshida-Uemori. Representa la magnitud del ablandamiento permanente tras una inversión de carga. Es decir, cuánto disminuye la tensión de fluencia en dirección opuesta después de una predeformación significativa. Si $SB = 0$, el modelo no presenta ablandamiento permanente.
- H Controla el estancamiento del endurecimiento tras una inversión de carga. Valores más altos provocan una meseta de endurecimiento más prolongada; valores bajos permiten una reactivación más rápida del endurecimiento.
- C1, C2 Corresponden a los parámetros adicionales C_1 y C_2 introducidos en la ecuación 2.76 para mejorar la evolución del endurecimiento isotrópico durante carga inversa .
- COE Corresponden al parámetro ξ de la ecuación 2.74 siendo una constante adimensional que regula la velocidad de degradación.

La Tabla 3.3.7 muestra todos los parámetros necesarios para que *MAT_242 quede completamente definido.

Tabla 3.3.7: Parámetros del modelo Yoshida-Uemori en *MAT_242 de Ls-Dyna

Categoría	Parámetro	Descripción	Unidades
General	MID	ID del material	–
	RO	Densidad del material	t/mm ³
	E	Módulo de Young E	MPa
	PR	Coeficiente de Poisson ν	–
Criterio de fluencia (YLD2000)	M	Exp. del potencial plástico	–
	α_1	Coeficiente alpha1	–
	α_2	Coeficiente alpha2	–
	α_3	Coeficiente alpha3	–
	α_4	Coeficiente alpha4	–
	α_5	Coeficiente alpha5	–
	α_6	Coeficiente alpha6	–
	α_7	Coeficiente alpha7	–
	α_8	Coeficiente alpha8	–

Continúa en la siguiente página

Tabla 3.3.7: Parámetros del modelo Yoshida-Uemori en *MAT_242 de Ls-Dyna

Categoría	Parámetro	Descripción	Unidades
YU	CB	Parámetro B en las ecuaciones de Yoshida	MPa
	Y	Parámetro de endurecimiento	MPa
	SC	Parámetro c en Yoshida-Uemori	–
	K	Parámetro de endurecimiento	MPa
	RSAT	Parámetro de endurecimiento en saturación	MPa
	SB	Parámetro b en Yoshida	–
	H	Parámetro adicional de estancamiento	–
	C1	Constante en la ecuación modificada del endurecimiento	–
	C2	Exponente en la ecuación modificada del endurecimiento	–
	EA	Módulo elástico saturado	–
Degradación Modulo	COE	Parámetro ζ que controla el cambio de E	–
	AOPT	Ortropía global	–
Opciones	IOPT	Modelo cinemático (0: Yoshida, 1: modificado)	–
	A1, A2, A3	Vector dirección \mathbf{a}	-
	V1, V2, V3	Vector dirección \mathbf{v}	-
Direcciones	D1, D2, D3	Vector dirección \mathbf{d}	-

Capítulo 4

Propuesta de mejora del proceso de calibración del modelo Yoshida-Uemori para el endurecimiento y la degradación del módulo elástico

La calibración tradicional del modelo YU típicamente se realiza ajustando sus parámetros a datos experimentales obtenidos de ensayos mecánicos controlados, tal como se describe en el capítulo 3. En general, esto involucra ensayos de tracción monotónica para caracterizar el endurecimiento isotrópico, seguidos de ensayos de carga-descarga cíclica (idealmente tracción-compresión en plano) para capturar el efecto Bauschinger y el componente cinemático de endurecimiento. El enfoque tradicional suele consistir en métodos manuales o secuenciales de identificación de parámetros: por ejemplo, ajustar primero la curva de tensión-deformación en tracción (para parámetros isotrópicos como la tensión de fluencia inicial y la saturación de endurecimiento) y luego, manteniendo esos valores, ajustar los parámetros cinemáticos utilizando la rama de inversión (compresión) de los datos del ensayo tracción-compresión.

4.1. Limitaciones del enfoque tradicional para la calibración del modelo de Yoshida

La implementación de aspectos avanzados de modelos constitutivos, como el modelo Yoshida-Uemori (YU), en contextos industriales presenta desafíos

considerables debido a la complejidad intrínseca y al elevado costo asociado con los ensayos experimentales necesarios para su calibración. Dichas dificultades implican inversiones económicas significativas y tiempos extensos de ejecución, factores que limitan considerablemente su adopción en procesos industriales con restricciones presupuestarias y temporales.

La adquisición de equipos para ensayos mecánicos representa una inversión considerable. Las máquinas universales de ensayo (UTM) adecuadas para la caracterización de materiales metálicos suelen tener altos costes dependiendo de sus especificaciones técnicas y capacidades de carga.

Desde el punto de vista técnico, la ejecución de ensayos específicos, tales como ensayos cíclicos de tracción-compresión en chapas delgadas, plantea retos significativos debido a fenómenos como el pandeo, que requieren la utilización de soluciones complejas como dispositivos anti-pandeo o muestras adheridas mediante técnicas especiales. Estas soluciones introducen variables adicionales que pueden influir en la precisión y reproducibilidad de los resultados obtenidos.

Alternativamente, la externalización de estos ensayos a laboratorios especializados implica gastos elevados por muestra. Estos costos pueden incrementarse considerablemente debido a gastos adicionales relacionados con el transporte de muestras, extensos tiempos de espera y posibles retrasos en los calendarios productivos. Tales costos adquieren mayor relevancia cuando se consideran las múltiples muestras necesarias para lograr una calibración precisa y completa del modelo. Además, la implementación de equipos especializados, como sistemas anti-pandeo requeridos para ensayos de compresión en chapas metálicas delgadas, demanda diseños personalizados, lo que incrementa considerablemente el costo total.

La realización adecuada de estos ensayos exige personal altamente especializado, capaz de operar equipos sofisticados y analizar correctamente los datos generados. La necesidad de contar con expertos en ciencia de materiales, técnicos experimentados y analistas especializados incrementa los costos operativos, representando así una barrera adicional, particularmente para pequeñas y medianas empresas.

El proceso de calibración del modelo YU no solo implica costos significativos, sino que también requiere una considerable inversión de tiempo. La secuencia completa de ensayos, que incluye desde ensayos monotónicos hasta ciclos complejos de carga inversa, demanda una planificación rigurosa y extensos períodos dedicados al análisis de resultados y ajustes posteriores. Este proceso puede prolongarse durante semanas o incluso meses, dependiendo tanto de la disponibilidad de equipos como del grado de complejidad del material en estudio.

Estas exigencias económicas y temporales constituyen barreras sustanciales para la adopción generalizada del modelo YU en el sector industrial. En particular, empresas con recursos limitados pueden considerar inviable la

aplicación de modelos constitutivos avanzados debido al alto costo y complejidad de los ensayos requeridos. Como resultado, se limita la capacidad de las industrias para mejorar significativamente la precisión en la predicción del comportamiento de los materiales y optimizar sus procesos productivos.

4.2. Motivación y objetivos específicos de la Propuesta

Debido a la complejidad y los elevados costos asociados a la calibración experimental convencional del modelo Yoshida-Uemori (YU), este trabajo propone una metodología híbrida basada en técnicas de optimización inversa. La optimización inversa consiste en un enfoque en el que los parámetros de un modelo numérico, como el modelo YU, no se obtienen directamente a partir de ensayos experimentales específicamente diseñados para medirlos, sino que se determinan ajustando los resultados del modelo para que reproduzcan con la mayor fidelidad posible los datos experimentales disponibles. Cuanto mayor sea la cobertura de los ensayos sobre el espacio de diseño, mayor será la precisión y capacidad de generalización del modelo optimizado.

La principal ventaja de este enfoque es la posibilidad de obtener conjuntos de parámetros precisos con un número reducido de ensayos experimentales, lo que implica una reducción significativa de los costos y tiempos asociados a la calibración.

El objetivo específico de este trabajo es minimizar la dependencia de ensayos cíclicos directos mediante el uso eficiente de algoritmos heurísticos y técnicas avanzadas de análisis de datos experimentales.

Con este propósito, se proponen dos geometrías obtenidas a partir de probetas extraídas directamente de los formatos utilizados en producción. La primera corresponde a la geometría tipo U, comúnmente empleada en la experimentación de modelos de *springback*. La segunda, denominada geometría tipo W, representa una propuesta novedosa obtenida mediante una modificación mínima en el troquel original. Esta adaptación permite generar una nueva zona de reembutición en la probeta, aumentando así la complejidad del estado de deformación evaluado. Ambas geometrías se ilustran en la Figura 4.2.1.

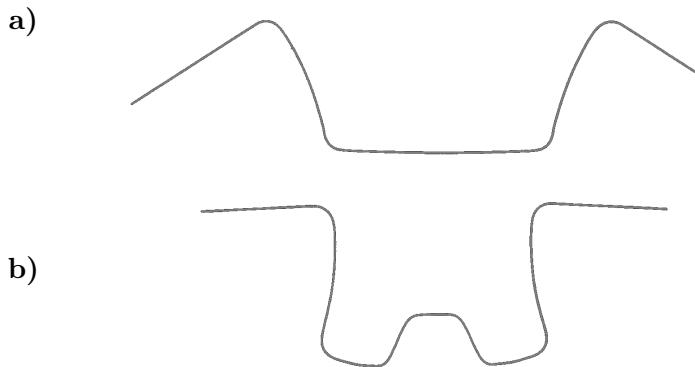


Figura 4.2.1: Geometrías propuestas para la caracterización numérica del 1.4301: a) geometría tipo U, de uso común en la literatura; b) geometría tipo W, con una zona adicional de reembutición para aumentar la complejidad del estado de deformación.

4.3. Nueva propuesta de diseño experimental

Se ha desarrollado un ensayo experimental específico cuyo objetivo principal es someter al acero inoxidable austenítico 1.4301 con espesor nominal de 0.8 mm, a una amplia gama de estados tensionales para provocar diversos grados de *springback*. Esta estrategia experimental permite recopilar datos experimentales extensos y variados, necesarios para la posterior optimización mediante simulaciones numéricas avanzadas orientadas a la determinación precisa de los parámetros del modelo de endurecimiento Yoshida-Uemori.

Para alcanzar estos objetivos se ha diseñado y construido un utilaje modular con gran versatilidad, que permite obtener dos geometrías diferenciadas, denominadas geometrías U y W. Estas geometrías, al generar diferentes estados de deformación y tensiones en el material, proporcionan escenarios complementarios y exhaustivos para evaluar el comportamiento mecánico del material ante distintos patrones de tensión-deformación.

El diseño modular del utilaje incluye una matriz que admite la variación del radio de curvatura en tres configuraciones diferentes. Esta característica modular es crucial para analizar cómo varían las tensiones y la deformación plástica en función del radio, lo que a su vez incide directamente sobre el grado y distribución del *springback* experimentado por las piezas conformadas.

Asimismo, el utilaje dispone de un mecanismo de frenado que aplica dos niveles distintos de fuerza (BHF) sobre la chapa durante el proceso de embutición. Esto permite controlar el flujo del material hacia la matriz, afectando directamente a la distribución de tensiones residuales y, en consecuencia, al retorno elástico final de la pieza conformada.

Adicionalmente, los ensayos se han llevado a cabo empleando dos velocida-

des diferentes del punzón. Esta variable permite investigar la influencia de la velocidad de deformación sobre la respuesta mecánica del material, en particular sobre la distribución de tensiones, los patrones de deformación plástica y, especialmente, sobre la magnitud y la variabilidad del *springback* obtenido en las geometrías analizadas.

Finalmente, las probetas se han extraído del formato original del material en tres ángulos distintos respecto a la dirección de laminación (0° , 45° y 90°), facilitando un análisis exhaustivo de la influencia de la anisotropía en los patrones de deformación y en la magnitud del *springback*.

En resumen, la combinación estratégica de variables experimentales; geometrías U y W, radios de curvatura variables, niveles diferenciados de fuerza en el freno, velocidades del punzón y orientación de las probetas, configura un experimento robusto, integral y versátil que permitirá obtener una base de datos sólida para una optimización exhaustiva vía simulación, encaminada a determinar con precisión los parámetros del modelo de endurecimiento Yoshida-Uemori aplicable al acero inoxidable tipo 1.4301. En la Tabla 4.3.1 se muestran los diferentes ensayos y muestras.

Tabla 4.3.1: Configuración experimental del ensayo de embutición

Velocidad	Ángulo	U						W					
		BHF: 500 N			BHF: 1000 N			BHF: 500 N			BHF: 1000 N		
		R5	R8	R12	R5	R8	R12	R5	R8	R12	R5	R8	R12
100 mm/min	0°	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3
	45°	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3
	90°	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3
200 mm/min	0°	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3
	45°	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3
	90°	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3

4.3.1. Diseño y fabricación del útil de conformado para el nuevo ensayo experimental

El proceso de embutición requiere el uso de un útil específicamente diseñado para transformar la probeta de forma controlada, asegurando la calidad dimensional, superficial y la repetibilidad de las piezas obtenidas. En esta sección se proporciona una descripción detallada y clara del conjunto utilizado durante el proceso de embutición; en la Figura 4.3.1 se presenta una vista general del útil, compuesto principalmente por los siguientes elementos:

- **Punzón:** presenta una geometría específica adaptada a la forma final

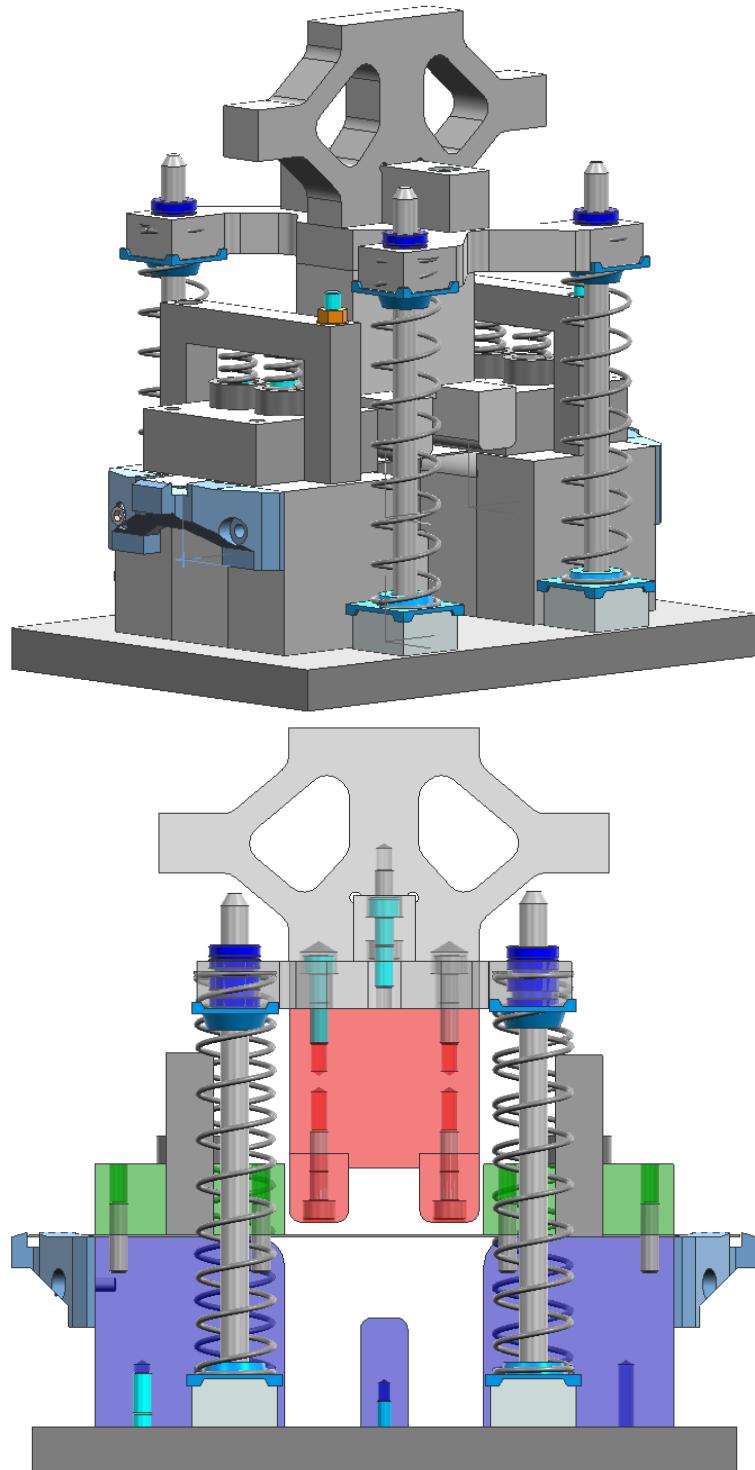


Figura 4.3.1: Vista General del Util de Embutición

deseada de la pieza embutida. Este componente es común para ambas geometrías evaluadas (se muestra en rojo en la Figura 4.3.1).

- **Matriz:** dispone de una geometría interna complementaria a la del punzón. Mediante la colocación o ausencia de un inserto se obtiene la geometría en U o en W, respectivamente (se muestra en morado en la Figura 4.3.1).
- **Pisador:** su función principal es sujetar firmemente la chapa durante la embutición, lo cual realiza mediante la fuerza de pisado (BHF, por sus siglas en inglés *Blank Holder Force*) (se muestra en verde en la Figura 4.3.1).

Además de estos elementos, el útil consta de un chasis inferior que soporta los distintos componentes de la matriz y sirve como base de contacto con la máquina universal, donde será operado el útil. Posee también un chasis superior que sostiene el punzón, encargado a su vez de desplazar los frenos y establecer contacto con la cabeza móvil de la máquina universal. Cuatro cilindros verticales calibrados, junto con rodamientos lineales, aseguran un desplazamiento vertical preciso del punzón. Finalmente, varias piezas impresas en 3D cumplen la función de centrar las probetas y posicionar los muelles que facilitan el retorno del punzón a su posición inicial.

4.3.1.1. Parametrización del útil

La herramienta permite dos configuraciones para generar ambas geometrías. En la configuración destinada a la geometría en U, el espacio debajo del punzón permanece despejado. Por otro lado, para la configuración de la geometría en W, se coloca sobre el chasis inferior un inserto adicional que forma parte integral de la matriz. Ambas configuraciones pueden observarse claramente en la Figura 4.3.2.

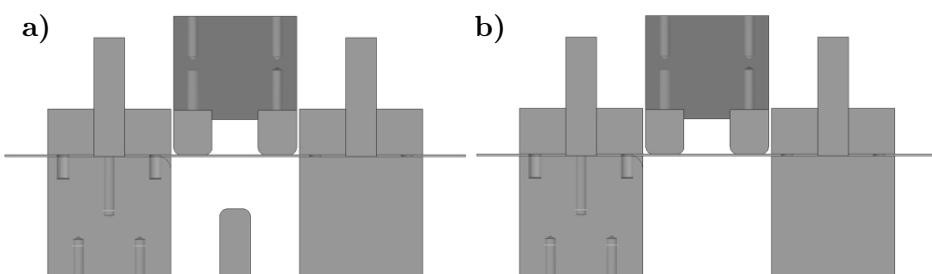


Figura 4.3.2: Configuraciones adaptables para la generación de : a) geometría tipo W; b) geometría tipo U.

La matriz está compuesta por tres piezas principales(junto con otras tres simétricas respecto al plano medio del útil de embutición). Estas piezas incluyen dos elementos laterales(A) y uno central intercambiable(B). La pieza central es la matriz propiamente dicha, siendo la única que mantiene contacto directo con la probeta durante el proceso. Existen tres variantes intercambiables de esta pieza central(B), cada una con un radio de entrada diferente: 5 mm, 8 mm y 12 mm. Las piezas laterales(A) no interactúan directamente con la probeta, sino que forman parte del sistema que sostiene el pisador(C).Dichas piezas laterales contienen cuatro pines(G) verticales en los cuales se inserta el pisador (C) restringiendo su desplazamiento solo al eje vertical. El pisador (C) consiste en un prisma rectangular provisto de cuatro orificios pasantes. La tolerancia dimensional entre los pines(G) y estos orificios se ha determinado cuidadosamente para lograr un ajuste deslizante preciso, que permita un movimiento axial suave del pisador sin generar holguras apreciables. Esta característica se obtiene mediante un ajuste deslizante con holgura mínima.

La fuerza ejercida por el pisador se controla mediante un conjunto de muelles (E), los cuales se comprimen por la acción del puente(D). Una vez fijado en su posición, el puente mantiene constante la distancia respecto al pisador. Para obtener distintas fuerzas de pisado, se han diseñado dos tacos(F) de diferentes alturas internas que posicionan los muelles bajo el puente y varían la compresión de estos, permitiendo así obtener fuerzas específicas de 500 N y 1000 N. La Figura 4.3.3 muestra un esquema detallado de todos estos componentes.

A continuación, en la Figura 4.3.4 se muestra un esquema con las dimensiones funcionales más relevantes del útil, detallando las posiciones críticas, la holgura matriz-punzon durante el proceso de embutición.

4.3.1.2. Fabricación del útil y preparación de muestras

El útil empleado en esta investigación ha sido fabricado utilizando acero para herramientas 1.2379 (X153CrMoV12), caracterizado por su excelente resistencia al desgaste, elevada dureza tras tratamiento térmico y buena estabilidad dimensional. Este acero es ampliamente utilizado en la fabricación de troqueles, matrices y herramientas de corte debido a su capacidad para mantener propiedades mecánicas excepcionales bajo condiciones severas de trabajo.

La fabricación del útil se llevó a cabo mediante procesos de mecanizado de alta precisión en máquinas CNC avanzadas, asegurando tolerancias dimensionales del orden de $\pm 0,01$ mm. Estas tolerancias garantizan un ajuste preciso entre los componentes del útil y, en consecuencia, un rendimiento óptimo durante los ensayos experimentales.

En cuanto al acabado superficial, las superficies del útil en contacto direc-

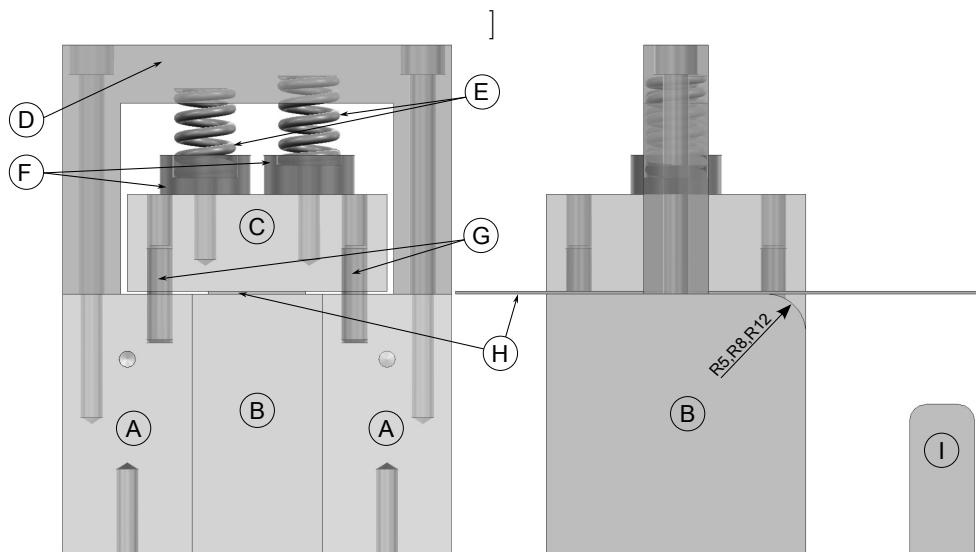


Figura 4.3.3: Esquema detallado del conjunto matriz-pisador, mostrando la disposición de las piezas principales: elementos laterales (A), matriz intercambiable (B), pisador (C), puente (D), muelles (E), tacos reguladores de altura (F), pinos guía (G), probeta (H) en su posición inicial e inserto adicional (I) utilizado únicamente para la embutición de la geometría W.

to con la probeta fueron sometidas a un proceso de rectificado, alcanzando valores específicos de rugosidad superficial comparables a los utilizados habitualmente en troqueles industriales de alta precisión (ver Tabla 4.3.2). En particular, la matriz y el pisador alcanzaron una rugosidad promedio (R_a) de $0,08 \mu\text{m}$, mientras que el punzón presentó un valor ligeramente superior de $0,16 \mu\text{m}$.

Posteriormente al mecanizado, las superficies críticas del útil fueron sometidas a un tratamiento térmico superficial mediante nitruración, con el objetivo de incrementar sustancialmente su dureza superficial y resistencia al desgaste. Este tratamiento es fundamental para prolongar la vida útil del útil y mantener la integridad dimensional bajo condiciones de carga repetitiva y esfuerzos mecánicos elevados.

Finalmente, se realizaron mediciones dimensionales para verificar que todas las dimensiones críticas del útil cumplen con las tolerancias especificadas, garantizando así la calidad y reproducibilidad requeridas en las pruebas experimentales.

Las probetas utilizadas en esta investigación fueron fabricadas mediante corte por chorro de agua, garantizando una precisión dimensional elevada y evitando cualquier alteración térmica o estructural del material base. Las dimensiones finales de las probetas fueron de $300 \times 30 \text{ mm}$, asegurando además que todas ellas provinieran del mismo lote de fundición de acero, con el fin

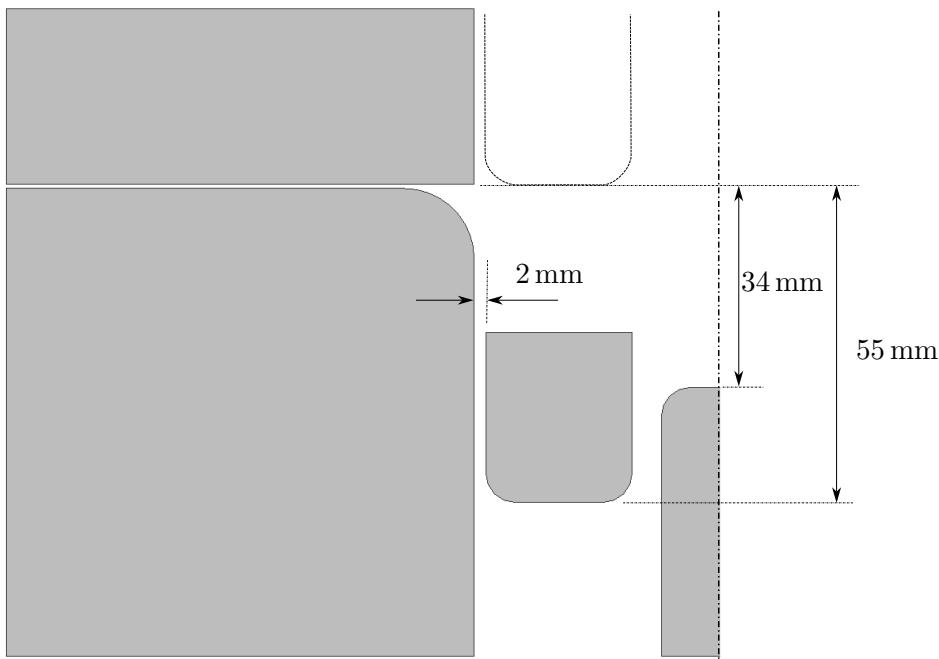


Figura 4.3.4: Esquema de dimensiones funcionales del utilaje de embutición utilizado para la obtención de probetas U y W. Se especifican posiciones críticas, destacando que los radios de redondeo son 5 mm excepto los de la matriz intercambiable que son de 5 mm, 8 mm y 12 mm. La holgura matriz-punzón es de 2 mm.

Tabla 4.3.2: Rugosidad superficial de las piezas del troquel

Pieza del troquel	Rugosidad promedio Ra [µm]	Acabado
Punzón	0.16	Rectificado
Matriz	0.08	Rectificado
Pisador	0.08	Rectificado

de minimizar variaciones composicionales y microestructurales que pudieran influir en los resultados experimentales.

Las probetas utilizadas en esta investigación fueron fabricadas mediante un proceso de corte por chorro de agua, garantizando una precisión dimensional elevada y evitando cualquier alteración térmica o estructural del material base. Las dimensiones finales de las probetas fueron de 300×30 mm, asegurando además que todas ellas provinieran del mismo lote de fundición de acero con el fin de minimizar variaciones composicionales y microestructurales que pudieran influir en los resultados experimentales. Las probetas fueron

extraídas en tres direcciones específicas respecto a la dirección de laminación del material base: 0° , 45° y 90° .

La Figura 4.3.5 presenta una fotografía del útil fabricado y completamente ensamblado, dispuesto sobre la máquina universal utilizada en los ensayos experimentales. En ella puede observarse claramente la posición relativa de los componentes principales, así como la integración precisa del conjunto en el equipo de ensayo.



Figura 4.3.5: Fotografía del útil completamente ensamblado y posicionado en la máquina universal, mostrando la disposición final de los componentes principales utilizados en los ensayos experimentales.

4.3.2. Procedimiento de conformado y recuperación Elástica

El procedimiento experimental del útil diseñado para esta investigación se divide en dos fases claramente diferenciadas: la fase de Precarga de Pisadores y la fase de Conformado propiamente dicha.

En la fase de precarga de pisadores (ver Figura 4.3.6, etapa a)), la probeta se introduce inicialmente en la matriz, siendo centrada con precisión gracias a los posicionadores (J). Sobre la probeta se colocan secuencialmente los pisadores, los tacos configurados según la variante de ensayo elegida, los muelles correspondientes y finalmente el puente. Posteriormente, se coloca un distanciador (K) sobre el puente.

A continuación, el punzón comienza su descenso (Figura 4.3.6, etapa b)), desplazando el distanciador, lo que a su vez empuja al puente hasta alcanzar

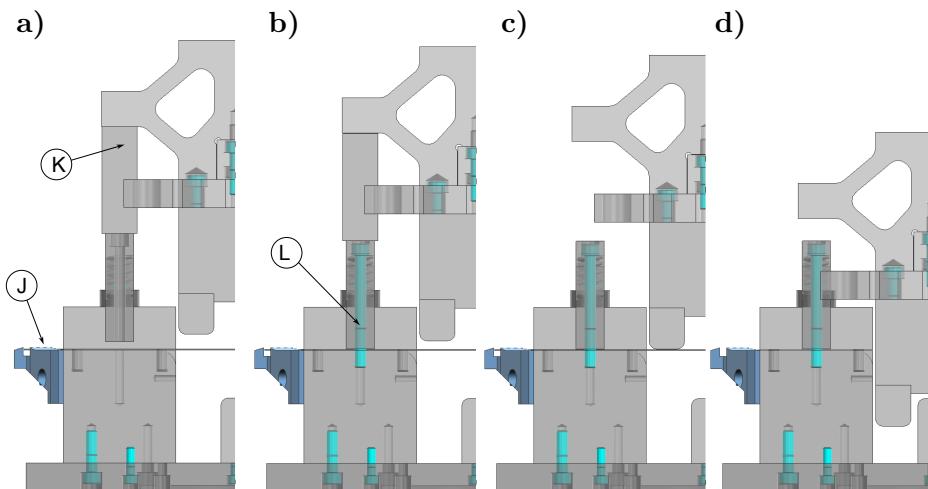


Figura 4.3.6: Esquema ilustrativo del procedimiento experimental de conformado: a) posicionamiento inicial de la probeta, pisadores, tacos, muelas, puente y distanciador; b) descenso del punzón desplazando el distanciador y posicionando el puente; c) retirada del distanciador y posicionamiento del punzón sobre la probeta previo al conformado; d) desplazamiento final del punzón para inducir la deformación plástica de la probeta.

la posición predeterminada. En este momento, el puente se fija firmemente a los elementos laterales de la matriz mediante el tornillo (L). Finalmente, se retira el distanciador y se posiciona adecuadamente el punzón sobre la probeta, quedando listo el conjunto para iniciar la segunda fase (Figura 4.3.6, etapa c)).

Durante la fase de conformado, el punzón es desplazado en dirección vertical a lo largo de 55 mm hacia la matriz, con una velocidad seleccionada específicamente según la configuración del ensayo en cuestión. En la Figura 4.3.6, etapa d) se puede apreciar el punzón en su posición final.

En la Figura 4.3.7 se presentan las dos probetas, tipo U y tipo W, tras haber sido extraídas del útil de conformado. En esta imagen pueden apreciarse claramente las diferencias geométricas obtenidas después del proceso de deformación, permitiendo una comparación visual directa entre ambas configuraciones. Además, junto a cada probeta se encuentra la etiqueta utilizada para su identificación y trazabilidad durante el estudio.



Figura 4.3.7: Probetas tipo U y tipo W tras su extracción del útil, mostrando su estado final después del proceso de conformado, junto con las etiquetas empleadas para su trazabilidad

4.4. Medición experimental de probetas mediante Visión Artificial

Una vez completado el proceso de conformado de las probetas metálicas, resulta indispensable cuantificar de manera precisa las dimensiones y perfiles geométricos obtenidos, ya que estos parámetros constituyen las variables objetivo fundamentales para la posterior optimización numérica y validación experimental.

En este contexto, el empleo de técnicas de estimación robusta de parámetros basadas en visión artificial proporciona una herramienta clave para la medición precisa, rápida y reproducible de las características geométricas de las probetas. Estas técnicas permiten capturar y analizar grandes volúmenes de información con alta resolución, minimizando errores y asegurando consistencia en las mediciones.

El objetivo principal del presente capítulo es describir la metodología implementada para la caracterización geométrica experimental de las probetas conformadas, mediante el uso de un sistema de visión artificial. La información obtenida a partir de estas mediciones se utilizará para construir una base de datos experimental sólida, que posteriormente alimentará algoritmos

avanzados de optimización destinados a ajustar el modelo numérico de YU. Para definir geométricamente las probetas se han elegido tres variables, diferentes, para cada una de las geometrías U y W. En las Figuras 4.4.1 y 4.4.2 se definen todas las variables extraídas de las probetas. Para la geometría U se han elegido como variables idóneas para describir la geometría θ_{O12} , θ_{F2Hz} y ρ_{ABC} . Estas tres variables son bien conocidas para este tipo de geometría dentro de este campo de estudio. En cambio, para el tipo W, dada la novedad de esta geometría, se han seleccionado θ_{O12} , θ_{c3c2} y θ_{V2F} .

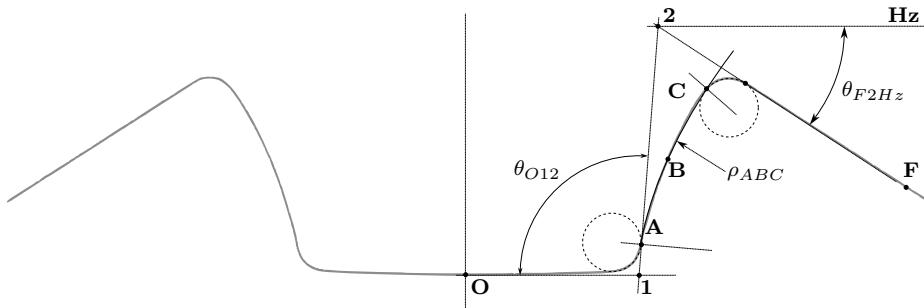


Figura 4.4.1: Variables seleccionadas para describir la geometría U: θ_{O12} , θ_{F2Hz} y ρ_{ABC} .

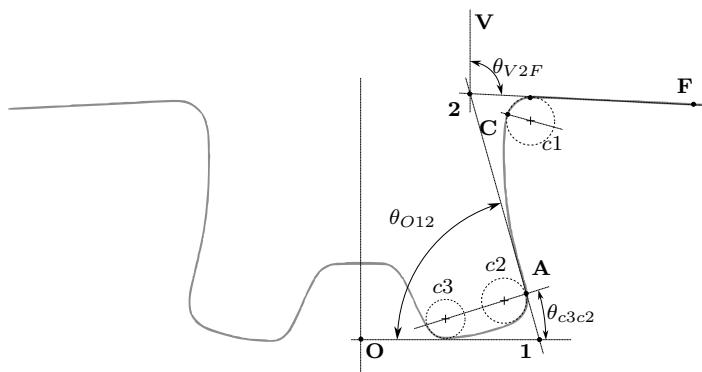


Figura 4.4.2: Variables seleccionadas para describir la geometría W: θ_{O12} , θ_{c3c2} y θ_{V2F} .

4.4.1. Escaneado Digital del Perfil 2D

Dado que las probetas analizadas no sufren deformaciones fuera del plano, observándose un perfil longitudinal que permanece uniforme a lo largo de su sección transversal por lo que la caracterización geométrica de las muestras

analizadas resulta suficientemente precisa al utilizar únicamente su perfil bidimensional, simplificando así el análisis posterior y garantizando precisión en los resultados obtenidos. Este perfil está contenido íntegramente en un solo plano, lo que convierte al escáner comercial de cama plana en una herramienta ideal para este propósito, gracias a su capacidad intrínseca de capturar imágenes bidimensionales con alta resolución.

En este capítulo se describe detalladamente la metodología empleada para utilizar un escáner comercial de cama plana como máquina de medición por coordenadas bidimensionales, capaz de ofrecer mediciones dimensionales con trazabilidad metrológica.

Para llevar a cabo la medición precisa del perfil bidimensional mediante digitalización óptica, se ha implementado un procedimiento que combina técnicas de impresión láser, escaneo digital de alta resolución y calibración óptica mediante marcadores fiduciales basados en el sistema ArUco [101]. El objetivo principal de este método es reducir la incertidumbre asociada a las mediciones lineales realizadas sobre imágenes digitalizadas, garantizando un alto nivel de precisión y repetibilidad en las dimensionales de las probetas.

La impresión de patrones de referencia y líneas para validación se ha realizado con una impresora láser, *HP LaserJet M209dw* que posee una resolución espacial nominal de 0,05 mm. Este valor establece una cota superior para el error sistemático inherente a la generación física de patrones.

Para llevar a cabo la digitalización precisa de los patrones impresos y del perfil de las probetas, se utilizó un escáner *EPSON Perfection V39 II*, configurado para proporcionar una resolución efectiva de 9924×14027 píxeles en un área equivalente al formato estándar A4 (210 × 297 mm). Esta configuración asegura un tamaño de píxel aproximado de 0,02 mm, permitiendo así capturar alrededor de 40 píxeles por cada espesor de probeta (0,8 mm).

La calibración espacial del sistema digital se realizó empleando patrones impresos tipo ArUco, compuestos por marcadores cuadrados especialmente diseñados para garantizar una detección automática robusta y precisa. En el presente estudio, se utilizaron tres marcadores ArUco, posicionados estratégicamente sobre la superficie destinada al escaneo con separaciones nominales exactas de 180 mm en dirección horizontal y 70 mm en dirección vertical, tal como se muestra en la Figura 4.4.3. Además, el patrón presenta un recorte interno específicamente diseñado para facilitar el posicionamiento preciso de la probeta objeto de medición y de su correspondiente etiqueta identificativa. Este diseño asegura un registro simultáneo de probeta y etiqueta en cada medición, manteniendo una correspondencia inequívoca entre ambas.

Para garantizar la trazabilidad completa de las probetas analizadas, inmediatamente después del proceso de embutición se adhiere a cada una de ellas una etiqueta numerada. Esta numeración permite relacionar directamente cada probeta con sus características específicas, tal como se detalla en la Tabla 4.3.1.

Es importante destacar que el patrón permanece fijo sobre la superficie del escáner durante todas las mediciones, siendo únicamente la probeta la que se reemplaza. Este procedimiento contribuye significativamente a minimizar posibles errores de posicionamiento y mejora la precisión del proceso de digitalización.

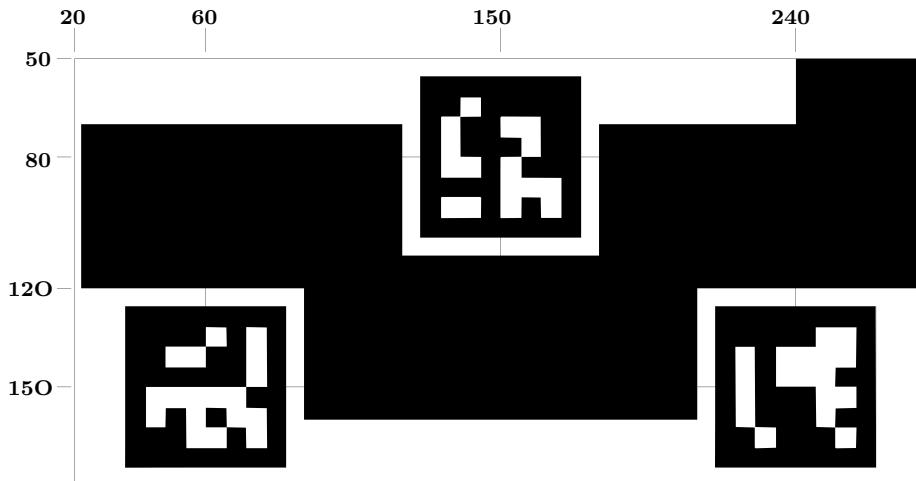


Figura 4.4.3: Patrón ArUco empleado para la calibración del sistema de medición. Se observan los tres marcadores cuadrados dispuestos con separaciones horizontales y verticales de 180 mm y 70 mm respectivamente, así como el recorte interno que facilita el posicionamiento exacto de la probeta y su etiqueta identificativa.

Para la calibración se aplican algoritmos de detección visual basados en la biblioteca de visión computacional OpenCV [102] para identificar automáticamente las esquinas internas de los marcadores ArUco. La localización de estas esquinas se refina mediante métodos subpíxel (el algoritmo cornerSubPix de OpenCV), lo que proporciona coordenadas precisas con incertidumbres inferiores al tamaño de píxel. A partir de estas coordenadas refinadas y conocidas las distancias físicas reales entre marcadores, se calcula una transformación afín bidimensional (escala independiente en los ejes X e Y, traslación y rotación) que permite convertir distancias medidas en píxeles a dimensiones reales expresadas en milímetros.

La Tabla 4.4.1 muestra la precisión de medición en una configuración donde las distancias reales horizontales (180 mm) y verticales (70 mm) entre marcadores ArUco (denominados Mark) son comparadas con valores medidos. Los valores etiquetados como x y y representan desviaciones entre las dimensiones reales del ArUco y las medidas obtenidas en los ejes horizontal y vertical, respectivamente, mientras que los valores d indican desviaciones en las diagonales. Observando los errores asociados a las distancias de referencia, se aprecia un error horizontal máximo absoluto cercano a 0.07 mm. En la dirección vertical, el error se mantiene en torno a 0.015 mm, indicando buena precisión. Las desviaciones en x y y muestran variabilidad leve entre marcadores, con mayores errores registrados en las diferencias diagonales, sugiriendo que la medición diagonal podría ser más sensible o influenciada por errores acumulados en ambas direcciones. En general, la medición muestra precisión adecuada para la medición de los perfiles bidimensionales.

			Mark 1	Mark 1
<i>Ref</i>	Patrón 1	Patrón 2		
180	179.95402	180.07087		
<i>error</i>	-0.04598	0.07087		
70	70.01463	70.01378		
<i>error</i>	0.01463	0.01378		
Mark 0		Mark 0		
<i>x1</i>	0.12274	0.09189		
<i>x2</i>	0.09728	0.06166		
<i>y1</i>	-0.09723	-0.09941		
<i>y2</i>	-0.07073	-0.07878		
<i>d1</i>	-0.03411	-0.05427		
<i>d2</i>	0.07115	0.03700		
			Mark 2	Mark 2
<i>x1</i>	-0.00360	-0.00006		
<i>x2</i>	0.04581	0.04579		
<i>y1</i>	-0.08534	-0.07774		
<i>y2</i>	-0.09134	-0.10187		
<i>d1</i>	-0.12895	-0.12978		
<i>d2</i>	0.03385	0.03509		

Tabla 4.4.1: Comparación entre las distancias reales y medidas usando marcadores ArUco, mostrando desviaciones horizontales (x), verticales (y) y diagonales (d) y dos medidas de referencia 180mm y 70mm.

Tras la calibración inicial del sistema, se procede a medir cada una de las probetas que son escaneadas bajo condiciones idénticas a las empleadas para la calibración (mismo patrón y configuración de resolución). La Figura 4.4.4 muestra la imagen original obtenida del escaneo digital de la probeta, sin procedimientos de posprocesado. La Figura 4.4.5 corresponde a una ampliación de la zona resaltada en rojo en la Figura 4.4.4.

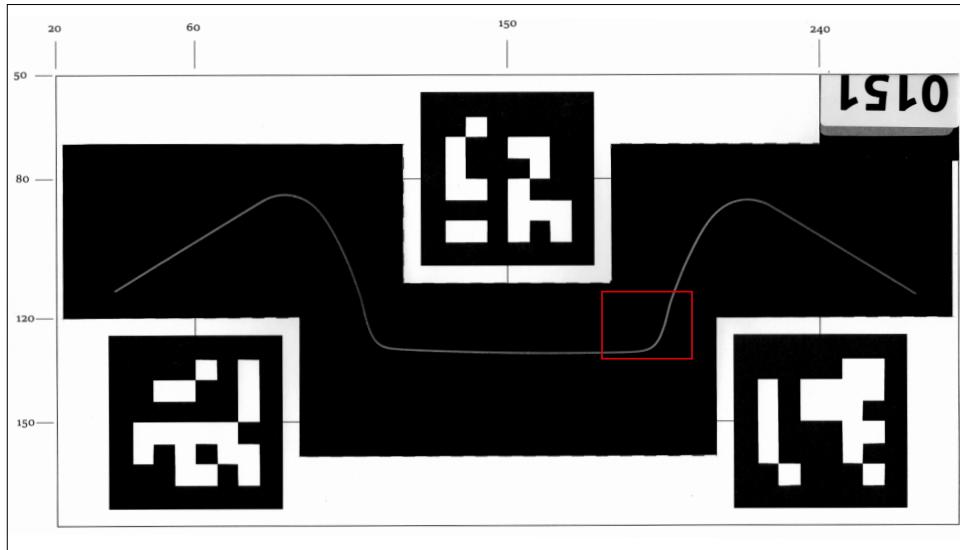


Figura 4.4.4: Imagen original del escaneo de una de las probetas, sin aplicación de ningún postproceso.

4.4.2. Extracción del Perfil

Una vez obtenida la imagen escaneada y realizada su calibración y escalado para asegurar la correspondencia dimensional precisa, se procede a delimitar la región específica del área de interés mediante un recorte dirigido. Este recorte facilita la focalización del análisis exclusivamente sobre la zona relevante para el estudio.

Posteriormente, se aplica una técnica de procesamiento digital de imágenes mediante la utilización de una máscara. Este procedimiento permite eliminar aquellas zonas correspondientes al patrón o elementos no deseados, generando un fondo homogéneo y completamente oscuro.

El resultado final de este proceso es una imagen en la cual el perfil bidimensional del objeto estudiado queda claramente delineado, resaltado sobre un fondo negro uniforme, lo que simplifica significativamente los pasos posteriores del análisis geométrico y dimensional.

Se desarrolla un script en Python empleando técnicas avanzadas de procesamiento digital de imágenes con el objetivo de extraer los perfiles geométricos bidimensionales. Empleando la librería OpenCV se convierte la imagen recortada a escala de grises con el fin de aplicar una binarización basada en umbrales. Mediante esta técnica se obtiene una segmentación clara de las regiones relevantes para el análisis como son el fondo y el perfil bidimensional. Posteriormente, se identifican los contornos mediante la función especializada de detección de contornos proporcionada por OpenCV. Seleccionando el contorno de mayor tamaño, dado que los demás contornos detectados suelen

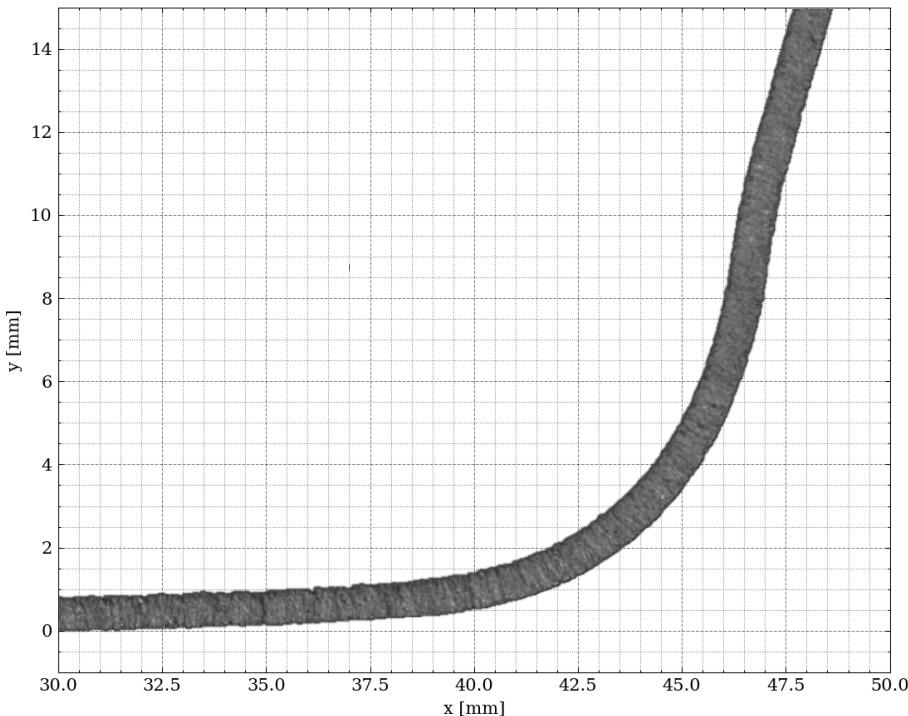


Figura 4.4.5: Detalle del perfil digitalizado de la probeta correspondiente a la zona marcada en la Figura 4.4.4

corresponder a partículas menores o artefactos generados sobre la superficie del escáner. En la Figura 4.4.6 se muestra un detalle de la detección del contorno de un perfil bidimensional.

Una vez generada la imagen binaria representativa del perfil bidimensional, se realiza un barrido sistemático vertical, horizontal o radial, según las características particulares del área analizada. En la Figura 4.4.7 se muestran las diferentes zonas de barrido para la geometría W. Durante cada uno de estos barridos, se registran los puntos intermedios asociados a las transiciones entre píxeles con valores binarios de 0 y 1, estableciendo así con precisión los puntos que definen el eje central del perfil geométrico. Este barrido se lleva a cabo con un espaciado constante de 5 píxeles. En la Figura 4.4.8 se representa esquemáticamente el concepto de detección del eje de la sección a través de un barrido secuencial.

A continuación, en el script se implementa un doble filtrado de puntos para eliminar irregularidades o ruido mediante criterios basados en distancias entre puntos consecutivos. Además, para mantener la continuidad del perfil obtenido, se realiza una interpolación controlada en aquellos puntos donde se superan ciertos umbrales de distancia.

Finalmente, el perfil resultante se discretiza en intervalos regulares, optimi-

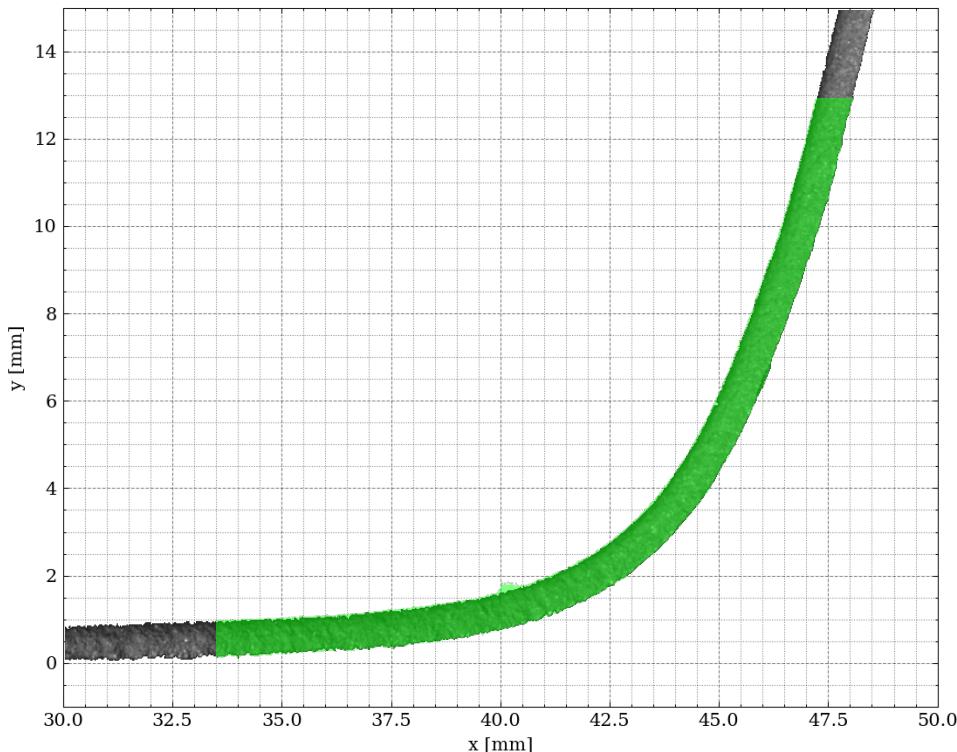


Figura 4.4.6: Superposición de un tramo del contorno extraído mediante OpenCV, destacando únicamente el contorno de mayor tamaño para evitar interferencias por partículas menores o artefactos sobre la superficie escaneada.

zando así el equilibrio entre una adecuada representación del perfil geométrico y la eficiencia en términos de la cantidad de puntos utilizados para el análisis posterior. En las Figuras 4.4.9 y 4.4.10 se muestran dos detalles, tanto para la geometría U como para la W, del perfil extraído sobrepujado sobre la imagen escaneada mostrando un elevado grado de concordancia con el eje central del espesor, lo que confirma la precisión del método utilizado para identificar y representar la geometría central del objeto analizado.

4.4.3. Análisis del Perfil

Una vez obtenidos los perfiles bidimensionales discretizados en forma de nube de puntos, resulta esencial aplicar métodos adecuados para identificar y caracterizar la geometría subyacente, distinguiendo claramente entre los puntos que pertenecen a la geometría objetivo y aquellos puntos que no cumplen con las condiciones geométricas deseadas. En este contexto, se ha seleccionado el algoritmo RANSAC (*Random Sample Consensus*) debido a su capacidad pa-

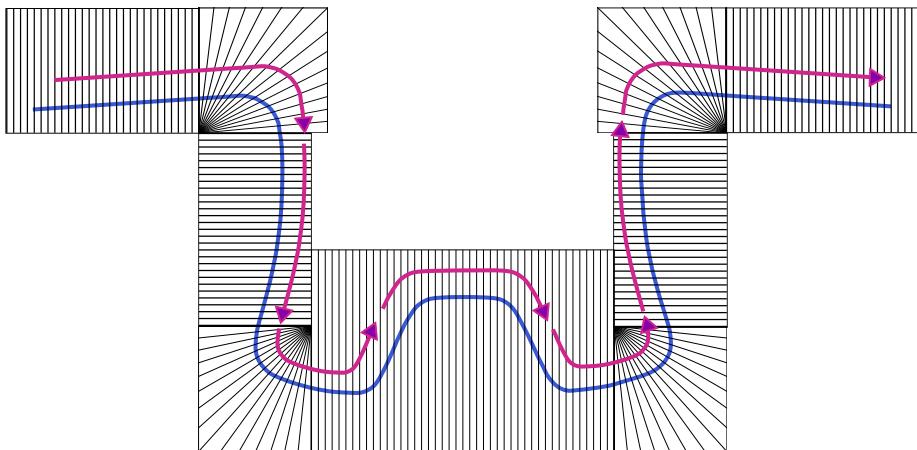


Figura 4.4.7: Esquema de las zonas específicas para el barrido (vertical, horizontal o radial) empleado en la geometría tipo W.

ra discriminar de manera efectiva y robusta entre puntos objetivo (*inliers*) y aquellos puntos considerados ajenos o no relevantes (*outliers*). El algoritmo **RANSAC** (*Random Sample Consensus*) fue propuesto originalmente por Fischler y Bolles (1981) [103] como un enfoque robusto para estimar parámetros de modelos geométricos cuando los datos están contaminados con muchos *outliers*. A diferencia de métodos tradicionales de regresión, que utilizan todos los puntos y pueden ser sesgados por valores atípicos, RANSAC adopta una estrategia iterativa de muestreo aleatorio mínimo: selecciona al azar un subconjunto mínimo de puntos necesario para definir un modelo, calcula el modelo hipotético y luego evalúa cuántos puntos del conjunto completo se ajustan a ese modelo (considerados *inliers* bajo un cierto umbral de error). Este proceso se repite múltiples veces, conservando finalmente el modelo con el mayor número de *inliers* (es decir, el de mayor consenso).

RANSAC es ampliamente reconocido como uno de los métodos más robustos para ajuste de modelos en presencia de ruido y *outliers*. Su aplicabilidad abarca desde la detección de formas geométricas simples (planos, esferas, cilindros, etc.) en nubes de puntos en visión 3D y robótica, hasta el ajuste de transformaciones entre vistas de cámara en visión por computador. Esta versatilidad ha hecho de RANSAC una técnica fundamental en visión computacional y metrología para detección robusta de modelos geométricos. Para aplicar RANSAC a la detección de arcos en la nube de puntos bidimensional, se ha definido el modelo geométrico correspondiente (círculo) y el criterio de ajuste. Un círculo en 2D queda definido por tres parámetros: su centro en coordenadas (a, b) y radio r . El tamaño mínimo de muestra para estimar un círculo es, por lo tanto, 3 puntos no colineales. Seleccionados aleatoriamente ternas de puntos y calculado el círculo único que pasa exactamente por ellos, se evalúa la distancia de todos los puntos de la nu-

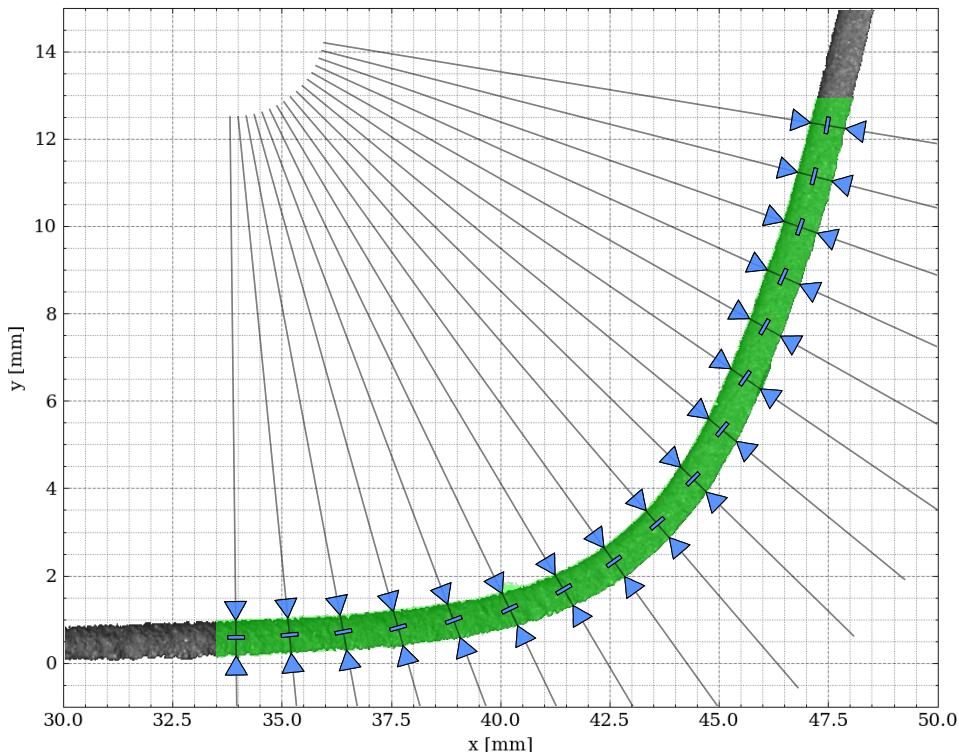


Figura 4.4.8: Procedimiento de detección del eje de la sección mediante barrido secuencial. En este proceso se registran los puntos intermedios en cada transición (señalados mediante flechas) entre píxeles binarios, lo que permite definir con precisión el eje central del perfil geométrico. Para ello se emplea un espaciado constante de 5 píxeles.

be al círculo candidato (e.g., diferencia absoluta entre la distancia del punto al centro estimado y el radio del círculo), clasificando como *inliers* aquellos puntos que caen dentro de un umbral t predefinido.

El procedimiento iterativo básico se resume en:

1. **Muestreo mínimo:** Seleccionar 3 puntos aleatorios (evitando puntos casi colineales).
2. **Modelo hipotético:** Calcular parámetros (a, b, r) del círculo definido por los puntos seleccionados.
3. **Evaluación de *inliers*:** Calcular el error de cada punto respecto al círculo candidato como:

$$\left| \sqrt{(x - a)^2 + (y - b)^2} - r \right|$$

Clasificar como *inlier* si el error $\leq t$.

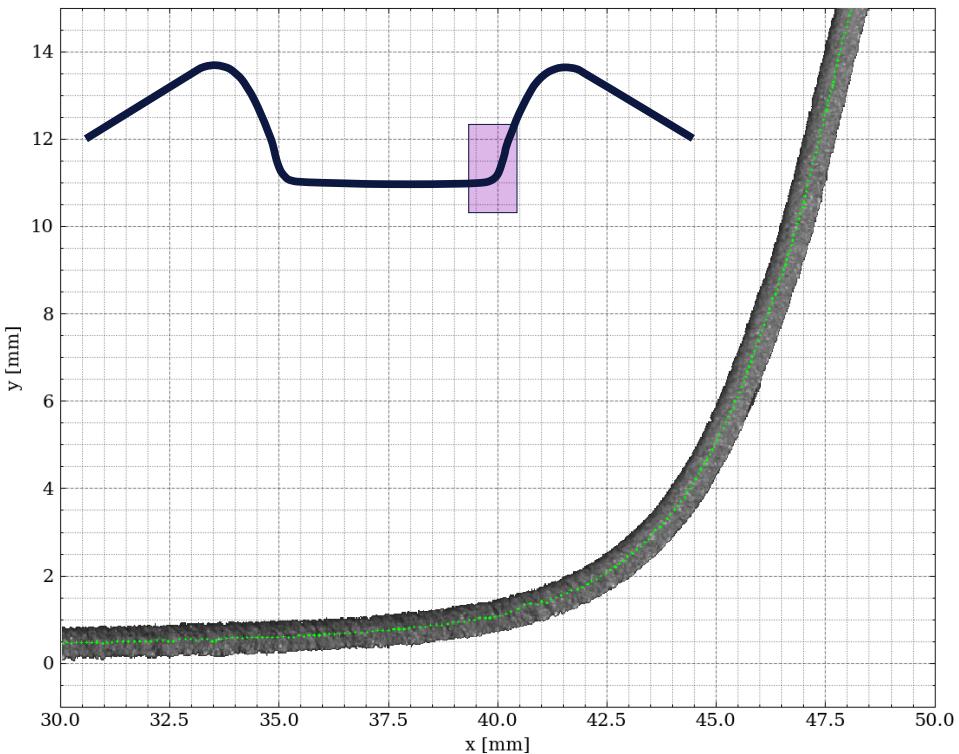


Figura 4.4.9: Detalle del perfil discretizado y superpuesto sobre un detalle una imagen escaneada. Se puede apreciar la precisión y eficacia del método desarrollado para la identificación y representación precisa del eje del perfil bidimensional de una probeta U.

4. **Conteo y validación:** Contar *inliers*; almacenar el modelo si es el mejor hasta ahora. Opcionalmente, si se obtiene un alto porcentaje de *inliers*, refinar el modelo mediante ajuste por mínimos cuadrados solo sobre los *inliers*.
5. **Iteración:** Repetir los pasos anteriores por N iteraciones o hasta cumplir con un criterio de convergencia o probabilidad de haber encontrado el modelo óptimo.

Al finalizar, RANSAC devuelve el conjunto de parámetros del círculo con mayor número de *inliers* detectados, representando el arco/círculo predominante en la nube de puntos analizada. Este enfoque se adapta de forma natural a arcos parciales: aunque los puntos muestren solo un segmento de la circunferencia, si están alineados sobre un círculo común. La nube de puntos extraída del perfil escaneado contiene segmentos rectos y curvos; RANSAC enfoca su consenso en aquellos puntos que realmente pertenecen a un arco de circunferencia consistente, aislando los del resto. Cabe destacar que el umbral

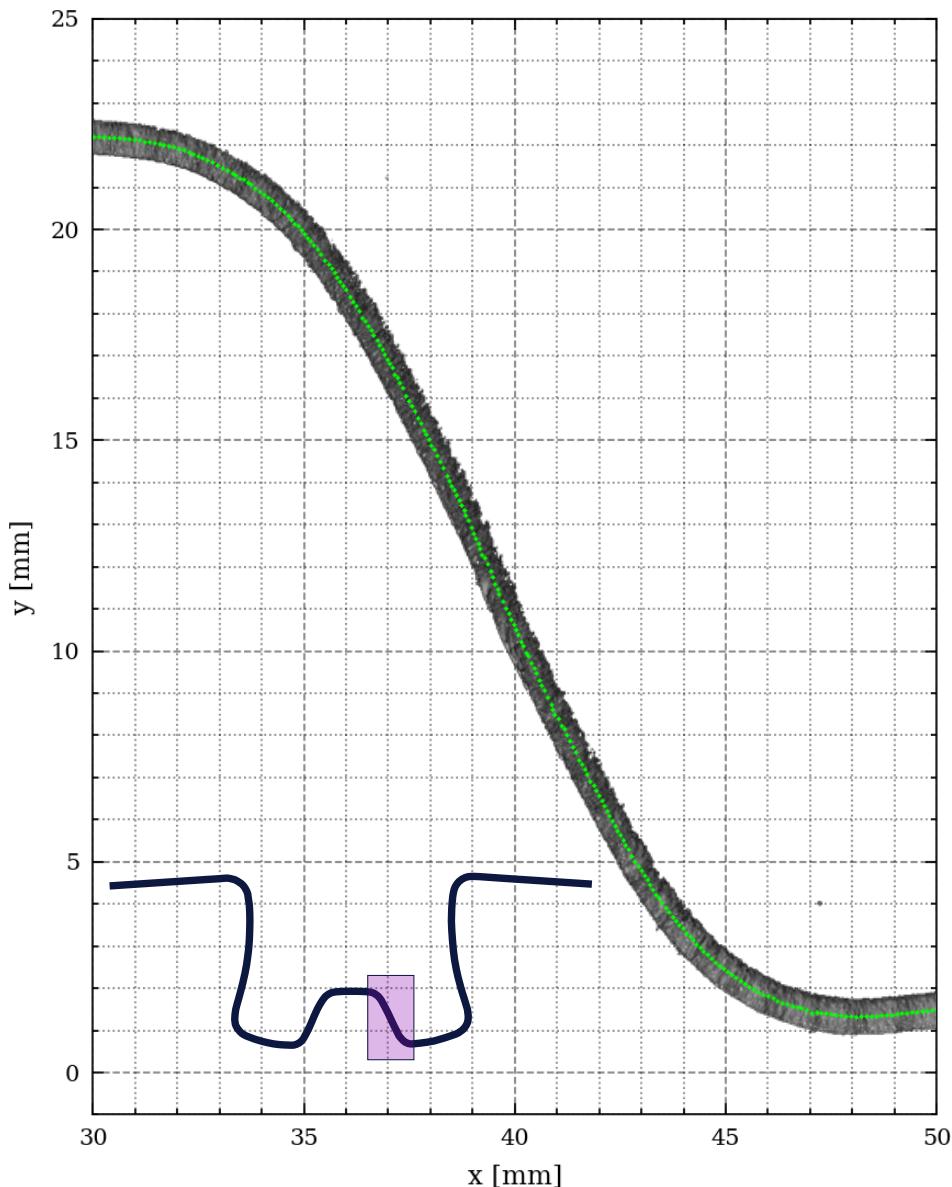


Figura 4.4.10: Detalle del perfil discretizado y superpuesto sobre un detalle de la imagen escaneada. En este caso se trata de la probeta W, el procedimiento desarrollado demuestra su fiabilidad en la detección y definición precisa del eje central del perfil bidimensional.

de distancia t se escoger acorde a la precisión del escaneo y la resolución de la nube de puntos (un valor demasiado grande podría aceptar puntos fuera del arco real como inliers, y uno demasiado pequeño podría excluir puntos válidos debido a ruido).

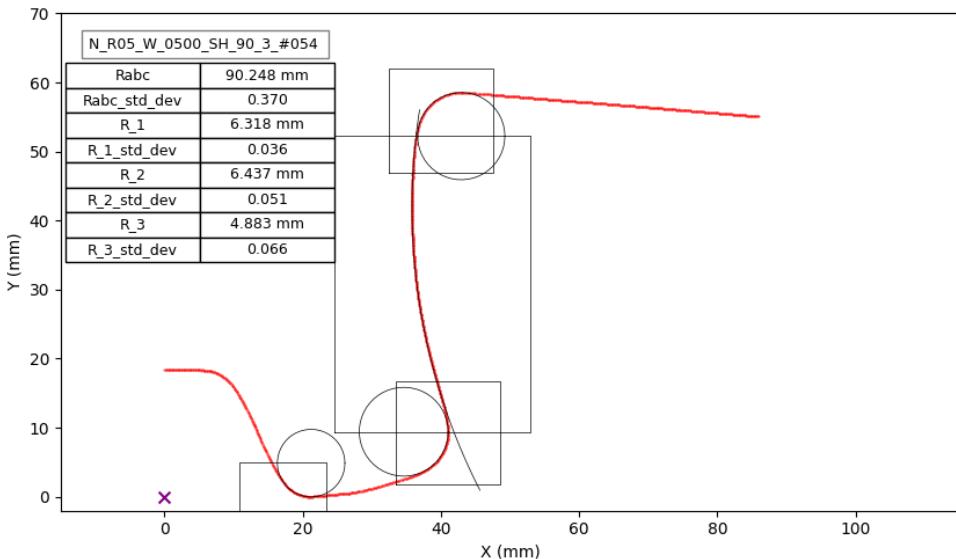


Figura 4.4.11: Perfil escaneado de la probeta (línea roja) con regiones de interés delimitadas y círculos detectados mediante el algoritmo RANSAC. La tabla resume los radios estimados y sus desviaciones estándar.

La Figura 4.4.11 presenta los resultados correspondientes a una de las probetas analizadas. En rojo se destaca el perfil obtenido mediante el escaneo. Adicionalmente, se indican los rectángulos que delimitan las áreas en las cuales se aplica el algoritmo RANSAC, junto con los círculos detectados en dichas zonas de interés. La tabla que acompaña a la figura muestra los valores estimados de los radios, así como la desviación estándar asociada a cada variable, calculada a partir de múltiples ejecuciones del algoritmo RANSAC en cada región específica.

A partir de este punto, una vez determinados los centros y radios de los arcos que definen cada geometría, se extraen los puntos de tangencia y se calculan los ángulos correspondientes, que se utilizan como variables representativas para cada caso estudiado. En las Figuras 4.4.12 y 4.4.13 se presentan los datos obtenidos para las geometrías U y W, respectivamente.

4.4.4. Construcción de la Base de Datos Experimental

Para el desarrollo del presente estudio, se ha llevado a cabo una extensa campaña experimental destinada a la obtención sistemática de todos los datos relevantes para poner en marcha la optimización.

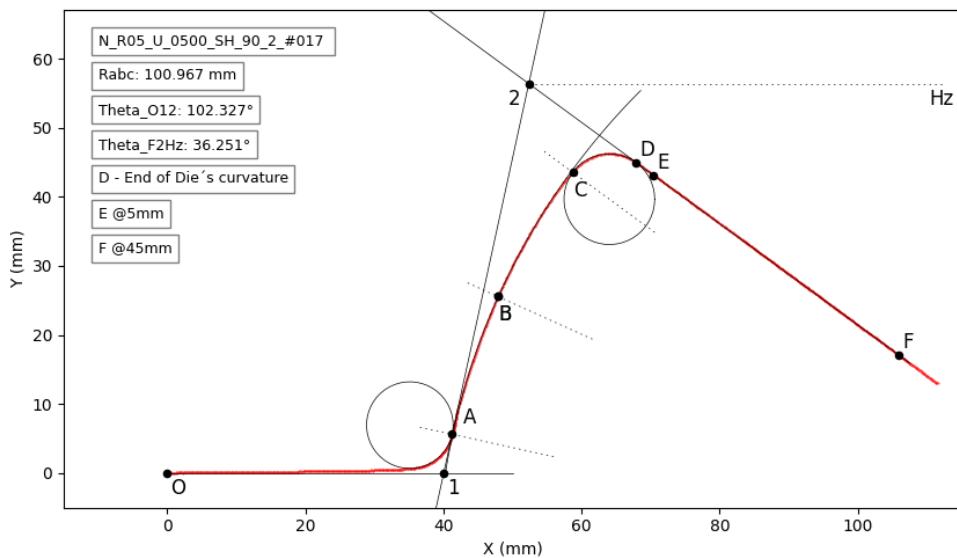


Figura 4.4.12: Ficha técnica final obtenida para una probeta de geometría tipo U, con perfil escaneado, radio del arco ABC y ángulos característicos calculados.

Una vez completadas las mediciones, se procede a la recopilación, organización y sistematización de todos los datos generados. Esta información es estructurada en una base de datos experimental integral, diseñada específicamente para facilitar su posterior acceso y consulta.

La estructura adoptada permite que los algoritmos de optimización, que serán empleados en etapas posteriores del análisis, dispongan de un acceso eficiente a los datos experimentales, asegurando así la robustez y fiabilidad del proceso de optimización.

A continuación, se presentan los resultados experimentales obtenidos en este estudio. En las Figuras 4.4.14, 4.4.15 y 4.4.16 se exponen los datos medidos para la geometría en U correspondientes a las variables θ_{O12} , θ_{F2Hz} y ρ_{ABC} , respectivamente.

Estos resultados se organizan en función de tres columnas principales diferenciadas según la orientación angular de las probetas con respecto a la dirección de laminación. Cada una de estas columnas se subdivide adicionalmente en tres columnas secundarias, correspondientes cada una a los distintos radios de matriz evaluados.

El color rojo indica los resultados obtenidos al emplear una fuerza de pisado (BHF) de 500 N, mientras que el color azul representa aquellos medidos con

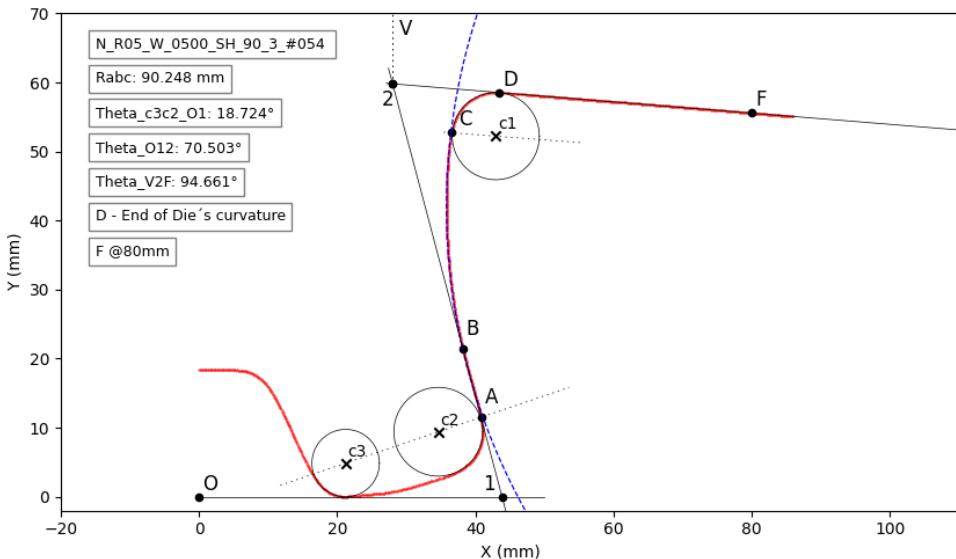


Figura 4.4.13: Ficha técnica final obtenida para una probeta de geometría tipo W, con perfil escaneado, radio del arco ABC y ángulos característicos calculados.

una BHF de 1000 N. Adicionalmente, los símbolos geométricos diferencian claramente las velocidades de desplazamiento del punzón aplicados: el triángulo identifica un desplazamiento de 100 mm/m, y el cuadrado corresponde a 200 mm/m.

Los símbolos geométricos representan los valores medios obtenidos a partir de tres repeticiones experimentales por condición de ensayo. Las barras de error indican la desviación estándar asociada a dichas mediciones, permitiendo evaluar la dispersión y reproducibilidad de los datos obtenidos.

En las Figuras 4.4.17, 4.4.18 y 4.4.19 se presentan los resultados para la geometría en W, correspondientes a las variables θ_{O12} , θ_{c3c2} y θ_{V2F} , utilizando la misma representación gráfica establecida previamente para la geometría U. Además de las mediciones geométricas, durante la fabricación de cada probeta se registraron las curvas fuerzadesplazamiento del punzón. Estas describen el comportamiento mecánico del proceso, permiten analizar la evolución de cargas y la respuesta del material, y resultan esenciales para determinar el coeficiente de fricción (sección 5.1) requerido en la simulación numérica.

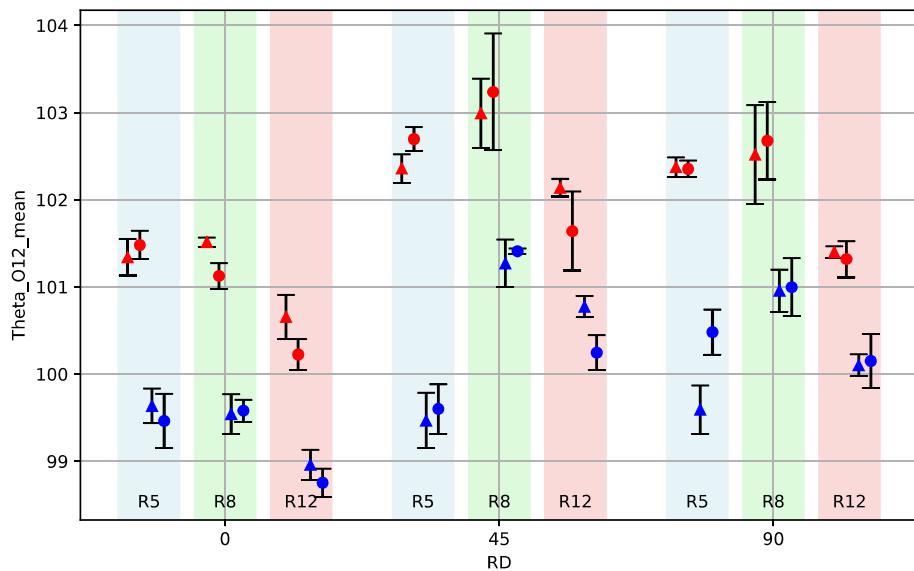


Figura 4.4.14: Resultados experimentales para la variable θ_{O12} en la geometría en U.

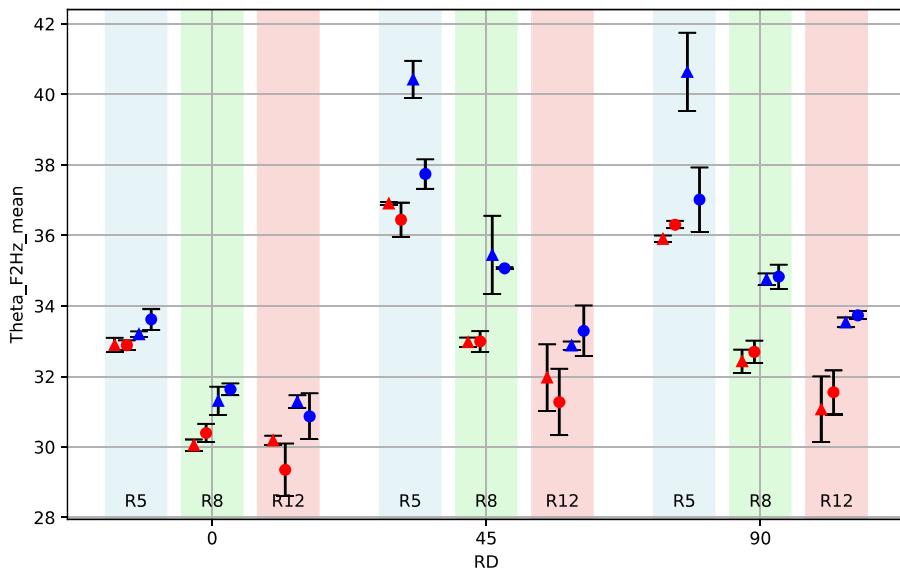


Figura 4.4.15: Resultados experimentales para la variable θ_{F2Hz} en la geometría en U.

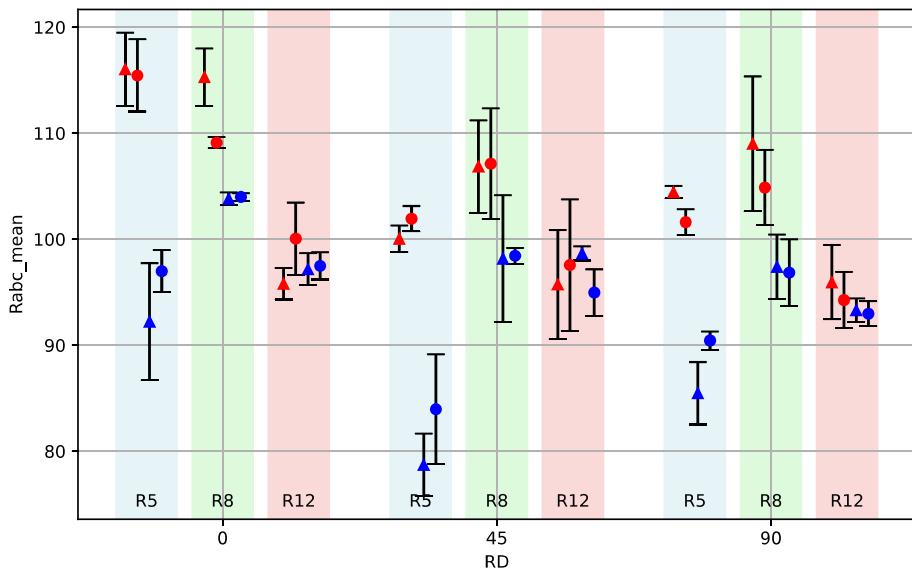


Figura 4.4.16: Resultados experimentales para la variable ρ_{ABC} en la geometría en U.

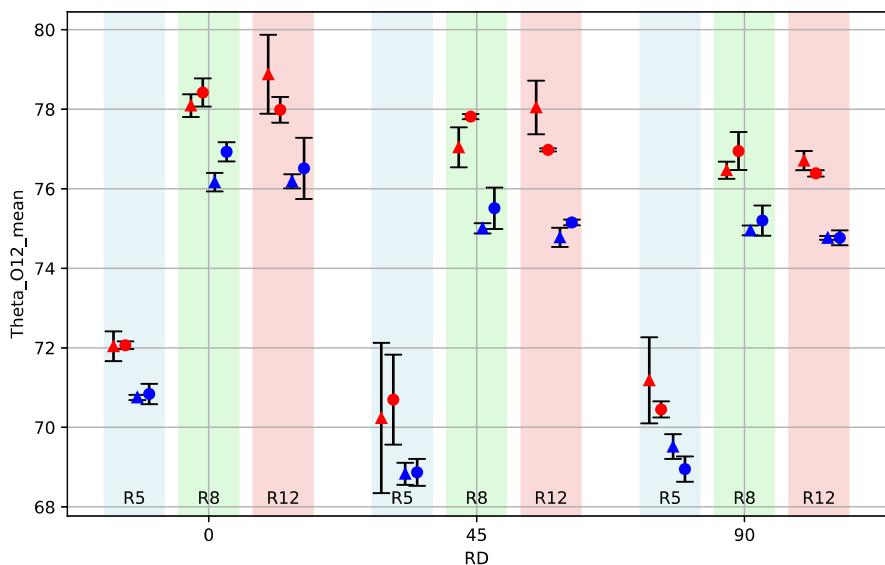


Figura 4.4.17: Resultados experimentales para la variable θ_{O12} en la geometría en W.

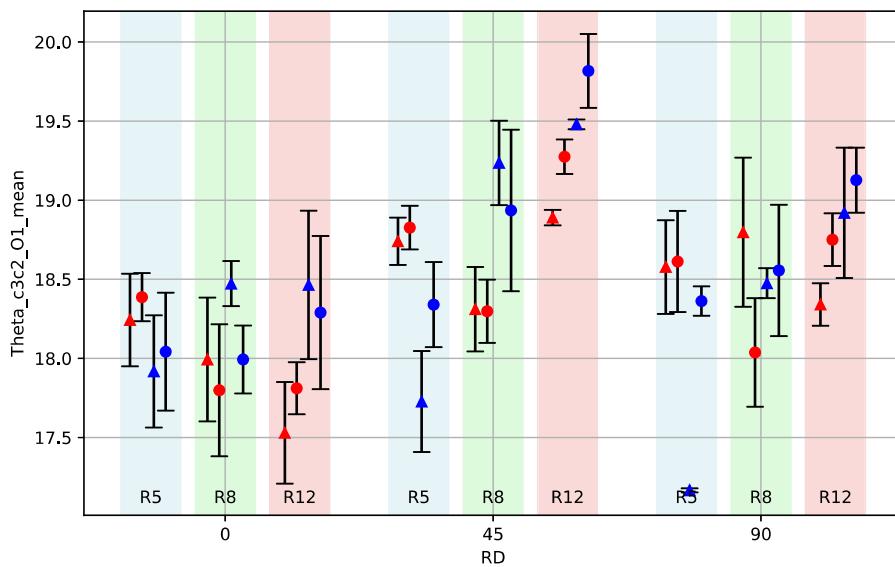


Figura 4.4.18: Resultados experimentales para la variable θ_{c3c2} en la geometría en W.

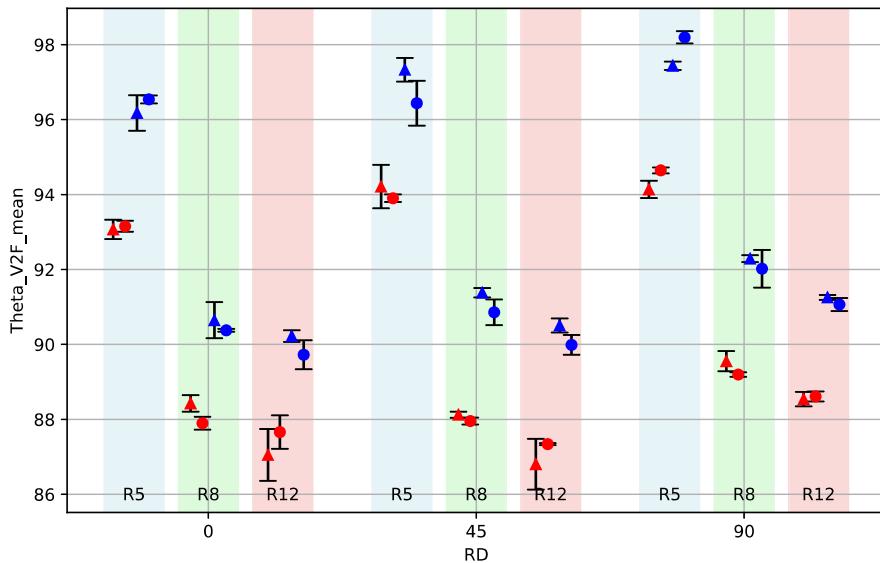


Figura 4.4.19: Resultados experimentales para la variable θ_{V2F} en la geometría en W.

4.5. Modelo numérico del experimento

Al igual que el proceso de simulación de la pieza real implementado en la Sección 3.2.1, las simulaciones de los ensayos descritos anteriormente continúan con el mismo enfoque numérico híbrido, combinando métodos explícitos e implícitos. La Figura 4.5.1 muestra el proceso de la cadena de simulación que se ha llevado a cabo.

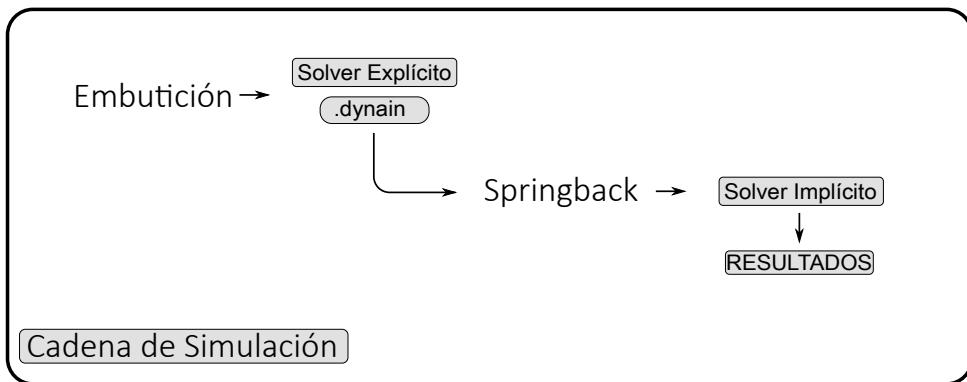


Figura 4.5.1: Esquema del proceso de la cadena de simulaciones necesarias para calcular el *springback* de las probetas U y W

Para garantizar la comparabilidad directa entre ambas simulaciones numéricas, se ha mantenido una configuración idéntica en términos de parámetros fundamentales. En concreto, se emplean los mismos tipos de elementos finitos, incluyendo tanto su formulación como el número de puntos de integración seleccionados. Adicionalmente, las condiciones cinemáticas, particularmente la configuración y velocidades asignadas a las herramientas, son idénticas en ambos casos, eliminando así posibles fuentes de discrepancia asociadas a diferencias numéricas o metodológicas.

La diferencia fundamental entre ambos modelos reside en la configuración espacial de las herramientas; no obstante, dada la existencia de una clara simetría geométrica en la configuración utilizada, se ha aprovechado dicha particularidad para simplificar significativamente el modelo y, con ello, reducir sustancialmente el coste computacional. Concretamente, se han definido dos planos de simetría: el plano medio longitudinal respecto a la probeta y el plano medio transversal, lo que ha permitido reducir la dimensión del modelo a un cuarto de su geometría original.

Estas condiciones de simetría se aplican fijando desplazamientos nodales específicos en el modelo ¹. Cuando la probeta presenta simetría respecto al plano YZ, se restringe el desplazamiento perpendicular al plano de simetría

¹*BOUNDARY_SPC_SET

(dirección X), así como las rotaciones alrededor de los ejes contenidos en dicho plano (ejes Y y Z). Esto se logra definiendo inicialmente un conjunto de nodos localizados exactamente sobre el plano de simetría antes descrito² y posteriormente aplicando las restricciones correspondientes. En particular, se impone un desplazamiento nulo en la dirección normal al plano de simetría ($DOFX = 1$) y rotaciones nulas alrededor de los ejes paralelos al plano ($DOFRY = 1$, $DOFRZ = 1$), dejando libres otras direcciones según corresponda a las condiciones reales de la configuración del ensayo.

Esta implementación es especialmente crítica para evitar modos no físicos, como torsiones o flexiones indebidas en la línea de simetría.

La aplicación de condiciones de simetría en modelos numéricos requiere una evaluación cuidadosa sobre cómo dicha simplificación influye en la imposición de cargas y condiciones de contorno. En particular, las cargas definidas inicialmente para una geometría completa deben adaptarse rigurosamente al modelo reducido, garantizando que las fuerzas y desplazamientos aplicados sean coherentes con la simetría considerada y no generen efectos artificiales. De manera específica, cualquier carga distribuida o puntual originalmente extendida sobre regiones simétricas debe ajustarse proporcionalmente según el área o volumen correspondiente al modelo reducido, con el propósito de replicar de forma precisa las condiciones efectivas del modelo original completo. Adicionalmente, es indispensable asegurar que las cargas sean aplicadas respetando estrictamente los planos de simetría impuestos, evitando así la introducción inadvertida de componentes que violen estas condiciones geométricas fundamentales.

En particular, al reducir el modelo al cuarto de su geometría original mediante dos planos ortogonales de simetría, se debe aplicar únicamente la fracción proporcional correspondiente de las cargas originalmente definidas. Además, es fundamental verificar que tales cargas no generen distribuciones de tensión o deformaciones incompatibles con la condición de simetría establecida.

En el caso específico analizado, el desplazamiento impuesto sobre el punzón no se ve alterado por la aplicación de simetría, mientras que la carga ejercida por los muelles sobre el pisador (ver Figura 4.3.3) presenta una distribución simétrica respecto a un plano medio. Por lo tanto, dicha carga debe dividirse en consecuencia, aplicándose únicamente la mitad de la magnitud original al modelo reducido.

El modelo numérico para la geometría U se muestra en la Figura 4.5.2, está compuesto por tres cuerpos rígidos: Matriz (C), Pisador (D) y el punzón (B) y un cuerpo deformable, la lámina (A).

La aplicación efectiva de la fuerza sobre el pisador se realiza definiendo una carga sobre un cuerpo rígido³, cuya magnitud y evolución temporal en direc-

²*SET_NODE_LIST

³*LOAD_RIGID_BODY

ción vertical se controlan mediante una curva previamente establecida.

Esta fuerza, en el presente modelo, se incrementa desde cero hasta un valor constante de 250 N (o 500 N dependiendo del ensayo que se analice) durante el cierre del pisador y se mantiene constante a lo largo del proceso de embutición.

El modelo numérico empleado para la geometría W se presenta en la Figura 4.5.3. Este modelo es idéntico al desarrollado previamente para la geometría U, con la excepción de que, en esta configuración, la matriz (C) incorpora un inserto adicional cuya presencia define explícitamente la geometría W.

Una vez finalizada la simulación del proceso de embutición, se genera, de forma análoga al procedimiento descrito anteriormente, el archivo *dynain*, cuya metodología se detalla en la sección 3.2.9.

Para llevar a cabo la simulación numérica del fenómeno de *springback*, es necesario considerar que, en condiciones reales, la pieza no está sometida a restricciones específicas. Esto se debe a que tanto su tamaño como la rigidez intrínseca derivada de su geometría garantizan que sus dimensiones no se vean afectadas significativamente ni por la gravedad ni por distintas orientaciones espaciales. Por consiguiente, en el modelo numérico se ha optado por imponer restricciones únicamente en un conjunto limitado de nodos situados sobre el plano de simetría transversal medio. Estos nodos restringen todos los grados de libertad, evitando así movimientos de cuerpo rígido que podrían derivar en errores de convergencia durante la resolución numérica mediante el método implícito.

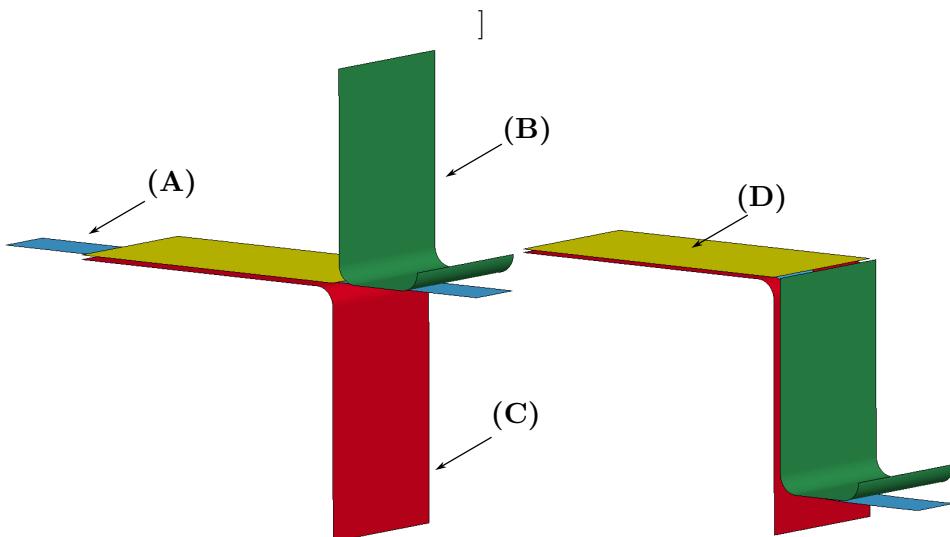


Figura 4.5.2: Geometría U; Izquierda: posición inicial del proceso de embutición; Derecha: posición final del proceso de embutición. Probeta (A), punzón (B), matriz (C), pisador (D).

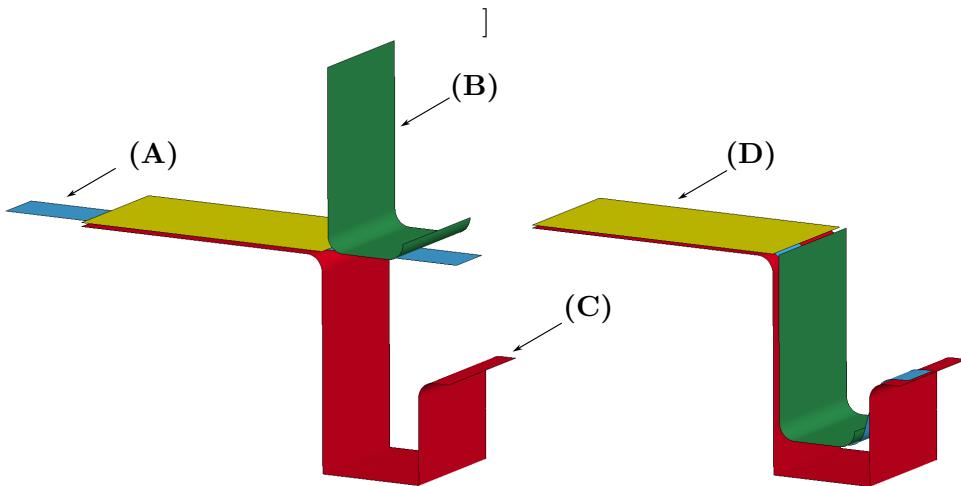


Figura 4.5.3: Geometría W; Izquierda: posición inicial del proceso de embutición; Derecha: posición final del proceso de embutición. Probeta (A), punzón (B), matriz (C), pisador (D).

4.6. Calibración de parámetros mediante algoritmos genéticos

La calibración de los parámetros en modelos constitutivos avanzados representa un desafío significativo en simulación computacional. La precisión de las predicciones numéricas depende de una correcta identificación de estos parámetros [104].

Los métodos tradicionales de ajuste semi-analítico o procedimientos manuales suelen proporcionar una precisión limitada, aceptable solo en cierto grado. Esto se debe a que la superficie de error asociada a la identificación de parámetros suele ser altamente no lineal y multimodal (con múltiples mínimos locales), dificultando la convergencia hacia la solución óptima global. En consecuencia, es necesario emplear técnicas de optimización robustas e inteligentes para llevar a cabo la identificación inversa de parámetros con alta fidelidad [105].

4.6.1. Avances metodológicos en la calibración del modelos constitutivos

La calibración inversa de modelos constitutivos complejos se beneficia del uso de algoritmos heurísticos. En particular, el algoritmo Particle Swarm Optimization (PSO), basado en el comportamiento colectivo de partículas, ha demostrado una eficacia notable en esta tarea. Hardt et al. destacan que

el PSO permite determinar parámetros de material con una alta fiabilidad en tiempos de cálculo relativamente breves. En comparación con métodos de optimización local, el PSO generalmente requiere menos iteraciones, aunque con un número total mayor de simulaciones [106].

Además del PSO, se han empleado algoritmos genéticos (GA), inspirados en mecanismos de evolución biológica, así como la evolución diferencial (DE), una técnica evolutiva que mejora iterativamente un conjunto de soluciones candidatas mediante operaciones simples, como la diferencia entre vectores, entre otras metaheurísticas basadas en poblaciones. Estas técnicas libres de gradiente presentan la ventaja de evitar quedar atrapadas en mínimos locales, problema frecuente en los métodos de optimización que dependen del cálculo de derivadas. Asimismo, se han reportado estrategias híbridas GADE que permiten escapar de óptimos locales y converger rápidamente [107].

Con el objetivo de reducir el costo computacional durante el proceso de calibración, se emplean modelos de orden reducido (ROM) y metamodelos (surrogates). Ricciardi et al. proponen un flujo de trabajo avanzado en el que los datos experimentales completos (por ejemplo, los desplazamientos obtenidos mediante correlación digital de imágenes DIC de campo completo) son reducidos dimensionalmente a través del Análisis de Componentes Principales (PCA), y posteriormente se entrena metamodelos rápidos capaces de emular la respuesta del modelo de elementos finitos, cuyo coste computacional es elevado [108].

Los métodos basados en aprendizaje automático (ML) representan otro avance significativo en la calibración de modelos constitutivos. Una estrategia común implica el entrenamiento de redes neuronales capaces de predecir parámetros constitutivos a partir de datos experimentales. Por ejemplo, Hamel et al. (2022) proponen un esquema basado en aprendizaje profundo con información física (physics-informed deep learning), el cual utiliza el formulario débil de la mecánica para inferir parámetros de modelos hiperelásticos a partir de desplazamientos de campo completo y fuerzas globales [109]. Este enfoque destaca por no requerir interpolación de datos ni cálculo explícito de gradientes, mostrando alta eficiencia en problemas no lineales con grandes deformaciones.

Por otra parte, Field et al. (2021) describen una herramienta que realiza inicialmente la calibración automática de un modelo mesoscópico de materiales compuestos mediante simulaciones basadas en elementos de volumen representativo (RVE). Posteriormente, estos datos son empleados para entrenar una red neuronal que predice parámetros constitutivos ante condiciones diferentes o nuevas [110].

Además de las redes neuronales densas, se han explorado otros modelos como los Procesos Gaussianos, los métodos de k-vecinos más cercanos (k-NN) y los bosques aleatorios (Random Forest), este último un algoritmo de aprendizaje automático supervisado ampliamente utilizado tanto en tareas de clasifica-

ción como de regresión. Estos enfoques se emplean como metamodelos para acelerar el proceso de calibración y permitir una estimación adecuada de la incertidumbre asociada.

Cabe destacar que las redes neuronales entrenadas con criterios basados en la física han demostrado mejoras sustanciales en cuanto a robustez, además de reducir significativamente la dependencia del conocimiento experto. En términos generales, la integración de técnicas de aprendizaje automático en procesos de calibración permite gestionar eficientemente grandes volúmenes de datos (como imágenes completas obtenidas mediante correlación digital de imágenes DIC), automatizar la extracción de parámetros constitutivos y mejorar la precisión en comparación con métodos tradicionales manuales o heurísticos.

En esta sección se explora el uso de algoritmos genéticos (AG) como estrategia de optimización para calibrar los parámetros del modelo de Yoshida-Uemori, aprovechando su capacidad de búsqueda global y su aptitud para manejar problemas complejos de múltiples parámetros.

4.6.2. Algoritmos genéticos: fundamentos y características

Los algoritmos genéticos constituyen una familia de métodos metaheurísticos de optimización inspirados en la teoría de la evolución de Darwin y en los mecanismos de la selección natural y la genética poblacional.

En un AG, a diferencia de los algoritmos deterministas tradicionales, se trabaja con una población de posibles soluciones del problema en lugar de una única solución candidata. Cada individuo en la población representa una solución potencial (codificada usualmente como una cadena, denominada cromosoma, compuesta por unidades llamadas genes).

La calidad de cada solución se evalúa mediante una función de aptitud (fitness) asociada al objetivo del problema (en este caso, una medida del error entre las predicciones del modelo constitutivo y los datos experimentales). El proceso iterativo de un algoritmo genético imita el proceso evolutivo natural. En cada generación, los individuos más aptos (es decir, aquellos cuyas soluciones producen menor error) tienen mayor probabilidad de ser seleccionados para reproducirse. Mediante operadores genéticos probabilísticos de recombinación y mutación, estos individuos generan nuevas soluciones (descendencia) introduciendo variación aleatoria similar a las recombinaciones genéticas en la naturaleza.

La selección de los más aptos garantiza que las características (genes) de soluciones de mejor desempeño se propaguen en la población, mientras que la mutación introduce diversidad para explorar regiones novedosas del espacio de búsqueda. De esta manera, la población evoluciona sucesivamente hacia regiones de mejor desempeño en el espacio de soluciones. Los AG son, en términos teóricos y empíricos, un método capaz de realizar búsquedas robu-

tas en espacios de optimización complejos, constituyendo una aproximación eficaz para problemas donde se requiere evitar la convergencia prematura a soluciones subóptimas.

En resumen, un AG combina la supervivencia del más apto con operadores inspirados en la genética (selección, cruce y mutación) para explorar eficientemente el espacio de soluciones en busca del óptimo global.

Las características de los AG los hacen especialmente adecuados para la identificación de parámetros en modelos constitutivos complejos como Yoshida-Uemori. En primer lugar, no requieren del cálculo de derivadas de la función objetivo, pues operan únicamente con los valores de dicha función para cada individuo de la población. Esta independencia de gradientes resulta crucial cuando la evaluación del error implica una simulación numérica costosa o potencialmente no diferenciable (en este caso, una simulación de Ls-Dyna para cada conjunto de parámetros). Métodos clásicos basados en gradientes (como el descenso por gradiente o algoritmos de Gauss-Newton/Levenberg-Marquardt en calibraciones por mínimos cuadrados) dependen de la disponibilidad de derivadas o aproximaciones locales lineales, y pueden fallar o resultar poco prácticos en el contexto de este estudio.

En contraste, un algoritmo genético aborda el modelo desde una perspectiva de optimización tipo «caja negra», en tanto únicamente evalúa la calidad de las soluciones propuestas mediante una función objetivo, sin depender de información analítica sobre cómo variaciones infinitesimales en los parámetros influyen directamente en la respuesta del sistema.

Además, los AG llevan a cabo una búsqueda global y estocástica en el espacio de parámetros. Trabajar con una población de soluciones permite explorar múltiples regiones simultáneamente, reduciendo la probabilidad de quedar atrapado en mínimos locales en comparación con los métodos de optimización deterministas tradicionales.

La inclusión de operadores aleatorios (mutación, selección no determinista) brinda diversidad a la búsqueda y puede escaparse de regiones subóptimas de la superficie de error donde métodos puramente deterministas podrían atascarse. De hecho, la ventaja fundamental de los algoritmos genéticos radica en su capacidad de evadir los extremos locales de la función objetivo, incrementando la probabilidad de acercarse al óptimo global.

Por su naturaleza poblacional y aleatoria, los AG también reducen la dependencia de condiciones iniciales: no es necesario proveer una estimación inicial cercana a la solución deseada, a diferencia de algoritmos de gradiente que pueden ser altamente sensibles al punto de partida. Otra fortaleza de los AG es su flexibilidad y robustez ante problemas complejos de alta dimensionalidad. Pueden manejar con facilidad funciones objetivo multimodales o superficies de error con múltiples valles y crestas, e incluso permiten extensiones para optimización multi-objetivo dentro del mismo esquema evolutivo. Se ha demostrado que, gracias a estas propiedades, los algoritmos genéticos

ofrecen una herramienta robusta para buscar soluciones de buena calidad en espacios de búsqueda de gran complejidad.

En particular, para la calibración de modelos constitutivos con numerosos parámetros interdependientes, la capacidad para realizar una exploración global y descubrir combinaciones óptimas de parámetros sin necesidad de recurrir a simplificaciones analíticas constituye una ventaja crítica. Cabe señalar, sin embargo, que estas fortalezas intrínsecas de los algoritmos genéticos implican un costo computacional considerable. Al evaluar múltiples soluciones por generación a lo largo de numerosas iteraciones, el número total de simulaciones necesarias puede incrementarse sustancialmente. No obstante, los avances en computación de alto rendimiento, junto con la posibilidad de ejecutar simulaciones en paralelo para distintos individuos, permiten mitigar este inconveniente de forma significativa. En consecuencia, en problemas complejos de identificación paramétrica donde la precisión es prioritaria y los métodos tradicionales enfrentan limitaciones, los algoritmos genéticos resultan especialmente adecuados, aun teniendo en cuenta el mayor esfuerzo computacional requerido.

Con el propósito de situar adecuadamente el método basado en algoritmos genéticos en el contexto más amplio de la identificación paramétrica, es opportuno realizar una breve comparación conceptual frente a técnicas clásicas de optimización.

Métodos basados en gradiente (deterministas locales): Técnicas como el descenso de gradiente o el algoritmo de Levenberg-Marquardt (un método de Gauss-Newton modificado) utilizan información derivativa para guiar la búsqueda de mínimos. Si bien suelen converger rápidamente hacia un mínimo cercano cuando la superficie de error es quasi-convexa y la estimación inicial es adecuada, presentan riesgos considerables de convergencia a óptimos locales en problemas con múltiples mínimos locales. En la identificación de parámetros de modelos constitutivos complejos, es común que coexistan diferentes conjuntos de parámetros que expliquen parcialmente los datos, generando varios mínimos locales en la función de error. Un método de gradiente típico detectará un valle cercano al punto inicial y refinará la solución allí, sin garantía de que dicho valle corresponda al óptimo global. Además, estos métodos requieren que la función objetivo sea diferenciable y calculan o aproximan el gradiente, lo cual puede introducir errores cuando la evaluación del modelo es ruidosa o numéricamente inestable. En nuestro caso, la dependencia en simulaciones con Ls-Dyna dificulta obtener gradientes exactos; a menudo habría que recurrir a diferencias finitas con simulaciones múltiples, incrementando aún más el costo computacional y potencialmente introduciendo ruido en la derivada. Por último, la eficacia de métodos como Levenberg-Marquardt depende fuertemente de la calidad de un valor inicial de los parámetros cercano a la solución verdadera, algo que no siempre está garantizado en modelos altamente no lineales.

Métodos deterministas no basados en gradiente: Existen algoritmos de optimización directa o heurísticas deterministas (por ejemplo, búsqueda exhaustiva en mallas, Nelder-Mead, métodos de patrones, entre otros) que no requieren gradientes. Estos métodos siguen trayectorias prefijadas o reglas deterministas para explorar el espacio de búsqueda. Si bien pueden encontrar óptimos globales en problemas simples o bien comportados, en problemas de alta dimensión con superficies complejas pueden igualmente quedarse atrapados en regiones subóptimas debido a la falta de mecanismos efectivos para escapar de mínimos locales. Su exploración del espacio suele ser menos eficiente comparada con la de los AG, ya que no aprovechan una población de soluciones ni introducen variabilidad aleatoria significativa. En consecuencia, frente a un problema con múltiples parámetros y posible ruido experimental, estos métodos deterministas pueden requerir un número muy elevado de evaluaciones para aproximarse al óptimo global, o pueden simplemente converger a una solución subóptima dependiendo de la secuencia determinista de exploración que sigan.

En contraste con lo anterior, los algoritmos genéticos ofrecen paralelismo intrínseco y diversidad en la búsqueda, al evaluar muchas soluciones simultáneamente y renovar constantemente la población de candidatos. Esto les permite explorar regiones amplias del espacio de parámetros y evitar la dependencia estricta de un punto de partida único, mitigando las limitaciones señaladas de los métodos de gradiente y otros métodos deterministas.

Diversos estudios han subrayado que los AG pueden abordar con éxito problemas de optimización donde métodos tradicionales fracasan o resultan poco fiables.

La eficacia de los algoritmos genéticos (y de otros algoritmos evolutivos) en la identificación de parámetros de modelos constitutivos complejos ha quedado bien demostrada. Eggertsen y Mattiasson [111] aplicaron técnicas de optimización inversa mediante LS-OPT (el módulo de optimización de Ls-Dyna) para identificar parámetros de endurecimiento en modelos de láminas metálicas. En dos estudios complementarios calibraron los parámetros del modelo Yoshida-Uemori a partir de ensayos de flexión en tres puntos y de tracción-compresión, encontrando que la estrategia de optimización automática producía resultados mucho más precisos que el método clásico de calibración manual. De hecho, reportaron mejoras significativas en la capacidad de predicción del *springback* al optimizar globalmente los parámetros del material, en comparación con usar valores ajustados por métodos tradicionales. Estos trabajos evidenciaron la importancia de emplear algoritmos de optimización para capturar fenómenos como el efecto Bauschinger de forma más exacta. Leem et al. [112] emplearon un algoritmo genético para llevar a cabo la calibración del modelo de endurecimiento Yoshida-Uemori en una aleación de aluminio (AA5754-O). Mediante este enfoque evolucionario lograron ajustar con éxito los parámetros que describen el endurecimiento cinemático, mejo-

rando la precisión de las simulaciones de embutición incremental al considerar el efecto Bauschinger. Sus resultados mostraron que el AG pudo evitar soluciones locales subóptimas y refinar la respuesta del modelo constitutivo, en contraste con aproximaciones más simplificadas. Este trabajo demuestra concretamente la viabilidad de integrar AG con códigos de elementos finitos aunque en este caso utilizando un modelo de un elemento único en Ls-Dyna para iterar la evaluación del material.

Mahmoudi et al. [113] en un estudio relacionado, centrado en un modelo de endurecimiento cinemático tipo Chaboche, aplicaron un algoritmo genético multi-objetivo para determinar el conjunto de parámetros que mejor reproducía el comportamiento cíclico del material. Su enfoque consideró simultáneamente múltiples criterios de ajuste (minimización conjunta de errores en distintas curvas de carga-descarga) aprovechando las capacidades multiobjetivo de los AG. Los autores destacan que la selección de límites adecuados para cada parámetro en el AG es crucial para la eficiencia de la búsqueda, y reportan que los parámetros obtenidos mediante optimización genética produjeron resultados más fiables que los métodos clásicos de identificación.

En conjunto, estas investigaciones consolidan la idea de que las técnicas metaheurísticas superan las limitaciones de los métodos deterministas locales en la identificación de parámetros de modelos constitutivos complejos, proporcionando soluciones más cercanas al óptimo global y mejorando la predictibilidad de las simulaciones numéricas.

4.6.3. Flujo metodológico de la optimización

Con el objetivo de identificar y ajustar el modelo constitutivo de Yoshida-Uemori para su aplicación en procesos de conformado metálico, se ha diseñado un flujo de trabajo que integra de manera secuencial y coherente la experimentación física, la simulación numérica mediante elementos finitos y la optimización de parámetros a través de algoritmos evolutivos. La Figura 4.6.1 ilustra, de forma esquemática, la estructura y la interrelación de las distintas fases que componen esta metodología, organizadas en tres bloques diferenciados: la fase experimental (recuadro rojo), la fase de procesamiento y optimización de parámetros (recuadro azul) y la fase de simulación numérica (recuadro amarillo).

1. **Bloque experimental** En esta primera fase se desarrolla la campaña experimental orientada a obtener la respuesta mecánica de las probetas en condiciones controladas. El plan de ensayos contempla 36 variantes, derivadas de la fabricación de geometrías tipo U y W, la combinación de diferentes radios de la matriz intercambiable (R5, R8 y R12, mostrados en la Figura 4.3.3), diferentes fuerzas de pisado (500 N y 1000 N) y el recorte de probetas con distintas orientaciones respecto la dirección de

laminación (0° , 45° , 90°). Durante los ensayos se registraron las curvas fuerzadesplazamiento del punzón y se realizaron mediciones de las geometrías finales tras el retorno elástico de las piezas. Estas mediciones proporcionan los parámetros geométricos experimentales necesarios para la comparación con las simulaciones y para la calibración del modelo constitutivo.

2. **Bloque de procesamiento y optimización de parámetros** La segunda etapa consiste en el tratamiento y análisis de los datos experimentales, así como en la implementación del algoritmo genético encargado de estimar los parámetros óptimos del modelo Yoshida-Uemori (**MAT_242** en Ls-Dyna). El procedimiento se inicia con la definición de una población inicial de individuos, cada uno asociado a un conjunto de parámetros del modelo, cuya aptitud se evalúa mediante la simulación numérica de las 36 variantes experimentales. A través de operadores evolutivos como la mutación gaussiana, el cruce (*Simulated Binary Crossover*, SBX) y estrategias elitistas, la población evoluciona generación tras generación hasta que apenas se observan mejoras entre iteraciones consecutivas. Esta etapa se encuentra completamente automatizada mediante *scripts* en Python, permitiendo la gestión simultánea de múltiples simulaciones en paralelo y la actualización dinámica de los parámetros.
3. **Bloque de simulación numérica** La última fase corresponde a la simulación del proceso de conformado en Ls-Dyna, empleando modelos de elementos finitos de tipo *shell*, formulaciones avanzadas de contacto y movimientos prescritos que permiten reproducir con fidelidad las condiciones experimentales. El material se describe mediante la ley constitutiva **MAT_242**, en la que se integran los parámetros del modelo Yoshida-Uemori previamente determinados por el algoritmo genético. A partir de los resultados de cada simulación, un *script* adicional extrae los parámetros geométricos de la probeta simulada, los cuales se comparan con sus homólogos experimentales, constituyendo la retroalimentación del proceso de optimización.

Este esquema metodológico permite cerrar el bucle entre experimento, simulación y optimización, garantizando que los parámetros identificados reflejen con alta fidelidad el comportamiento real del material en condiciones de carga y descarga propias del proceso de conformado.

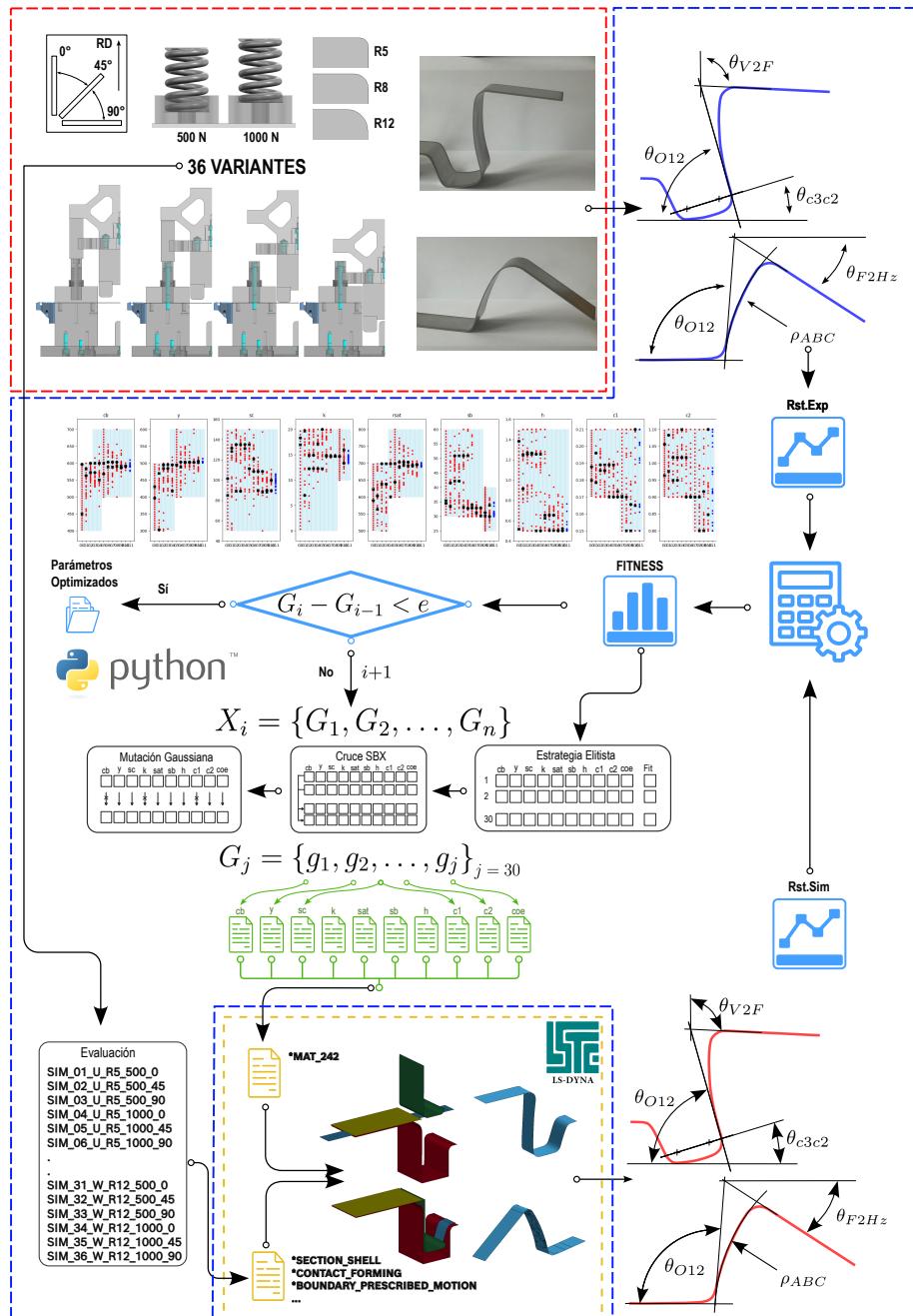


Figura 4.6.1: Diagrama del algoritmo genético completo.

4.6.4. Espacio Paramétrico

El espacio paramétrico definido para la optimización del modelo constitutivo YU en Ls-Dyna comprende diez parámetros clave, cada uno representado como un gen dentro del cromosoma de cada individuo utilizado en el algoritmo genético. Estos parámetros gobiernan directamente el comportamiento mecánico del material, incluyendo la respuesta plástica, los mecanismos de endurecimiento isotrópico y cinemático, así como la saturación y evolución del endurecimiento durante procesos de deformación plástica y la variación del módulo de elasticidad asociada a estos fenómenos. En consecuencia, cada individuo en este algoritmo genético se define mediante el siguiente conjunto de parámetros:

$$\mathbf{G}_{i,j} = [cb, y, sc, k, rsat, sb, h, c_1, c_2, coe] \quad (4.1)$$

donde $\mathbf{G}_{i,j}$ representa al individuo j de la generación i . Cada componente (gen) del vector corresponde a un parámetro específico del espacio paramétrico. Todos estos parámetros se recogen en la Tabla 3.3.7.

Los rangos establecidos para cada parámetro en el algoritmo genético se han definido tomando como base resultados obtenidos en estudios anteriores [99] y han sido deliberadamente ampliados con el fin de ensanchar el espacio paramétrico de búsqueda. Esta estrategia permite una exploración más exhaustiva y generalizada, facilitando la identificación de combinaciones de parámetros potencialmente óptimas que podrían haber permanecido ocultas dentro de rangos más restringidos. Asimismo, esta ampliación del espacio paramétrico contribuye a robustecer la optimización, evitando convergencias prematuras o resultados sesgados por límites excesivamente restrictivos.

En la Tabla 4.6.1 se muestran los rangos iniciales considerados en este estudio; cabe destacar que, si durante el proceso de optimización se detecta una saturación o estancamiento en ciertos parámetros cerca de los límites, dichos rangos son ampliados antes del cálculo de la siguiente generación para garantizar una exploración eficaz del espacio de soluciones.

4.6.5. Primera Generación

El siguiente paso en la implementación del algoritmo genético radica en la creación de una población inicial de individuos. Para ello, se ha adoptado la técnica de muestreo denominada *Centered Latin Hypercube Sampling* (LHS) propuesta por [114]. Esta metodología asegura una distribución uniforme y representativa de los individuos iniciales dentro del espacio multidimensional determinado por los parámetros del problema, promoviendo así una exploración eficiente del espacio de búsqueda durante las primeras etapas del proceso evolutivo.

Se genera una muestra de puntos distribuidos uniformemente dentro del es-

Parámetro	Mínimo	Máximo
cb	400.0	700.0
y	300.0	600.0
sc	50.0	150.0
k	0.0	20.0
$rsat$	500.0	800.0
sb	25.0	60.0
h	0.3	1.5
c_1	0.15	0.25
c_2	0.70	1.40
coe	15	50

Tabla 4.6.1: Rangos iniciales considerados para los parámetros.

spacio normalizado $[0,1]$, asegurando que cada dimensión quede cubierta por puntos espaciados uniformemente; después, son permutados aleatoriamente, garantizando diversidad y representatividad en la exploración inicial.

Una vez obtenidos estos puntos en el espacio unitario, se realiza una transformación lineal de los valores de $[0,1]$ a los intervalos reales definidos por cada parámetro vistos en la Tabla 4.6.1. Así, cada punto generado corresponde a un conjunto específico y diverso de parámetros en el espacio real del problema.

Cada generación del algoritmo genético se compone de un conjunto fijo de 30 individuos. Esta elección se basa en mantener un equilibrio adecuado entre diversidad y capacidad computacional. Al definir un número específico de individuos por generación, se asegura consistencia en el proceso evolutivo, permitiendo una comparación uniforme entre generaciones sucesivas. Además, con 30 individuos, se garantiza suficiente variabilidad para explorar exhaustivamente el espacio de parámetros sin incurrir en costos computacionales excesivos. De esta forma, la población inicial (primera generación o generación 0) consta de estos 30 individuos generados mediante LHS, mientras que generaciones subsecuentes mantendrán este mismo tamaño poblacional constante, reemplazando o modificando los individuos según los criterios evolutivos establecidos. Además, este enfoque fijo facilita la gestión sistemática del proceso evolutivo y la interpretación de resultados.

4.6.6. Metodología y Gestión Computacional en Paralelo a Gran Escala

Tras analizar los resultados experimentales obtenidos, se observa que la variación en la velocidad del punzón no provoca diferencias significativas en los

resultados. En consecuencia, y con el objetivo de optimizar el uso de recursos computacionales, se determinó realizar la evaluación de todos los individuos a una única velocidad de 100 mm/min.

De acuerdo con esta decisión metodológica, cada individuo del estudio será sometido a un conjunto de 36 simulaciones, cubriendo exhaustivamente las condiciones necesarias para una evaluación precisa y comparativa del desempeño de los parámetros involucrados.

4.3.1

Ref	R	Tipo	BHF	RD	Ref	R	Tipo	BHF	RD
	(mm)		(N)	(°)		(mm)		(N)	(°)
1	5	U	500	0	19	8	W	500	0
2	5	U	500	45	20	8	W	500	45
3	5	U	500	90	21	8	W	500	90
4	5	U	1000	0	22	8	W	1000	0
5	5	U	1000	45	23	8	W	1000	45
6	5	U	1000	90	24	8	W	1000	90
7	5	W	500	0	25	12	U	500	0
8	5	W	500	45	26	12	U	500	45
9	5	W	500	90	27	12	U	500	90
10	5	W	1000	0	28	12	U	1000	0
11	5	W	1000	45	29	12	U	1000	45
12	5	W	1000	90	30	12	U	1000	90
13	8	U	500	0	31	12	W	500	0
14	8	U	500	45	32	12	W	500	45
15	8	U	500	90	33	12	W	500	90
16	8	U	1000	0	34	12	W	1000	0
17	8	U	1000	45	35	12	W	1000	45
18	8	U	1000	90	36	12	W	1000	90

Tabla 4.6.2: Listado de las 36 simulaciones. Ref: número de simulación; R: radio de la matriz; Tipo: geometría (U/W); BHF: fuerza del pisador; RD: ángulo de corte respecto a la dirección de laminación.

En el presente estudio, cada generación está conformada por 30 individuos, y a cada uno de ellos se le someten a 36 simulaciones independientes, lo que se traduce en un total de 1080 ejecuciones por generación(a su vez cada ejecución comprende dos etapas, una simulación de conformado(explicita) y otra simulación de *springback* (implícita)). Con el propósito de automatizar la

totalidad del procesos desde la creación de cada individuo hasta la recolección de resultados se ha desarrollado una implementación en Python basada en un diseño modular.

Para llevar a cabo las simulaciones, se generaron archivos independientes correspondientes a las diferentes mallas empleadas para representar detalladamente la geometría del modelo experimental. Se ha elaborado una malla específica para cada una de las matrices utilizadas, identificadas como R5, R8 y R12. Adicionalmente, cada matriz presenta dos configuraciones geométricas diferenciadas en función de la presencia o ausencia del inserto central: una configuración que incluye dicho inserto para generar una geometría tipo W, y otra configuración sin el inserto para obtener una geometría tipo U. En consecuencia, se han generado en total seis mallas distintas, asegurando así la adecuada representación geométrica requerida para el análisis comparativo entre las diversas configuraciones experimentales.

La organización de este extenso conjunto de simulaciones ha sido estructurada mediante una jerarquía de carpetas claramente definida. El primer nivel corresponde a la generación específica. El segundo nivel representa a cada individuo dentro de dicha generación; aquí, cada carpeta alberga tanto las simulaciones requeridas para su evaluación como los resultados obtenidos. Finalmente, el tercer nivel corresponde individualmente a cada simulación de evaluación realizada. Dentro de este tercer nivel se distinguen dos subcarpetas: una destinada exclusivamente a la simulación del proceso de embutición y otra al proceso de *springback*. Ambas subcarpetas contienen todos los archivos requeridos por el solver de Ls-Dyna para ejecutar correctamente la simulación correspondiente y en dichas carpetas serán guardados los resultados.

El *script* desarrollado recorre secuencialmente la tabla que contiene la configuración de las 36 simulaciones previstas, generando en cada iteración la estructura de carpetas requerida junto con los archivos necesarios para la ejecución específica de cada simulación. Para establecer adecuadamente el valor de la fuerza del pisador (BHF), el *script* modifica dinámicamente uno de los archivos de configuración según el valor correspondiente especificado. Posteriormente, un segundo *script* es ejecutado con la finalidad de actualizar los parámetros del modelo de material conforme a los valores particulares del individuo bajo evaluación. Este mismo *script* ajusta además el parámetro RD, dado que ambos valores están ubicados en la misma ficha de entrada de Ls-Dyna, tal y como se especifica en la Tabla 3.3.7.

Una vez generada la estructura completa de carpetas correspondiente a cada generación, se procede al envío para su resolución numérica. Para este propósito, se ha empleado un clúster computacional compuesto por ocho nodos, cada uno equipado con 40 núcleos de procesamiento. Dependiendo de la disponibilidad del clúster durante la ejecución de las simulaciones, se han utilizado configuraciones de cuatro o seis nodos simultáneamente. El gestor

empleado para administrar esta paralelización masiva ha sido Microsoft HPC Pack 2019 [115].

La estrategia de paralelización adoptada ha consistido en la creación de un *job* por cada simulación correspondiente a la evaluación individual, alcanzando un total de 1080 *jobs*. Cada uno de estos *jobs* comprende dos *tasks*, siendo la primera la simulación del proceso de embutición y la segunda la correspondiente a la simulación del *springback*. Estas *tasks* se ejecutan de manera secuencial dentro de cada *job*, mientras que los *jobs* se procesan de forma paralela.

Cada *job* se ejecuta utilizando 20 núcleos de procesamiento, lo cual permite la ejecución simultánea de entre ocho y doce *jobs*, dependiendo de los recursos disponibles en el momento. Los *jobs* restantes quedan en cola. Todo este procedimiento esta gestionado con un *script* en Python.

4.6.7. Evaluacion de Individuos

En esta sección se detalla el procedimiento de evaluación automatizada de los individuos.

4.6.7.1. Automatización de la ejecución y monitoreo de simulaciones

La evaluación de cada individuo generado consiste en dos tareas principales: la simulación del proceso de embutición profunda y la simulación subsecuente del retorno elástico (*springback*). Estas tareas se gestionan mediante scripts específicos que interactúan con el gestor HPC Pack 2019 para maximizar la eficiencia en el uso de recursos computacionales como se vio anteriormente. Un script desarrollado en Python se ejecuta en paralelo al clúster de simulación con el objetivo de monitorizar constantemente el estado de los trabajos enviados al gestor HPC Pack. Este script consulta periódicamente al gestor para determinar si un trabajo específico ha finalizado su ejecución. Al detectar la finalización de una tarea, este mismo script invoca inmediatamente otro script de postprocesamiento correspondiente, optimizando así el flujo de trabajo y minimizando tiempos muertos.

4.6.7.2. Postprocesamiento automatizado de resultados

Para la simulación de embutición, el postprocesamiento automatizado se lleva a cabo mediante un script de LS-PrePost que se ejecuta en modo batch. Este script extrae dos curvas fundamentales del proceso simulado:

- Desplazamiento del punzón frente al tiempo.
- Reacción de la matriz frente al tiempo.

Estas dos curvas se combinan posteriormente mediante un script adicional de Python para generar la curva Fuerza del punzón frente al desplazamiento. Esta curva combinada se emplea para dos propósitos específicos durante las etapas del estudio:

1. **Calibración del coeficiente de fricción:** en las etapas iniciales del estudio, se utiliza la comparación entre las fuerzas simuladas y experimentales para ajustar el coeficiente de fricción de la interfaces punzón-probeta, pisadores-probeta y matriz-probeta.
2. **Validación del modelo constitutivo:** en etapas posteriores, estas curvas sirven como parámetros externos, ya que la fuerza ejercida por el punzón es una condición de contorno externa que el modelo debe satisfacer .

Todos los resultados obtenidos durante el postprocesamiento automatizado se guardan ordenadamente en archivos específicos dentro de carpetas correspondientes a cada individuo evaluado, facilitando su posterior análisis y almacenamiento sistemático.

Una vez completada la simulación del *springback* (Task 2), otro script de LS-PrePost automatizado se encarga del postprocesamiento de los resultados obtenidos. Este script extrae las coordenadas finales de los nodos que constituyen la malla deformada del modelo después del *springback*. Las coordenadas se almacenan de manera organizada en archivos de resultados, también clasificados en sus carpetas específicas.

4.6.7.3. Medición de Probetas numéricas

El resultado geométrico de la simulación del *springback* es una nube de puntos en 3D, tal y como se ilustra en la Figura 4.6.2. Para caracterizar geométricamente las probetas representadas por esta nube de puntos, se implementó una metodología computacional basada en la determinación del contorno exterior mediante la técnica conocida como *Alpha Shape*(α -shape), introducida por Edelsbrunner y Mücke [116], la cual permite definir una envolvente poligonal adaptada al conjunto de puntos tridimensionales resultantes de la simulación. En primer lugar se proyectan los puntos sobre el plano bidimensional , simplificando así el análisis geométrico posterior. Se genera un contorno cóncavo sobre estos puntos proyectados utilizando un valor de $\alpha = 0,2$, elegido empíricamente para garantizar una adecuada definición del borde sin incluir regiones internas irrelevantes. En los casos donde se obtuvo una estructura multipoligonal, se selecciona automáticamente el polígono de mayor área, garantizando así la representatividad del límite.

A continuación, se determina cuáles de los puntos proyectados pertenecen efectivamente al borde generado. Para ello, se utilizó una tolerancia espacial

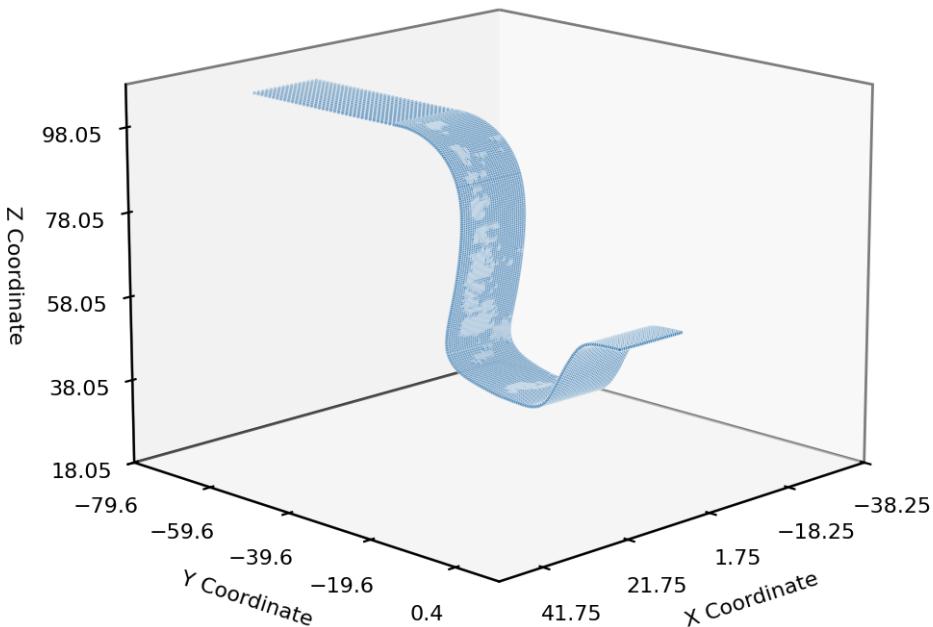


Figura 4.6.2: Nube de puntos tridimensional obtenida del análisis numérico del *springback* correspondiente a la simulación `SIM_34_W_R12_1000_0`

de $4.5 \cdot 10^{-3}$, asegurando precisión en la identificación de los nodos sobre el contorno definido.

Luego, los puntos identificados son ordenados secuencialmente a lo largo del perímetro, utilizando la proyección de estos puntos sobre la línea del contorno como criterio principal. Este ordenamiento facilita la detección posterior de esquinas y la segmentación del perímetro.

Se realiza la identificación de las esquinas del contorno mediante un análisis basado en los ángulos formados por segmentos consecutivos. Se consideró un umbral angular mínimo de 60° , permitiendo así una distinción clara entre segmentos rectilíneos y vértices significativos en la geometría de la probeta. El contorno es segmentado en aristas definidas por estas esquinas identificadas, generando así conjuntos discretos de puntos tridimensionales. Entre todas las aristas generadas, se identifica específicamente aquella que presenta el mayor valor promedio en la coordenada X, tal y como se ilustra en la Figura 4.6.3, siendo la lista de nodos de este segmento el perfil a analizar de la probeta.

El análisis de los perfiles sigue exactamente la metodología descrita previamente en la sección experimental 4.4.3. De esta manera, se mantiene consistencia en la evaluación del perfil, asegurando que los resultados obtenidos del modelo numérico puedan compararse de manera directa y fiable con los resultados experimentales.

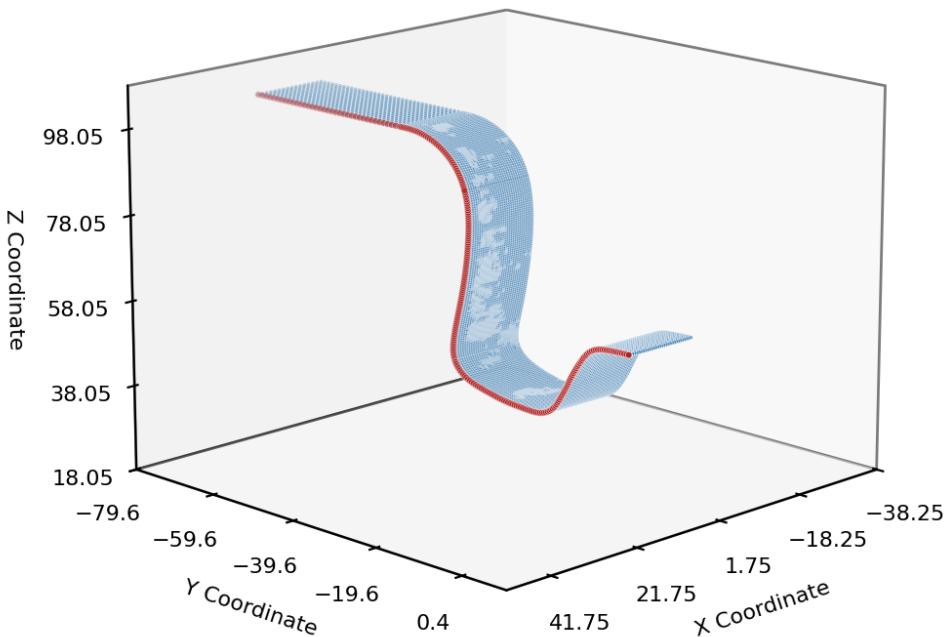


Figura 4.6.3: Perfil geométrico transversal seleccionado para el análisis geométrico, obtenido del análisis numérico del *springback* correspondiente a la simulación SIM_34_W_R12_1000_0

Se aplican los mismos procedimientos de caracterización dimensional y geométrica detallados en dicha sección. Esta coherencia metodológica garantiza una evaluación robusta y comparable entre ambos conjuntos de resultados, fortaleciendo la validez del estudio numérico presentado. Las Figuras 4.6.4 y 4.6.5 muestran los resultados numéricos para dos individuos de diferentes generaciones y simulaciones.

4.6.7.4. Evaluación de la Función Objetivo (Fitness)

El cálculo del *fitness*, utilizado para evaluar la calidad de los individuos en el algoritmo de optimización propuesto, se efectúa mediante un procedimiento que contempla las diferencias absolutas existentes entre los resultados numéricos y los datos experimentales obtenidos. Estas diferencias son posteriormente ajustadas mediante factores de ponderación específicos que reflejan la importancia relativa asignada a cada criterio evaluado.

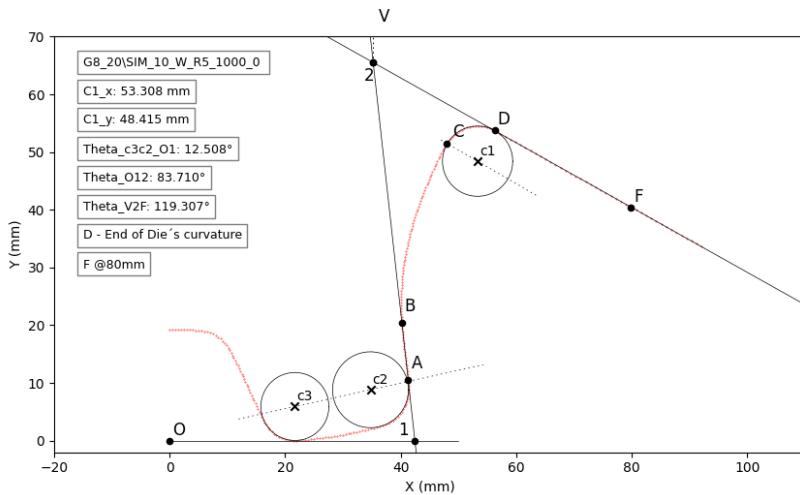


Figura 4.6.4: Resultados numéricos para el individuo 20 de la Generación 8 para la simulación SIM_10_W_R5_1000_0

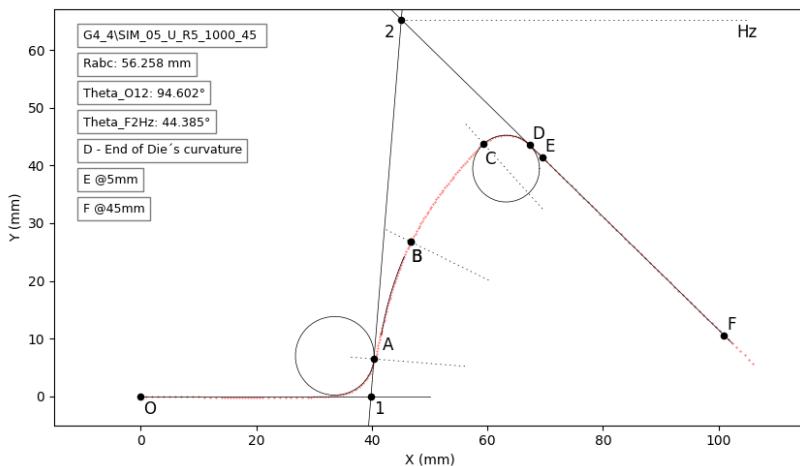


Figura 4.6.5: Resultados numéricos para el individuo 4 de la Generación 4 para la simulación SIM_05_U_R5_1000_45

Para el caso particular de la geometría en forma de U, los criterios considerados son las variables θ_{O12} , ρ_{ABC} y θ_{F2Hz} . Para la geometría tipo W, los criterios evaluados corresponden a las variables θ_{O12} , θ_{c3c2} y θ_{V2F} .

El vector que define el *fitness* para cada geometría queda establecido como sigue:

Para la geometría en forma de U:

$$\text{fitness}_U = [\theta_{O12}, \rho_{ABC}, \theta_{F2Hz}], \quad (4.2)$$

y para la geometría tipo W:

$$\text{fitness}_W = [\theta_{O12}, \theta_{c3c2}, \theta_{V2F}]. \quad (4.3)$$

Inicialmente, se define una métrica preliminar del *fitness* empleando la siguiente expresión:

$$\text{fitness}_i = \frac{1}{1 + |\text{dev}_i|}, \quad (4.4)$$

donde dev_i representa la desviación absoluta calculada entre los valores numéricos y experimentales para cada criterio i . Esta formulación asegura que valores menores de desviación conduzcan a valores superiores de *fitness*, indicando así una mejor correspondencia entre los resultados simulados y los experimentales.

Finalmente, para representar la relevancia diferencial asignada a cada criterio, se utilizan factores específicos de ponderación definidos mediante el siguiente vector:

$$w = [1, 1, 2]. \quad (4.5)$$

donde a la tercera componente se le otorga mayor peso, dado que es la variable que mejor caracteriza la geometría final. Posteriormente, se realiza una normalización de estos pesos mediante la ecuación:

$$w_{\text{norm}} = \frac{w}{\sum w}, \quad (4.6)$$

lo que asegura que la suma total de los pesos normalizados sea igual a uno, facilitando así la comparación y combinación lineal equilibrada de los criterios.

Finalmente, el fitness final para cada individuo del algoritmo se determina mediante un producto escalar entre el vector de fitness preliminar y los pesos normalizados, como se indica en la siguiente ecuación:

$$\text{fitness}_{\text{final}} = \sum_i \text{fitness}_i \times (w_{\text{norm}})_i \quad (4.7)$$

Este procedimiento asegura una evaluación rigurosa y equilibrada, permitiendo que el algoritmo de optimización pueda seleccionar individuos que mejor representen las soluciones óptimas para el problema planteado.

4.6.8. Evolucion

El método evolutivo del algoritmo genético presentado sigue un esquema clásico enriquecido con técnicas avanzadas específicas como el cruce SBX (Simulated Binary Crossover) y la mutación gaussiana con control de límites. El proceso, descrito paso a paso en términos metodológicos, se puede desglosar como sigue:

4.6.8.1. Representación de Individuos y Evaluación de Aptitud

Cada individuo en el algoritmo está representado mediante un vector numérico que consta de 10 parámetros. La calidad o rendimiento de estos individuos se cuantifica mediante una función de aptitud (*fitness*), evaluada previamente a través de simulaciones numéricas. Estos resultados se almacenan en archivos CSV para su posterior uso y análisis.

4.6.8.2. Selección y Elitismo

La selección de individuos para la generación siguiente se lleva a cabo utilizando un enfoque combinado de elitismo y selección por ranking. El elitismo garantiza que los mejores individuos (mayor aptitud) sean preservados íntegramente en cada generación, mientras que la selección por ranking implica ordenar a los individuos según su aptitud decreciente y elegir los mejores para cruzamiento, manteniendo una presión selectiva adecuada. La presión selectiva específica empleada en este algoritmo genético es moderadamente alta, basada en los mecanismos descritos:

- **Elitismo:** Al conservar explícitamente un número reducido (en este caso 2 individuos) de élite, el algoritmo impone una presión selectiva considerable, asegurando que las soluciones de mayor calidad persistan sin modificaciones sustanciales.
- **Selección por ranking:** Al seleccionar únicamente los mejores 10 individuos (de una población total de 30) para generar descendencia mediante cruce, se promueve activamente que la generación siguiente derive de individuos de alta calidad. Esto implica que alrededor del 33 % superior de la población ejerce control sobre la generación futura.

4.6.8.3. Cruce Binario Simulado (SBX)

El operador de Cruce Binario Simulado (Simulated Binary Crossover, SBX) [117] representa una técnica avanzada dentro de los algoritmos genéticos para espacios continuos, diseñada específicamente para abordar las limitaciones inherentes a los operadores clásicos de cruce que fueron originalmente desarrollados para representaciones discretas o binarias. Estos operadores clásicos

pueden resultar inadecuados cuando se aplican a parámetros continuos, ya que no preservan la continuidad del espacio paramétrico, generando soluciones potencialmente discontinuas o fragmentadas.

El operador SBX aprovecha la continuidad del espacio paramétrico generando descendientes mediante una combinación probabilística continua de los parámetros parentales. Esto permite crear soluciones intermedias que exploran suavemente la región entre los dos padres.

Dados dos padres p_1 y p_2 con valores reales para cada parámetro i , el operador genera dos descendientes c_1 y c_2 mediante el siguiente proceso:

1. Generar un número aleatorio uniforme $u \in [0, 1]$.
2. Calcular el factor de distribución β_q , dependiente de u y η_c :

$$\beta_q = \begin{cases} (2u)^{\frac{1}{\eta_c+1}}, & \text{si } u \leq 0,5 \\ [2(1-u)]^{-\frac{1}{\eta_c+1}}, & \text{si } u > 0,5 \end{cases}$$

3. Combinar linealmente los parámetros de los padres para generar los descendientes:

$$c_1[i] = 0,5 [(1 + \beta_q)p_1[i] + (1 - \beta_q)p_2[i]]$$

$$c_2[i] = 0,5 [(1 - \beta_q)p_1[i] + (1 + \beta_q)p_2[i]]$$

Un parámetro clave en SBX es el *índice de distribución* (η_c), que regula cómo los descendientes se distribuyen alrededor de los progenitores:

- **Exploración (η_c bajo):** valores menores de η_c (aproximadamente entre 2 y 5) favorecen la generación de descendientes dispersos que exploran nuevas áreas del espacio de búsqueda. Si η_c es bajo (por ejemplo, $\eta_c = 2$): el exponente es $\frac{1}{3} \approx 0,33$. Un exponente pequeño permite que β_q tome valores más alejados de 1, generando hijos muy diferentes a los padres (**exploración**).
- **Explotación (η_c alto):** valores mayores (aproximadamente entre 10 y 20) generan descendientes cercanos a los padres, refinando soluciones ya prometedoras. Si η_c es alto (por ejemplo, $\eta_c = 20$): el exponente es $\frac{1}{21} \approx 0,047$. Un exponente muy cercano a cero fuerza a que β_q tome valores próximos a 1, generando hijos casi idénticos a los padres (**explotación**).

En este estudio, el índice de distribución (η_c) utilizado en el operador SBX implementa una estrategia híbrida al adoptar valores específicos diferenciados según el parámetro.

Específicamente para el parámetro CB (primer parámetro del conjunto), se usa un índice de distribución de $\eta_c = 3,0$. Mientras que para los parámetros restantes, el índice de distribución predeterminado es de $\eta_c = 7,0$.

El parámetro CB en el modelo Yoshida-Uemori controla directamente el tamaño inicial de la superficie de fluencia F , descrito en la Sección 3.3.2.2, estableciendo la frontera desde la cual evoluciona la plasticidad durante la deformación cíclica. Dado que este parámetro determina la condición inicial clave del comportamiento plástico, es fundamental que su valor se explore ampliamente durante la optimización. Por ello, se adopta una estrategia de exploración reforzada para CB, estableciendo un valor mas bajo de η_c , lo que asegura un balance apropiado entre la amplitud de búsqueda (exploración) y el posterior refinamiento (explotación).

4.6.8.4. Mutación Gaussiana con Control de Límites

La mutación gaussiana constituye un mecanismo fundamental para introducir diversidad genética adicional en la población generada tras el cruce. Específicamente, este proceso modifica aleatoriamente ciertos individuos seleccionados, utilizando ruido procedente de una distribución normal centrada en cero con desviación estándar predeterminada σ .

Se inicia determinando el número exacto de individuos que serán sometidos a mutación a partir de la tasa de mutación(p_{mut}):

$$n_{\text{mut}} = \lceil p_{\text{mut}} \cdot n_{\text{desc}} \rceil, \quad p_{\text{mut}} \in [0, 1] \quad (4.8)$$

Esta expresión garantiza que una fracción controlada de la población generada experimente mutaciones, asegurando así una diversidad adecuada sin comprometer la estabilidad global del proceso evolutivo. La tasa de mutación utilizada ha sido $p_{\text{mut}} = 0,5$.

Una vez definidos los individuos específicos que serán mutados, se les aplica un ruido gaussiano generado a partir de una distribución normal centrada en cero y con desviación estándar especificada por el parámetro σ :

$$x_{\text{mutado}} = x_{\text{original}} + N(0, \sigma^2) \quad (4.9)$$

Para este estudio se ha utilizado $\sigma = 0,2$. Este tipo de perturbación introduce modificaciones continuas y suaves en los parámetros, favoreciendo una búsqueda local efectiva alrededor de los valores actuales y ocasionalmente permitiendo también saltos exploratorios más significativos.

Dado que la mutación gaussiana podría generar parámetros que se sitúen fuera del rango permitido, el método implementa un procedimiento para controlar dichos valores, restringiendo estrictamente los resultados de la mutación dentro de límites definidos explícitamente para cada parámetro. Este mecanismo garantiza que los parámetros mutados permanezcan en todo momento

dentro del intervalo válido, delimitado por límites inferiores y superiores especificados en la Tabla 4.6.1. De esta forma, se asegura la consistencia y validez de los individuos generados durante el proceso evolutivo del algoritmo. La formulación explícita empleada es:

$$x_{\text{final}} = \min (\max (x_{\text{mutado}}, x_{\text{min}} + \epsilon), x_{\text{max}} - \epsilon) \quad (4.10)$$

El pequeño parámetro adicional ϵ asegura que los valores mutados nunca toquen exactamente los límites.

4.6.8.5. Generación de Nueva Población

La población siguiente es formada por la combinación de:

- **Élites:** los mejores individuos conservados sin alteraciones significativas.
- **Descendientes generados:** individuos resultantes del cruce SBX y la mutación descritos anteriormente.

La nueva generación es documentada claramente mediante archivos CSV, registrando cada individuo y sus parámetros para futuras generaciones, completando así el ciclo evolutivo y preparando la siguiente iteración del algoritmo.

Capítulo 5

Resultados y Validación

5.1. Coeficiente de fricción en simulaciones de estampación en frío

La elección de simular el proceso de conformado mediante estampación en frío del acero inoxidable 1.4301 bajo condiciones secas (en ausencia de lubricación) responde a la necesidad de analizar un escenario tribológico claramente definido y altamente reproducible, común en numerosos estudios de referencia sobre procesos de conformado metálico. La ausencia de lubricantes permite simplificar el modelo numérico y eliminar variables adicionales que podrían introducir incertidumbres en la interpretación de los resultados.

En consecuencia, se ha adoptado un modelo clásico de fricción de Coulomb con un coeficiente constante. Este enfoque simplificado, aunque no contempla completamente la complejidad inherente al fenómeno tribológico real, es habitual en la literatura especializada para estudios fundamentales, permitiendo una caracterización inicial clara y una interpretación directa del efecto de la fricción sobre fenómenos críticos, como la distribución de tensiones, deformaciones, adelgazamientos localizados y la predicción del retorno elástico o *springback*.

Esta estrategia numérica y metodológica sigue una práctica extendida en investigaciones previas, como documentan numerosos estudios en procesos de conformado de chapas metálicas en condiciones secas, especialmente en etapas tempranas de investigación o cuando el objetivo central es evaluar el comportamiento plástico y elástico intrínseco del material bajo condiciones controladas.

Diversas fuentes especializadas en simulación numérica y tribología aplicada reportan valores en rangos relativamente estrechos para dicha condición de trabajo. Estos valores reflejan un consenso entre investigadores y aplicaciones industriales:

- **Valor tradicional:** En ausencia de datos específicos, suele emplearse

un valor estándar cercano a $\mu = 0,15$ [118]. Este valor se considera típico para condiciones de lubricación deficiente o procesos secos.

- **Estudios experimentales específicos para acero inoxidable**

1.4301: Investigaciones tribológicas han determinado coeficientes efectivos para condiciones secas en el rango $\mu = 0,19\text{--}0,23$ [119], corroborando valores próximos a $\mu = 0,20$ en superficies sin retención significativa de lubricante.

En ausencia de datos experimentales detallados, se recomienda utilizar un coeficiente constante de fricción cercano a $\mu = 0,20$ como punto de partida para simulaciones FEM de estampación en seco de acero inoxidable 1.4301.

5.1.1. Caracterización numérico-experimental del coeficiente de fricción

La adecuada selección del coeficiente de fricción en simulaciones FEM constituye uno de los aspectos críticos para garantizar resultados precisos en procesos de conformado en frío. En esta subsección, se presenta la validación del valor del coeficiente de fricción seleccionado ($\mu = 0,21$) mediante la comparación directa entre resultados numéricos y experimentales.

La determinación del coeficiente de fricción más adecuado se ha llevado a cabo mediante un análisis comparativo entre las curvas de fuerza del punzón frente a su desplazamiento, obtenidas numéricamente mediante simulaciones y aquellas registradas experimentalmente bajo condiciones reales de conformado sin lubricación. Una vez identificado el valor óptimo del coeficiente de fricción que reproduce con mayor fidelidad el comportamiento tribológico en la interfaz herramienta-chapa, se ha procedido a evaluar la sensibilidad de este parámetro frente a diversas variables relevantes, especialmente aquellas que serán consideradas posteriormente en un proceso de optimización basado en algoritmos genéticos.

Para determinar el valor óptimo del coeficiente de fricción, se ha realizado una serie de simulaciones paramétricas. De los 36 casos inicialmente analizados, se han seleccionado 6 representativos, correspondientes a las geometrías tipo U y W con tres radios diferentes de matriz (R5, R8 y R12). Durante este conjunto de simulaciones, los parámetros del modelo de material se han mantenido constantes, variando únicamente el coeficiente de fricción en un intervalo desde $\mu = 0,1$ hasta $\mu = 0,25$, con el fin de evaluar su influencia sobre el comportamiento tribológico en la interfaz herramienta-chapa. Para determinar el valor óptimo del coeficiente de fricción que mejor se ajusta a los resultados experimentales, se ha llevado a cabo un estudio basado en simulaciones paramétricas. De un total de 36 casos inicialmente considerados, se han seleccionado 6 configuraciones representativas que abarcan las geometrías tipo U y W para tres radios diferentes en la matriz (R5, R8 y R12).

La elección específica de estos casos se ha realizado de manera que los valores de fuerza del pisador, velocidad del punzón y orientación de la probeta respecto a la dirección de laminación estuviesen representados de la forma más completa y diversa posible. Durante estas simulaciones, los parámetros del modelo de material se han mantenido constantes, siendo el coeficiente de fricción el único parámetro variable, cuya variación se ha efectuado en un rango comprendido entre $\mu = 0,1$ y $\mu = 0,25$, con el objetivo final de identificar aquel valor que minimiza las diferencias respecto a los resultados experimentales obtenidos bajo condiciones reales. Las configuraciones específicas seleccionadas para este análisis paramétrico se resumen en la Tabla 5.1.1.

Tabla 5.1.1: Configuraciones seleccionadas para el estudio paramétrico del coeficiente de fricción.

ID		Radio	Fuerza	Orientación
Simulación	Tipo matriz	[mm]	pisador [N]	[°]
SIM_09_W_R5_500_90	W	5	500	90
SIM_23_W_R8_1000_45	W	8	1000	45
SIM_34_W_R12_1000_0	W	12	1000	0
SIM_05_U_R5_1000_45	U	5	1000	45
SIM_15_U_R8_500_90	U	8	500	90
SIM_30_U_R12_1000_90	U	12	1000	90

Cada una de las configuraciones numéricas seleccionadas cuenta con su correspondiente grupo de ensayos experimentales, conformado por seis pruebas en cada caso: tres repeticiones por configuración, realizadas a dos velocidades distintas del punzón. Aunque, como se ha indicado previamente, la velocidad del punzón no ejerce una influencia significativa en los resultados analizados, la inclusión de ensayos a distintas velocidades tiene como finalidad evaluar la reproducibilidad y consistencia del procedimiento experimental empleado. A continuación se presentan los resultados obtenidos mediante un análisis comparativo entre cuatro simulaciones numéricas realizadas con distintos valores del coeficiente de fricción y los resultados experimentales correspondientes, compuestos por seis ensayos para cada configuración geométrica. Concretamente, las Figuras 5.1.1, 5.1.2 y 5.1.3 muestran los resultados asociados a las geometrías tipo W, mientras que las Figuras 5.1.4, 5.1.5 y 5.1.6 recogen los resultados obtenidos para las geometrías tipo U. Como se observa en las figuras presentadas, las curvas de fuerza del punzón frente a desplazamiento obtenidas experimentalmente son adecuadamente reproducidas por el modelo numérico. Se evidencia claramente la diferencia en el comportamiento de las geometrías tipo U y W, donde el modelo captura con precisión la

interacción entre la probeta y la inserción que determina dicha geometría W. Esta interacción se manifiesta especialmente a los 34 mm de desplazamiento del punzón, valor a partir del cual la inserción ejerce su efecto más significativo sobre la deformación final de la probeta, tal y como se muestra en la Figura 4.3.4.

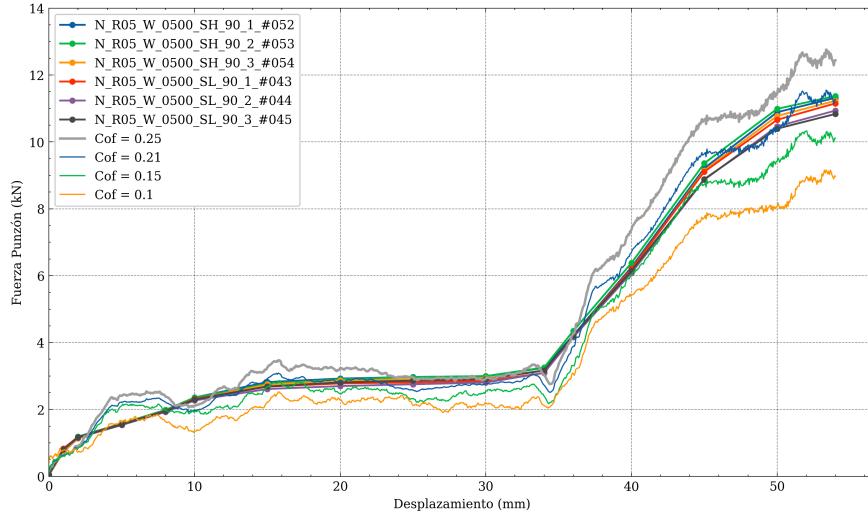


Figura 5.1.1: Comparación entre curvas fuerza-desplazamiento del punzón obtenidas experimentalmente (líneas continuas con marcadores) y mediante simulación numérica con diferentes coeficientes de fricción (líneas continuas sin marcadores), para la geometría tipo W con radio de matriz R5, fuerza de pisador 500 N y orientación de 90° respecto a la dirección de laminación.

Del análisis paramétrico realizado se concluye que el valor del coeficiente de fricción $\mu = 0,21$ es el que permite reproducir con mayor fidelidad las curvas experimentales en todas las configuraciones consideradas. Por consiguiente, este valor se establece como referencia para llevar a cabo posteriormente el estudio de sensibilidad de las variables críticas, cuya influencia será analizada detalladamente durante la fase de optimización mediante algoritmos genéticos.

5.1.2. Análisis de sensibilidad del coeficiente de fricción sobre variables clave del proceso de conformado

Una vez definido el valor óptimo del coeficiente de fricción, se realiza un estudio específico de sensibilidad para identificar la influencia del coeficiente de fricción sobre variables clave del proceso.

Se ha realizado un barrido completo del coeficiente de fricción desde $\mu = 0,05$ hasta $\mu = 0,35$. No obstante, el foco principal del análisis se centra en el

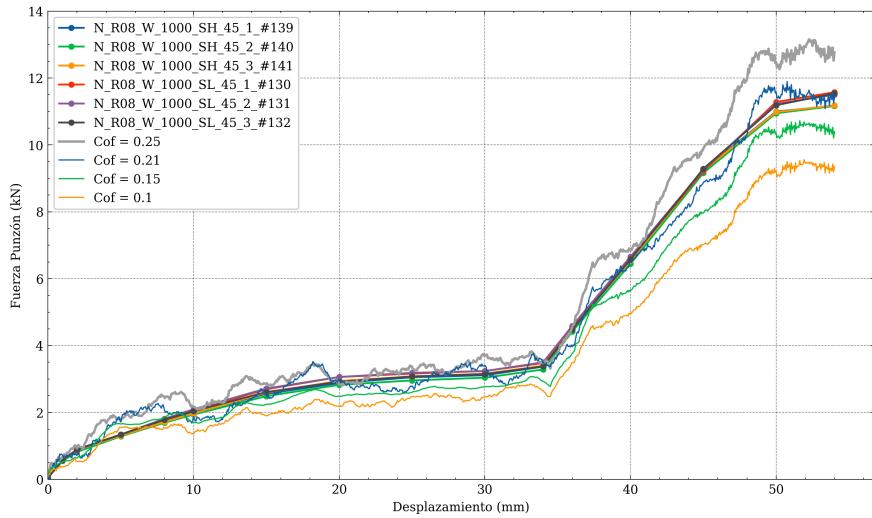


Figura 5.1.2: Comparación entre curvas fuerza-desplazamiento del punzón obtenidas experimentalmente (líneas continuas con marcadores) y mediante simulación numérica con diferentes coeficientes de fricción (líneas continuas sin marcadores), para la geometría tipo W con radio de matriz R8, fuerza de pisador 1000 N y orientación de 45° respecto a la dirección de laminación.

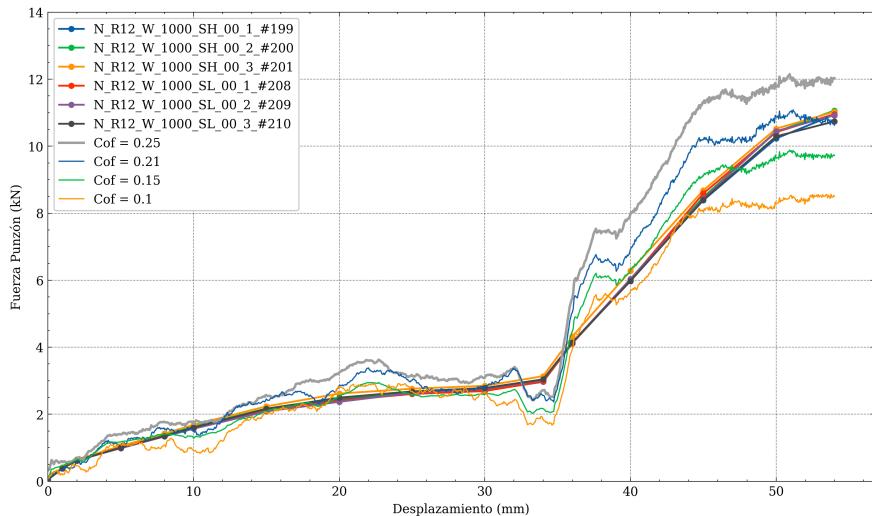


Figura 5.1.3: Comparación entre curvas fuerza-desplazamiento del punzón obtenidas experimentalmente (líneas continuas con marcadores) y mediante simulación numérica con diferentes coeficientes de fricción (líneas continuas sin marcadores), para la geometría tipo W con radio de matriz R12, fuerza de pisador 1000 N y orientación de 0° respecto a la dirección de laminación.

intervalo reducido de $\mu = 0,20$ a $\mu = 0,25$, donde se evalúa específicamente la

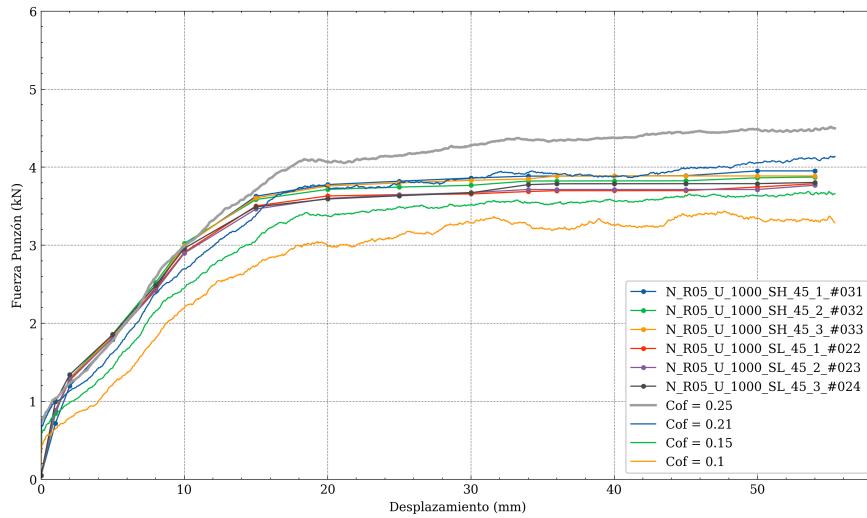


Figura 5.1.4: Comparación entre curvas fuerza-desplazamiento del punzón obtenidas experimentalmente (líneas continuas con marcadores) y mediante simulación numérica con diferentes coeficientes de fricción (líneas continuas sin marcadores), para la geometría tipo U con radio de matriz R5, fuerza de pisador 1000 N y orientación de 45° respecto a la dirección de laminación.

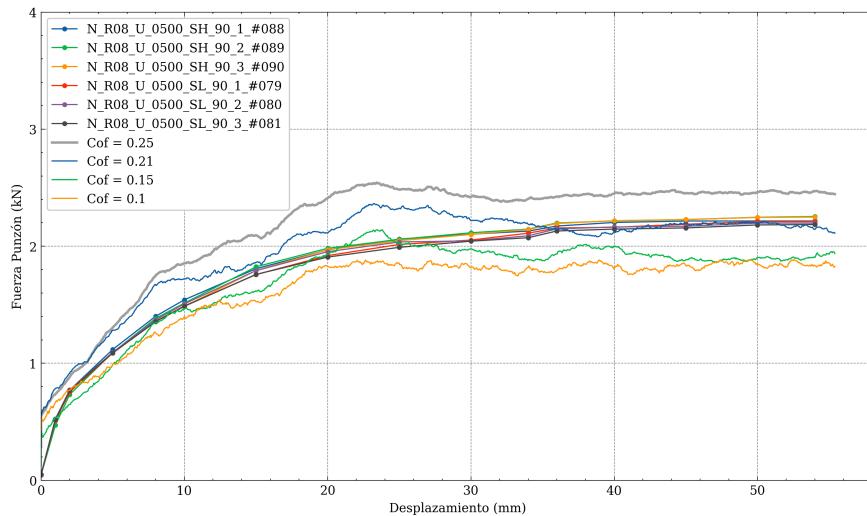


Figura 5.1.5: Comparación entre curvas fuerza-desplazamiento del punzón obtenidas experimentalmente (líneas continuas con marcadores) y mediante simulación numérica con diferentes coeficientes de fricción (líneas continuas sin marcadores), para la geometría tipo U con radio de matriz R8, fuerza de pisador 500 N y orientación de 90° respecto a la dirección de laminación.

sensibilidad y variabilidad asociada a pequeñas fluctuaciones del coeficiente

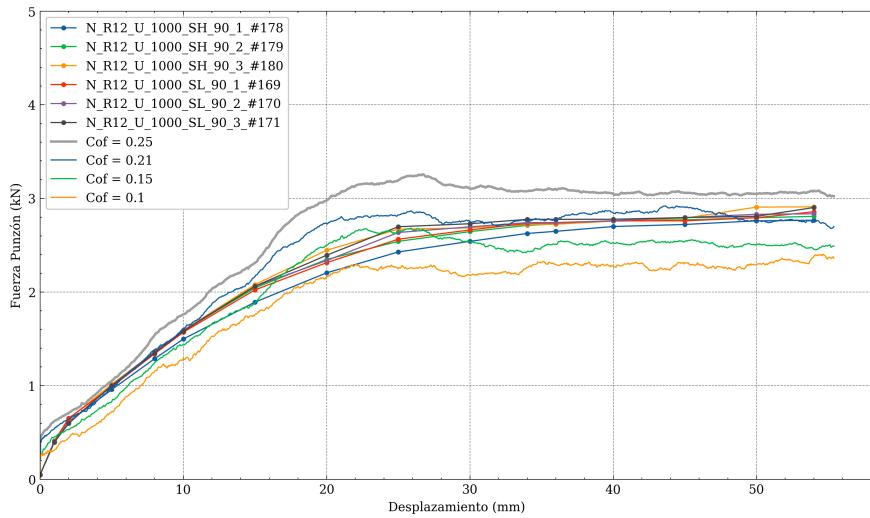


Figura 5.1.6: Comparación entre curvas fuerza-desplazamiento del punzón obtenidas experimentalmente (líneas continuas con marcadores) y mediante simulación numérica con diferentes coeficientes de fricción (líneas continuas sin marcadores), para la geometría tipo U con radio de matriz R12, fuerza de pisador 1000 N y orientación de 90° respecto a la dirección de laminación.

Tabla 5.1.2: Relación simplificada entre variables y simulaciones

Variables	Simulaciones asociadas
$\theta_{O12}, \theta_{F2Hz}, R_{abc}$	#SIM_01_U_R5_1000_90 #SIM_03_U_R8_500_90 #SIM_05_U_R12_1000_0
$\theta_{c3c2_O1}, \theta_{O12}, \theta_{V2F}$	#SIM_02_W_R5_500_45 #SIM_04_W_R8_500_45 #SIM_06_W_R12_500_0

alrededor del valor calculado anteriormente. Las variables consideradas en este análisis y las simulaciones empleadas para realizar la parametrización correspondiente se resumen en la tabla 5.1.2.

Las Figuras 5.1.7, 5.1.8 y 5.1.9 presentan los resultados obtenidos para la geometría U en términos de las variables específicas θ_{O12} , θ_{F2Hz} y R_{abc} . Por su parte, las Figuras 5.1.10, 5.1.11 y 5.1.12 muestran los resultados correspondientes a la geometría W para las variables específicas θ_{c3c2_O1} , θ_{O12} y θ_{V2F} . En todas estas figuras, la región sombreada resalta el intervalo crítico del coeficiente de fricción comprendido entre $\mu = 0,20$ y $\mu = 0,25$, en el cual se evalúa detalladamente la sensibilidad de cada variable frente a pequeñas fluctuaciones en dicho coeficiente. Las etiquetas incluidas en estas regiones

indican el porcentaje de variación relativa observado dentro del intervalo analizado.

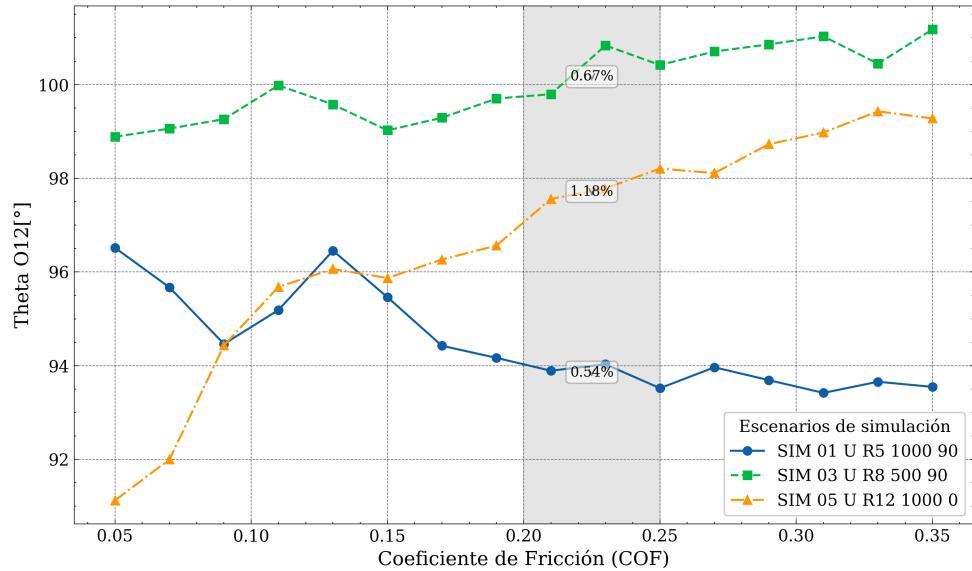


Figura 5.1.7: Variación del ángulo θ_{O12} en función del coeficiente de fricción (COF) para los diferentes escenarios de simulación.

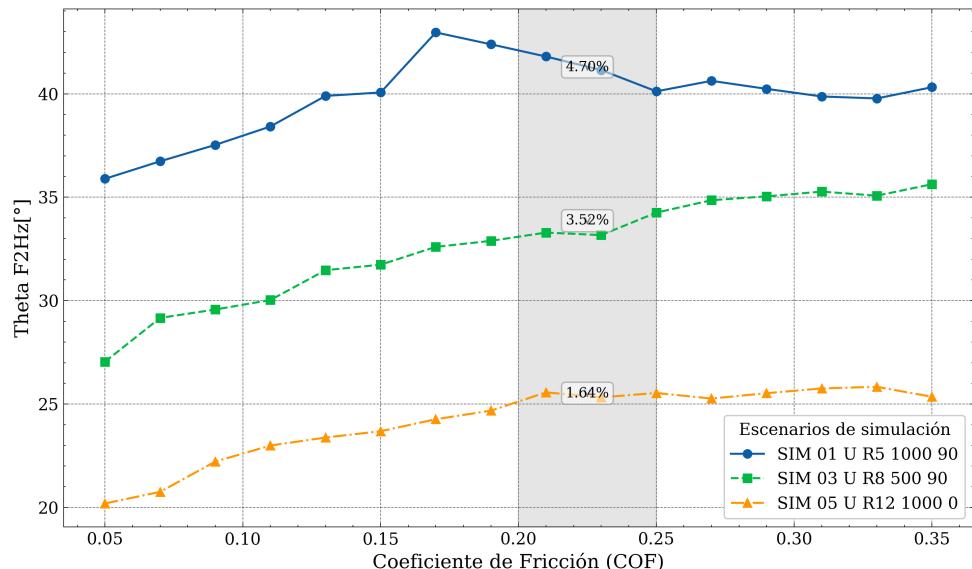


Figura 5.1.8: Variación del ángulo θ_{F2Hz} en función del coeficiente de fricción (COF) para los diferentes escenarios de simulación.

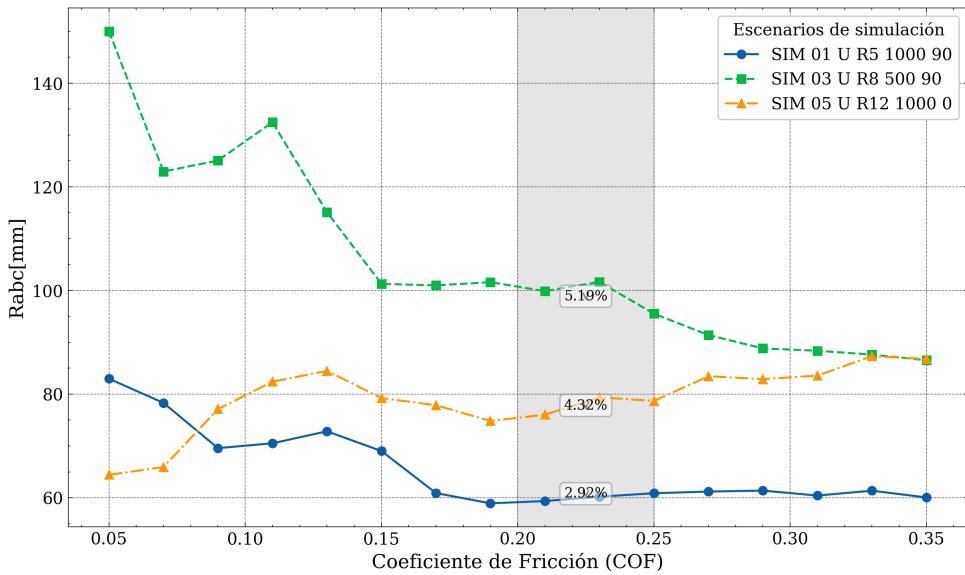


Figura 5.1.9: Variación del ángulo R_{abc} en función del coeficiente de fricción (COF) para los diferentes escenarios de simulación.

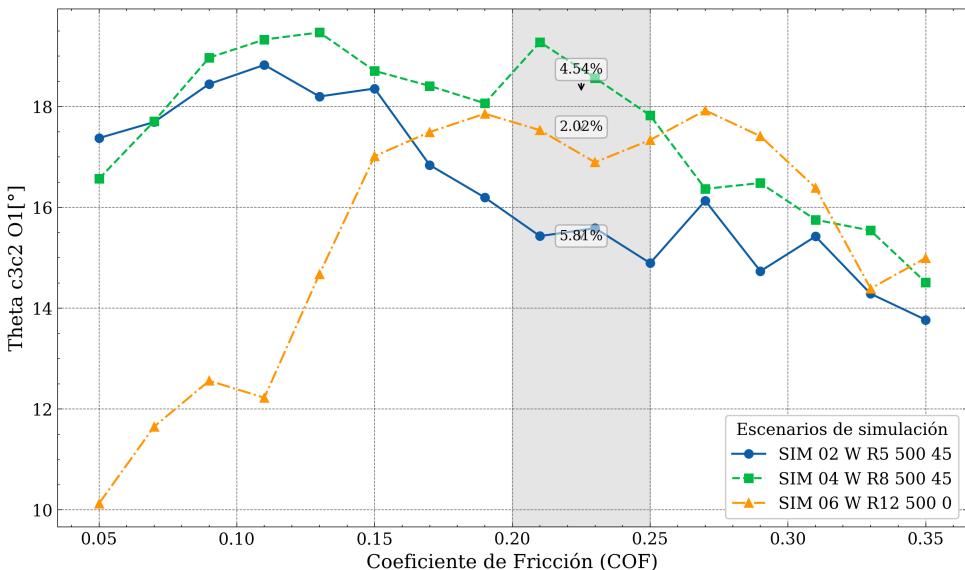


Figura 5.1.10: Variación del ángulo θ_{c3c2_O1} en función del coeficiente de fricción (COF) para los diferentes escenarios de simulación.

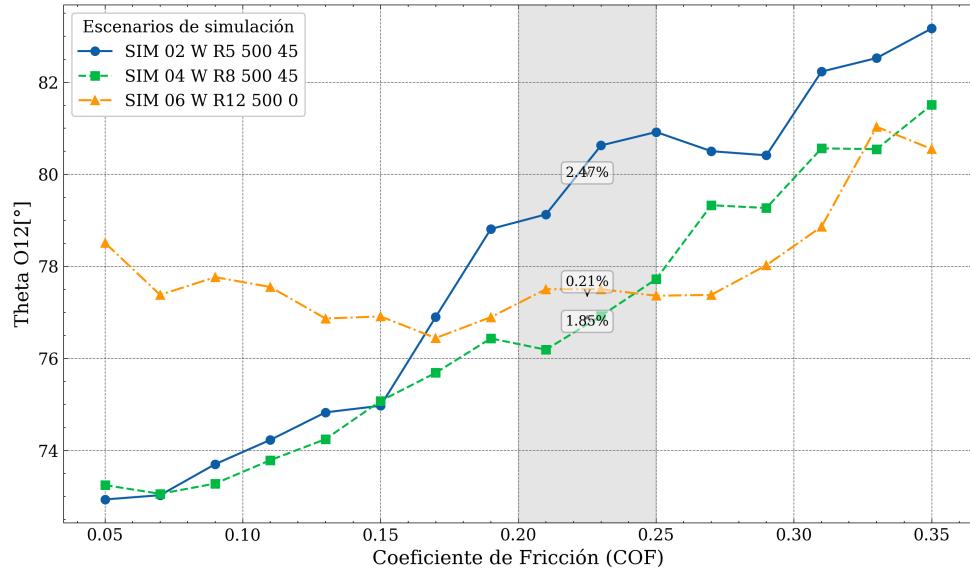


Figura 5.1.11: Variación del ángulo θ_{O12} en función del coeficiente de fricción (COF) para los diferentes escenarios de simulación.

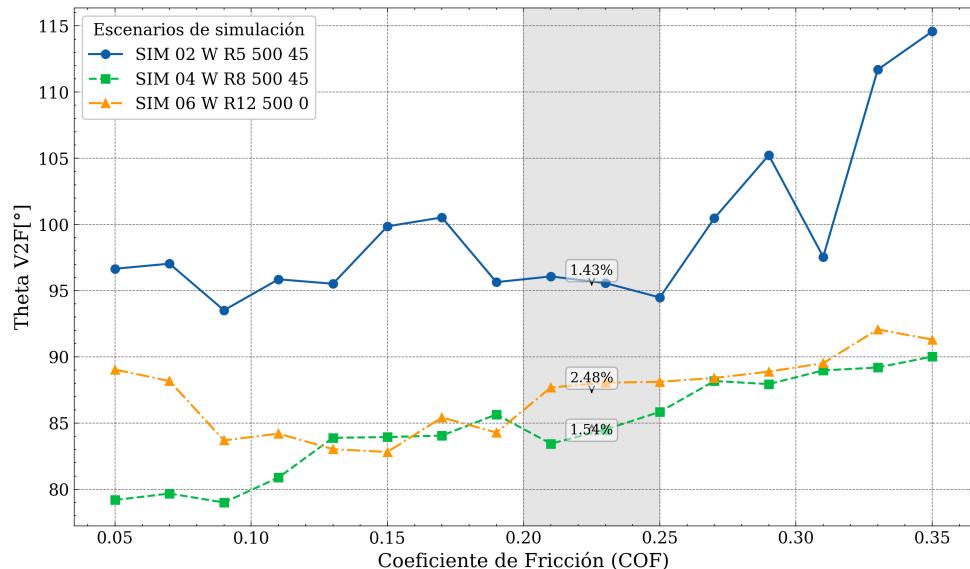


Figura 5.1.12: Variación del ángulo θ_{V2F} en función del coeficiente de fricción (COF) para los diferentes escenarios de simulación.

En la primera serie gráfica presentada en la Figura 5.1.7, se aprecia que, a pesar de observarse variaciones según el escenario simulado, los cambios porcentuales en la variable θ_{O12} dentro del rango de interés (resultado mediante sombreado gris) permanecen consistentemente por debajo del 5 %. Esta baja

sensibilidad, con un valor máximo observado del 1.18 %, indica claramente que los resultados obtenidos para el coeficiente de fricción representativo ($\mu = 0,21$) poseen una estabilidad y robustez adecuadas para el estudio desarrollado.

En la segunda serie gráfica, mostrada en la Figura 5.1.8 correspondiente a la variable θ_{F2Hz} , se evidencia nuevamente una reducida variación porcentual, alcanzando un valor máximo de 4.70 %. Esta observación respalda firmemente la idoneidad del coeficiente representativo seleccionado, al demostrar que los resultados obtenidos en el intervalo estudiado exhiben una variabilidad limitada y, por ende, una elevada confiabilidad para futuras aplicaciones y análisis.

Por otro lado, en la tercera serie gráfica (Figura 5.1.9), la variabilidad de la variable R_{abc} supera ligeramente el umbral del 5 % en uno de los escenarios considerados, registrándose un máximo de 5.19 %, aunque la media del rango permanece en torno al 4.1 %. Esto sugiere que, pese a la estabilidad general del comportamiento observado, algunas configuraciones geométricas particulares presentan una sensibilidad ligeramente superior al coeficiente de fricción, justificando así un análisis más detallado en dichos casos específicos. Esta misma situación se observa con la variable θ_{c3c2_01} , según se muestra en la Figura 5.1.10.

Finalmente, las dos últimas gráficas presentadas en las Figuras 5.1.11 y 5.1.12 muestran escenarios caracterizados por una baja sensibilidad (inferior al 2.5 %) en torno al valor del coeficiente de fricción seleccionado. Estos resultados corroboran de manera contundente la representatividad del valor adoptado ($\mu = 0,21$) en las simulaciones llevadas a cabo.

Todos estos resultados han sido resumidos en la Tabla 5.1.3, donde se presentan los valores medios de la variabilidad para cada una de las variables estudiadas.

En síntesis, los datos presentados avalan claramente la elección del coeficiente de fricción ($\mu = 0,21$) como adecuado para el propósito del estudio realizado, dada la baja sensibilidad general observada en los resultados y su buena concordancia con los datos experimentales discutidos en la sección anterior. Esto permite concluir con certeza que dicho valor es representativo y suficientemente estable como base sólida para futuros análisis con un elevado grado de confianza.

5.2. Evolución del Algoritmo Genético

5.2.1. Distribución inicial de la población

La distribución inicial de la población juega un papel crucial en el rendimiento y convergencia de los algoritmos genéticos, ya que una adecuada representación del espacio de búsqueda puede acelerar significativamente la identifi-

Tabla 5.1.3: Variación porcentual de las principales variables analizadas en el estudio.

Variables	Variación[%]
θ_{O12}	0.79
θ_{F2Hz}	3.28
R_{abc}	4.14
θ_{c3c2_O1}	4.11
θ_{O12}	4.53
θ_{V2F}	1.81

cación de soluciones óptimas. En este estudio, cada generación consta de 30 individuos, garantizando una cobertura representativa y suficiente diversidad genética inicial para la exploración del espacio de soluciones.

Para analizar visualmente dicha distribución, se recurre frecuentemente a gráficos de violín, una herramienta estadística avanzada que combina la información ofrecida por los diagramas de caja con la estimación de densidad de probabilidad.

Los gráficos de violín permiten visualizar no solamente medidas estadísticas básicas como la mediana, los cuartiles y posibles valores atípicos, sino que también proporcionan una visión completa y continua sobre la distribución de los datos mediante una representación simétrica que refleja la densidad de probabilidad en torno al eje central. Esto resulta especialmente útil en el contexto de algoritmos genéticos, dado que ayuda a identificar rápidamente sesgos iniciales o agrupaciones en la población, lo que podría condicionar los resultados obtenidos durante las etapas iniciales del proceso de optimización. Por tanto, su empleo contribuye directamente a una mejor interpretación de la capacidad exploratoria del algoritmo y a una configuración más informada del mismo. La Figura 5.2.1 muestra la distribución de población inicial.

Al utilizar métodos avanzados de muestreo como el *Centered Latin Hypercube Sampling* para generar la primera generación, como se comentó en la Sección 4.6.5, observamos en los gráficos de violín una distribución equilibrada y uniforme en todas las dimensiones del espacio de búsqueda. Específicamente, la representación muestra claramente una dispersión homogénea sin ningún tipo de agrupamientos, reflejando así que se ha cubierto eficazmente el dominio de diseño de manera uniforme y exhaustiva. Este comportamiento deseado facilita la exploración eficiente del espacio de soluciones desde las primeras iteraciones del algoritmo genético, favoreciendo una convergencia más robusta hacia soluciones globales óptimas.

Adicionalmente, se incluyen las Figuras 5.2.2 y 5.2.3 que ilustran claramente la evolución de la distribución de parámetros a través de las generaciones subsiguientes del algoritmo genético. La primera figura, que corresponde a

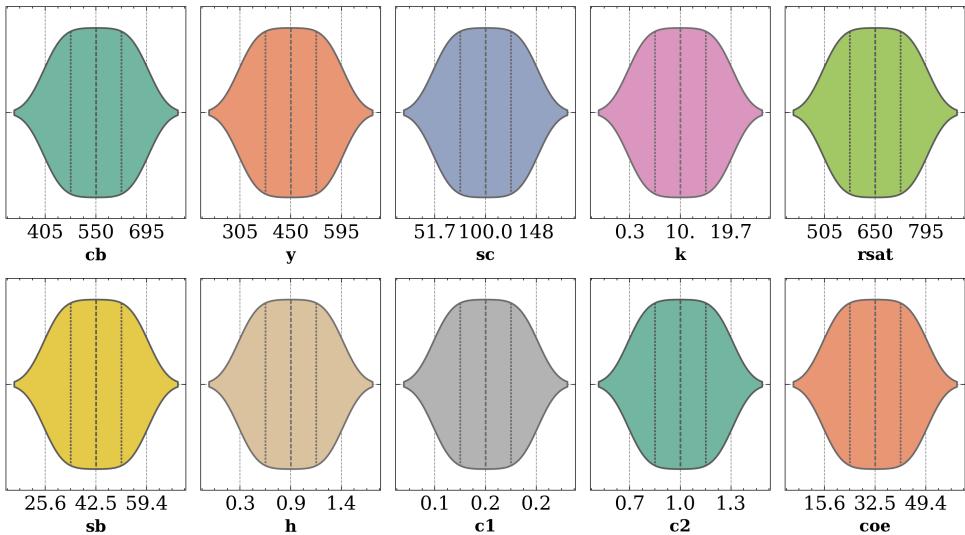


Figura 5.2.1: Diagramas de violín representando la distribución inicial de los parámetros del modelo de plasticidad anisotrópica utilizados en el proceso de optimización mediante algoritmo genético. Cada gráfico muestra la variabilidad y densidad iniciales asignadas a los parámetros cb , y , sc , k , $rsat$, sb , h , c_1 , c_2 y coe , permitiendo evaluar la diversidad y cobertura del espacio de búsqueda al comienzo del proceso.

la variable cb , refleja una convergencia gradual hacia el valor óptimo, evi- denciando cómo la variabilidad de esta variable persiste durante todas las generaciones y solo al final logra estabilizarse en torno al valor óptimo. Por otra parte, la segunda figura, correspondiente a la variable coe , muestra una rápida estabilización desde la cuarta generación, observándose que los valo- res posteriores apenas varían. Esta diferencia en el comportamiento de ambas variables resalta la capacidad del algoritmo para gestionar simultáneamente diversos patrones de convergencia, adaptándose a la complejidad inherente del espacio de búsqueda. Cabe señalar que en ambas figuras únicamente se representan las generaciones hasta la octava, dado que las posteriores no aportan información adicional relevante.

5.2.2. Evolución del Fitness

La evolución del fitness en un algoritmo genético es un aspecto crítico que permite evaluar la efectividad y eficiencia del proceso de optimización. El fitness, entendido como una medida cuantitativa que determina la calidad o desempeño de una solución dentro de un conjunto específico de condiciones, proporciona información clave sobre el comportamiento del algoritmo a través del tiempo. A lo largo de sucesivas generaciones, se espera que el algoritmo mejore gradualmente este fitness promedio, identificando y refinando aquellas

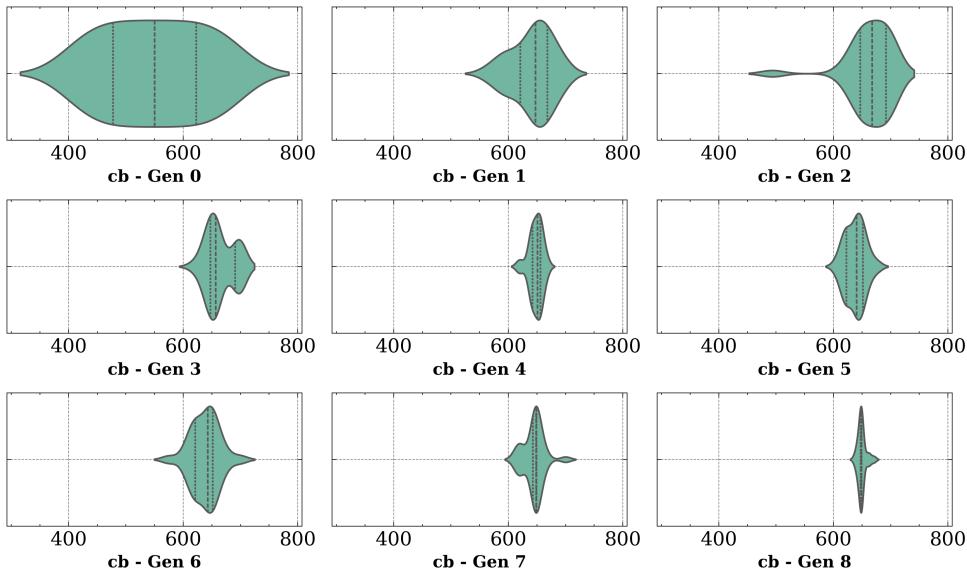


Figura 5.2.2: Evolución de la distribución de la variable cb a lo largo de las generaciones del algoritmo genético, mostrando la reducción progresiva de la variabilidad y la convergencia hacia el valor óptimo.

regiones del espacio de búsqueda que conducen a soluciones más óptimas. Esta sección presenta un análisis detallado del comportamiento evolutivo del fitness promedio en las simulaciones realizadas. Se aborda cómo el algoritmo genético explora inicialmente amplias áreas del espacio de soluciones, lo que se refleja en una mayor variabilidad y menores valores iniciales de fitness. A medida que avanza el proceso evolutivo, el algoritmo comienza a explotar de manera más focalizada aquellas zonas que demuestran mayor potencial de optimización, incrementando así consistentemente el fitness promedio de los individuos evaluados.

La evaluación visual y cuantitativa proporcionada por el mapa de calor resulta particularmente útil para identificar tendencias, patrones de convergencia y eventuales estancamientos o mejoras marginales del fitness. De esta manera, es posible determinar no solo la efectividad general del algoritmo, sino también diagnosticar posibles ajustes que permitan optimizar aún más el desempeño del proceso evolutivo. A continuación, en la Figura 5.2.4 se presenta el mapa de calor mostrando la evolución del fitness medio de cada generación a lo largo de las sucesivas generaciones para cada una de las simulaciones de evaluación.

El análisis global del mapa de calor revela una tendencia clara y positiva, característica fundamental de un proceso de optimización evolutiva exitoso. Se observa, mediante un análisis visual cualitativo, una transición cromática marcada desde tonos predominantemente amarillos (valores bajos del fitness)

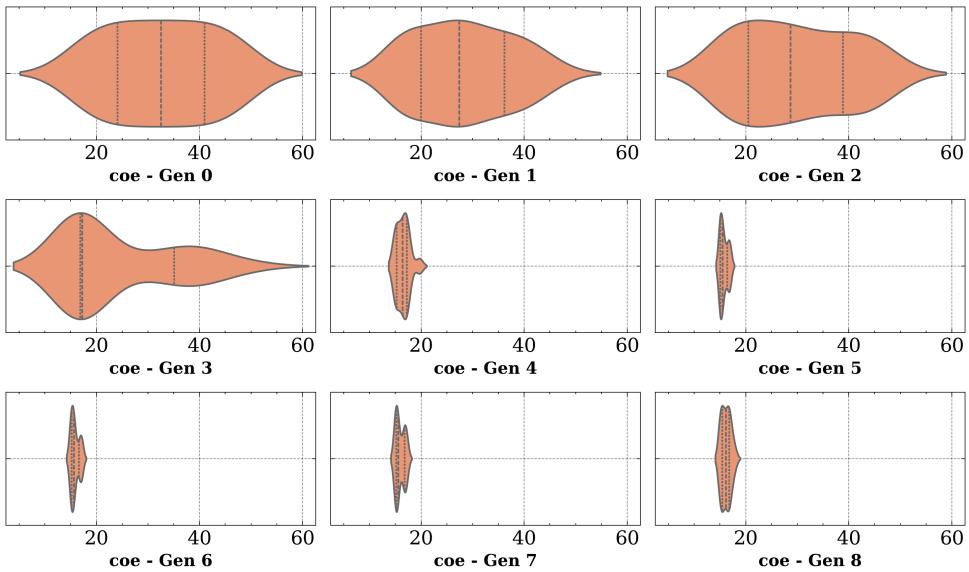


Figura 5.2.3: Evolución de la distribución de la variable *coe* durante las generaciones del algoritmo genético, evidenciando un proceso de ajuste y concentración de los valores en torno a la solución óptima.

en las generaciones iniciales (0, 1) hacia tonos predominantemente azul oscuro (valores altos del fitness) en las generaciones avanzadas (10, 11, 12). Esta evolución cromática sugiere de manera inequívoca que el algoritmo genético ha logrado mejorar consistentemente la calidad de las soluciones (individuos) conforme avanza el proceso evolutivo.

- **Generación Inicial (0):** Desde el inicio, la población ya manifiesta una dualidad clara. Se aprecia una segregación inmediata del rendimiento: los escenarios 'U' parten de una base de fitness considerablemente más alta con valores $> 0,78$, mientras que los escenarios 'W' registran los valores más bajos del conjunto $< 0,70$. Esto sugiere que las condiciones 'W' representan un desafío intrínsecamente mayor para la optimización.
- **Fase de Rápida Convergencia (1 – 4):** Las primeras generaciones exhiben el salto de rendimiento más significativo. El cambio de color es evidente entre 0 y 4, indicando que los individuos con mayor aptitud son seleccionados rápidamente y sus características genéticas se propagan por la población. Los escenarios 'U' consolidan rápidamente su posición en la región alta del fitness, alcanzando tonos de azul oscuro de forma temprana. En contraste, los escenarios 'W' experimentan el salto de rendimiento relativo más drástico, evolucionando de amarillo a verde y azul claro, lo que subraya la capacidad del algoritmo para explorar

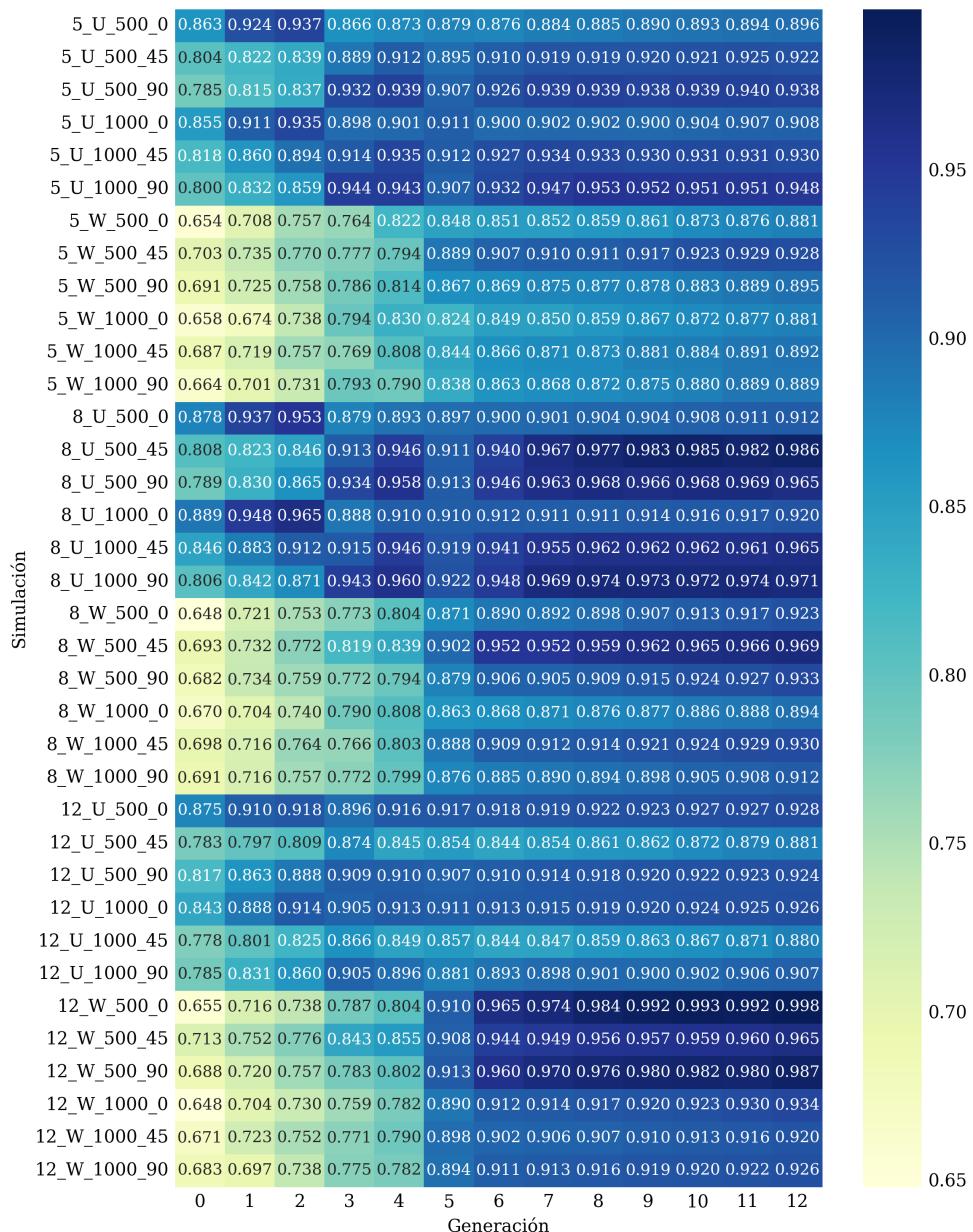


Figura 5.2.4: Mapa de calor del fitness medio por generación y para cada simulación de evaluación. Se observa la progresión del fitness desde la población inicial hasta la decimotercera generación.

y explotar soluciones prometedoras incluso partiendo de una base de bajo rendimiento.

- **Fase de Refinamiento y Convergencia (5 – 12):** A partir de la quinta generación, el ritmo de mejora se ralentiza, y los valores de fitness tienden a estabilizarse en un rango alto (típicamente $> 0,90$). El mapa de calor se vuelve más homogéneo en tonos azules oscuros. Este comportamiento es indicativo de la convergencia del algoritmo: la población ha alcanzado una región del espacio de búsqueda que contiene soluciones de alta calidad, y las mejoras posteriores son marginales y de refinamiento. La estabilidad en las últimas generaciones sugiere que extender el número de generaciones podría no producir ganancias sustanciales, indicando una finalización eficiente del proceso. Es crucial destacar la robustez del algoritmo genético: aunque los escenarios 'W' partieron de una desventaja significativa, logran una buena convergencia, alcanzando valores de aptitud elevados ($> 0,90$ en la mayoría de los casos). Si bien en el estado final pueden permanecer ligeramente por debajo de los escenarios 'U', el algoritmo ha demostrado su capacidad para cerrar la brecha de rendimiento inicial.

Otro enfoque posibilita comprender en profundidad cómo influye cada una de las variables del ensayo en el comportamiento y desempeño global del algoritmo durante el proceso de optimización.

Con este propósito, se realiza una comparación sistemática de la evolución del valor medio del fitness en cada generación, agrupado según variables específicas del ensayo, tales como la geometría de la probeta, el radio de la matriz, la fuerza ejercida por el pisador y la orientación relativa de la probeta con respecto a la dirección de laminación.

La Figura 5.2.5 compara los escenarios U y W. Se observa una ventaja inicial clara del escenario U, que mantiene consistentemente valores más altos de fitness durante todas las generaciones. El escenario W, aunque inicialmente más rezagado, presenta una clara tendencia ascendente, lo que refleja la capacidad adaptativa del algoritmo, acercándose significativamente al rendimiento del escenario U en la generación 8. Después se analiza la influencia del radio de curvatura ($R=5\text{mm}$, $R=8\text{mm}$ y $R=12\text{mm}$) en el rendimiento del algoritmo. Aunque inicialmente todos los escenarios presentan valores similares, a medida que avanzan las generaciones, se observa cómo los escenarios con radios mayores (8mm y 12mm) comienzan a alcanzar valores ligeramente superiores.

La Figura 5.2.6 muestra la evolución del *fitness* medio bajo dos niveles de fuerza del pisador (*Blank Holder Force*, BHF). Inicialmente, ambas condiciones presentan valores comparables, indicando una dificultad inicial similar para la optimización. No obstante, al progresar a generaciones superiores, la

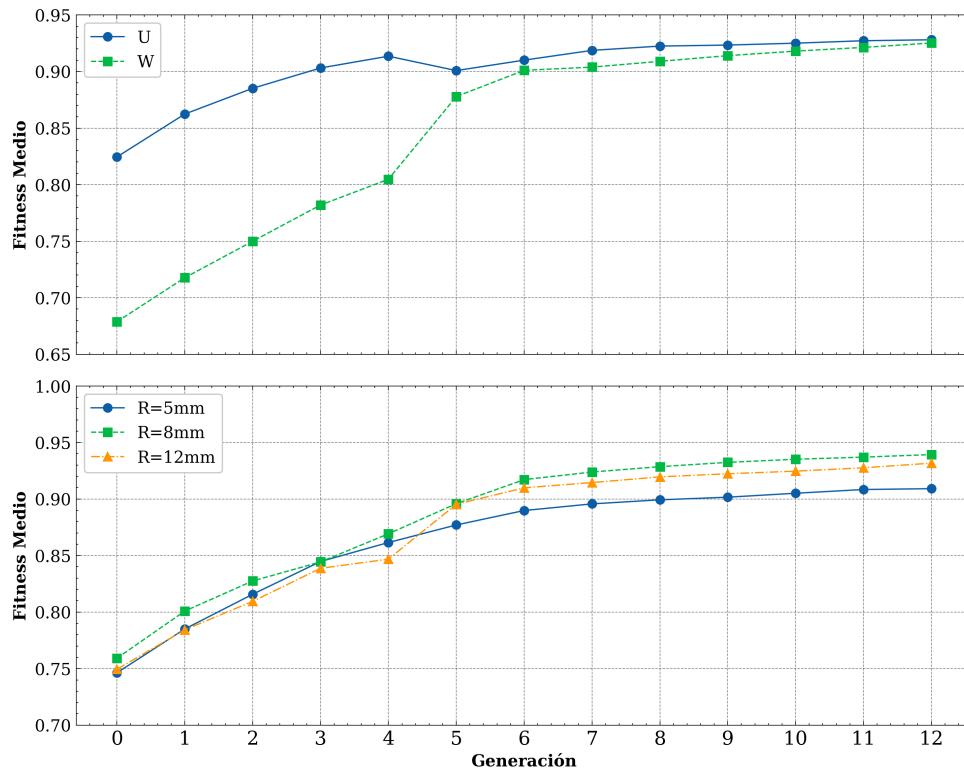


Figura 5.2.5: Evolución del *fitness* medio a través de las generaciones del algoritmo genético. (a) Comparativa entre los escenarios 'U' y 'W', destacando la robustez del algoritmo para adaptarse a escenarios inicialmente más complejos (W). (b) Evaluación del rendimiento según diferentes radios de la matriz ($R=5\text{mm}$, $R=8\text{mm}$ y $R=12\text{mm}$), mostrando cómo el algoritmo mejora consistentemente el rendimiento en configuraciones geométricas variadas.

condición con menor fuerza de apriete (500 N) obtiene resultados marginalmente superiores en términos de *fitness*. La segunda parte del gráfico analiza el efecto de la orientación anisotrópica de la probeta (RD0, RD45 y RD90). Aunque las tres orientaciones presentan dificultades iniciales variables, se observa que la orientación RD90 inicialmente presenta mayor dificultad. Sin embargo, a partir de la generación 3, RD90 experimenta una notable mejoría, llegando incluso a superar ligeramente el desempeño de RD0 y RD45 hacia las generaciones finales.

5.2.3. Varianza del fitness y dispersión poblacional

En el contexto de los algoritmos evolutivos (AE), mantener una adecuada diversidad genética en la población resulta esencial para garantizar la eficacia y eficiencia en la búsqueda de soluciones óptimas. La diversidad genética

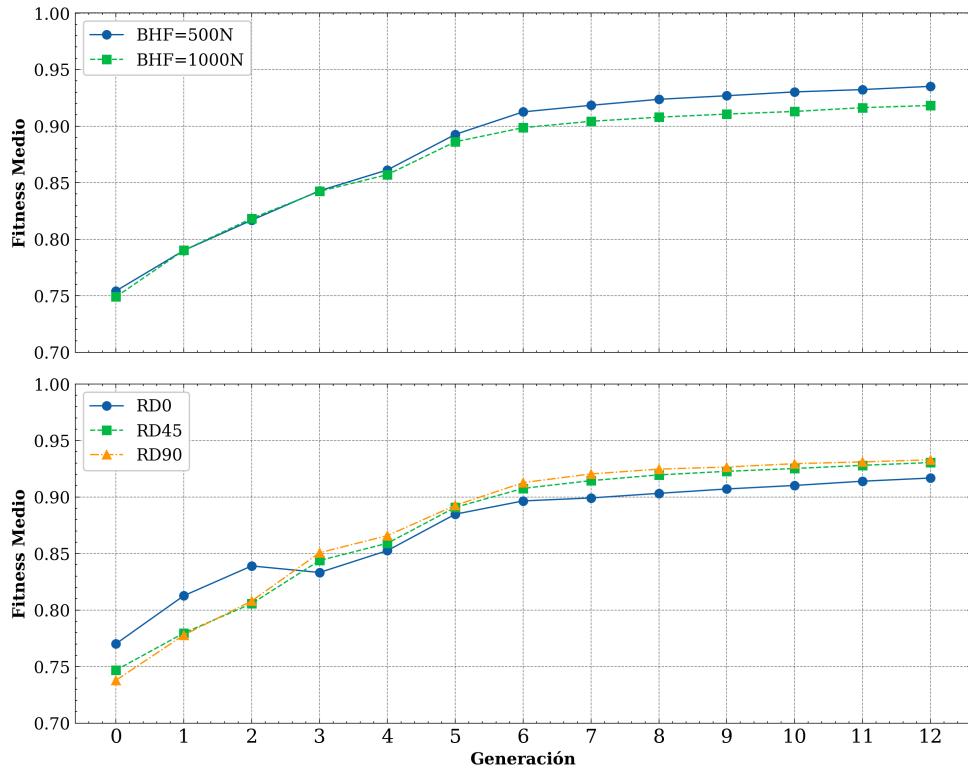


Figura 5.2.6: Evolución del *fitness* medio durante las generaciones del algoritmo genético considerando distintos parámetros del proceso. (a) Comparación del rendimiento para diferentes niveles de fuerza del pisador (*BHF*), mostrando una ligera ventaja al utilizar fuerzas moderadas. (b) Análisis del efecto de la orientación anisotrópica.

permite al algoritmo explorar ampliamente el espacio de soluciones y evitar la convergencia prematura hacia óptimos locales, asegurando así una mejor capacidad de adaptación frente a problemas complejos y multimodales.

Para evaluar cuantitativamente la diversidad poblacional, se utilizan diferentes métricas, siendo especialmente relevantes la varianza del fitness y la dispersión poblacional.

La varianza del fitness se refiere a la medida estadística que cuantifica la variabilidad en los valores del fitness de los individuos dentro de una población. La dispersión poblacional, por otro lado, describe la distribución espacial de los individuos dentro del espacio de parámetros, generalmente medida a través de distancias geométricas entre individuos o respecto al centroide poblacional. Una dispersión elevada señala una exploración más amplia y diversa del espacio de búsqueda, mientras que una dispersión reducida puede indicar la convergencia hacia una solución específica.

La varianza del fitness es una métrica estadística que mide la dispersión o

variabilidad de los valores de fitness dentro de una población en algoritmos evolutivos (AE). La varianza del fitness σ_f^2 se define como:

$$\sigma_f^2 = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (f_i - \bar{f})^2 \quad (5.1)$$

donde:

- N es el número total de individuos en la población,
- f_i es el valor del fitness del individuo i ,
- \bar{f} representa la media aritmética de los valores del fitness en la población, definida como:

$$\bar{f} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N f_i \quad (5.2)$$

En el contexto de los AE, la varianza del fitness ofrece información clave sobre el grado de exploración y diversidad en la búsqueda de soluciones. Un alto valor de esta varianza sugiere que la población contiene individuos con fitness considerablemente diferentes entre sí, indicando una exploración más amplia y posiblemente menos riesgo de caer en mínimos locales. En cambio, una baja varianza refleja una población homogénea, lo que puede sugerir una fase de explotación intensiva, acercándose potencialmente a un óptimo local. La Figura 5.2.7 muestra la varianza del fitness del estudio realizado. Se observa claramente una tendencia descendente conforme avanzan las generaciones. Inicialmente, durante las generaciones 0 a 2, se observa una alta varianza, lo que es indicativo de una etapa inicial de exploración en la que los individuos presentan una considerable dispersión en el espacio de soluciones, reflejando una amplia diversidad en sus valores de fitness. A partir de la generación 3 hasta la 6, se aprecia un descenso progresivo y marcado, sugiriendo que el algoritmo evolutivo está entrando en una fase de convergencia gradual, reduciendo paulatinamente la diversidad de la población. Durante esta etapa, los individuos comienzan a concentrarse en regiones específicas del espacio de búsqueda. Finalmente, en las generaciones 8 y 12, la varianza se estabiliza en valores bajos, indicando que el algoritmo ha transitado a una fase efectiva de explotación, aproximándose así a soluciones óptimas estables.

Para mejorar aún más este análisis, se complementa esta gráfica con una representación de la dispersión poblacional. Esto permitiría verificar si la convergencia observada coincide con una reducción efectiva en la dispersión geométrica de los individuos en el espacio de parámetros.

La dispersión poblacional se refiere a la distribución espacial y la distancia entre los individuos dentro de una población. La dispersión se mide cuantificando las distancias geométricas en el espacio de parámetros, entre los individuos que conforman dicha población.

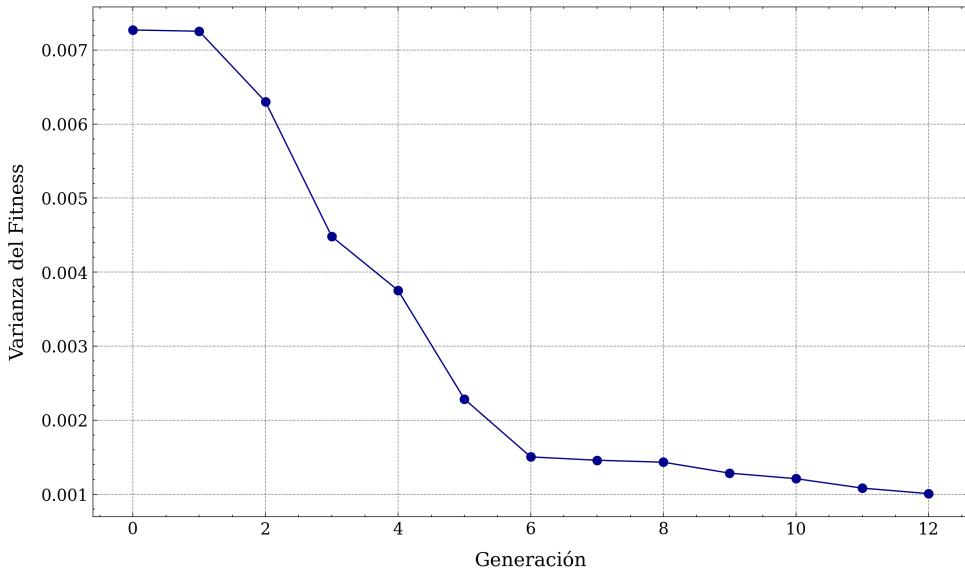


Figura 5.2.7: Evolución de la varianza del fitness a lo largo de las generaciones del algoritmo evolutivo. La disminución progresiva de la varianza indica una convergencia efectiva hacia soluciones específicas.

La dispersión poblacional juega un rol fundamental al determinar la capacidad del algoritmo evolutivo para explorar adecuadamente el espacio de búsqueda. Una dispersión alta indica que los individuos están distribuidos de manera amplia y diversa, lo cual favorece la exploración global y reduce la probabilidad de quedar atrapados en óptimos locales. Por el contrario, una dispersión reducida implica que la población está concentrada en regiones específicas, indicando una fase predominante de explotación y un mayor riesgo de convergencia prematura.

Para evaluar numéricamente la dispersión poblacional en cada generación del algoritmo evolutivo, se utiliza un enfoque basado en la distancia promedio entre los individuos y el centroide de la población.

En primer lugar, se definieron los individuos como vectores multidimensionales de parámetros, siendo cada individuo representado por:

$$\mathbf{x}_i = [p_{i,1}, p_{i,2}, \dots, p_{i,n}] \quad (5.3)$$

donde n es el número total de parámetros del problema, en este caso concreto $n = 10$.

Posteriormente, para cada generación, se procede al cálculo del centroide poblacional \mathbf{C} , definido como el promedio aritmético de los vectores de parámetros de todos los individuos de la generación actual:

$$\mathbf{C} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \mathbf{x}_i \quad (5.4)$$

donde N es el número total de individuos en la generación.

A continuación, se calcula la distancia euclídea de cada individuo hacia este centroide mediante la expresión siguiente:

$$d(\mathbf{x}_i, \mathbf{C}) = \sqrt{\sum_{k=1}^n (p_{i,k} - C_k)^2} \quad (5.5)$$

siendo C_k el valor promedio del parámetro k calculado para el centroide poblacional.

Finalmente, para obtener una medida global de dispersión en cada generación, se utilizó la media aritmética de estas distancias individuales, definida formalmente como:

$$D_{\text{media}} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N d(\mathbf{x}_i, \mathbf{C}) \quad (5.6)$$

La Figura 5.2.8 presenta la gráfica de dispersión poblacional, en la cual se observa la evolución de la distribución espacial de los individuos a lo largo de las distintas generaciones del algoritmo evolutivo, destacando particularmente el impacto significativo que ejercen los ajustes estratégicos realizados en los rangos de búsqueda de parámetros específicos. Inicialmente, durante las generaciones 0 a 1, se observa una alta dispersión que indica una exploración extensiva del espacio de parámetros, reflejando la diversidad inherente a las etapas iniciales de este tipo de algoritmos. Posteriormente, entre las generaciones 2 y 4, la dispersión tiende a estabilizarse en valores inferiores, señalando una convergencia gradual de la población hacia regiones específicas dentro del espacio de búsqueda. Esta estabilización podría estar asociada al estancamiento de ciertos parámetros.

Esto se traduce en que el parámetro Y tiende a situarse en los límites inferiores de su rango inicial, restringiendo así el espacio de exploración del algoritmo. Este comportamiento puede observarse claramente en la Figura 5.2.16, que muestra la evolución de los parámetros a lo largo del proceso de optimización.

En la generación 5, se observa un incremento abrupto y considerable en la dispersión poblacional, consecuencia directa de una ampliación estratégica del rango del parámetro Y . Este ajuste fue implementado precisamente para abordar el estancamiento detectado previamente, permitiendo así la exploración de regiones del espacio de soluciones que eran inaccesibles con los límites anteriores, y aumentando significativamente la diversidad poblacional. Despues de esto, la reducción en la dispersión de los resultados ocurre de manera

más gradual, efecto atribuible principalmente a la ampliación del rango del parámetro c_1 . Esta modificación surge como respuesta al estancamiento del mencionado parámetro en su límite inferior inicial, lo cual puede apreciarse claramente en la Figura 5.2.19, que muestra la evolución de los parámetros a lo largo del proceso de optimización.

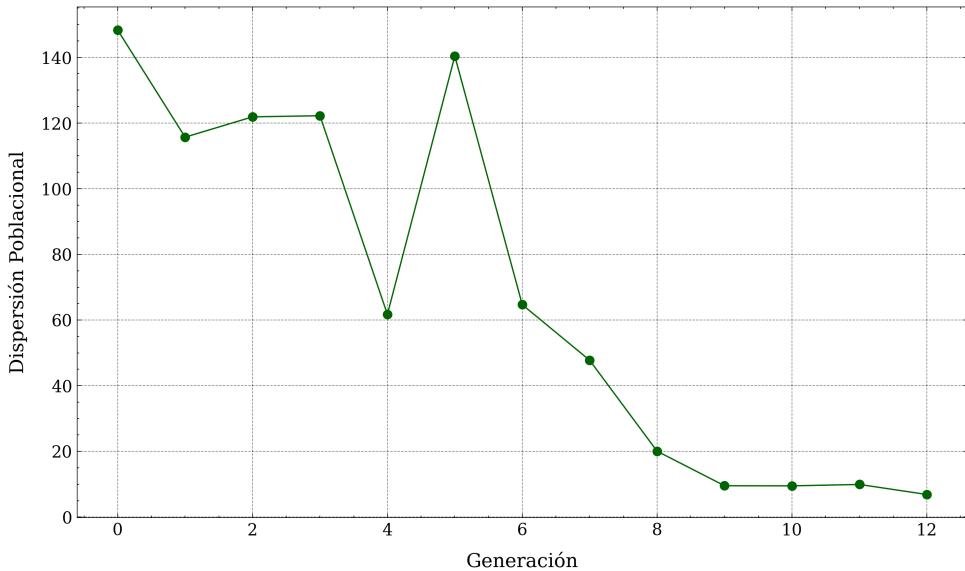


Figura 5.2.8: Evolución de la dispersión poblacional, medida como la distancia promedio al centroide poblacional, a lo largo de las generaciones. Los aumentos puntuales observados en las generaciones 5 corresponden a ajustes estratégicos del rango de los parámetros Y y c_1 , respectivamente, para corregir estancamientos en sus límites inferiores.

La evolución conjunta de las métricas de varianza del fitness y la dispersión poblacional permite una comprensión profunda del comportamiento del algoritmo evolutivo a lo largo de las generaciones analizadas. Inicialmente, ambas métricas muestran valores elevados, indicando una fase de amplia exploración con una población diversa y soluciones heterogéneas. Posteriormente, se observa una clara tendencia descendente en ambas métricas, sugiriendo un proceso exitoso de convergencia y explotación de soluciones óptimas. No obstante, en las generaciones 5 y 7 se implementaron ajustes estratégicos en los rangos de los parámetros Y y c_1 , respectivamente, debido a un estancamiento en sus límites inferiores. Estos ajustes provocaron incrementos puntuales en la dispersión poblacional, permitiendo reactivar la exploración y evitar una convergencia prematura. El hecho de que la dispersión se incrementara temporalmente tras dichos ajustes, mientras la varianza continuaba disminuyendo consistentemente, sugiere que las soluciones exploradas mantuvieron un nivel elevado de calidad en términos de fitness, reforzando así la

efectividad de la estrategia adoptada.

Finalmente, la Figura 5.2.9 muestra el error medio de los 30 individuos de cada generación. Dicho error se calcula como $(1 - \text{fitness})$. Asimismo, el individuo más destacado de cada generación ha sido resaltado, proporcionando así una representación gráfica complementaria que facilita la interpretación de la evolución observada anteriormente en términos de dispersión poblacional y variabilidad del *fitness*.

Durante las generaciones iniciales (de 0 a 2), las Figuras 5.2.7, 5.2.8 y 5.2.9 presentan valores elevados, lo cual evidencia una fase inicial caracterizada por una exploración intensa. Esta etapa se distingue por una amplia dispersión poblacional y errores individuales elevados, indicando que el algoritmo está explorando activamente distintas regiones del espacio de soluciones.

A partir de la generación 3, las gráficas comienzan a reflejar cambios significativos. La dispersión poblacional presenta algunas fluctuaciones puntuales en generaciones intermedias, especialmente destacables en la generación 5; no obstante, desde la generación 6 en adelante, exhibe una clara tendencia descendente. Esta reducción sostenida en la dispersión está estrechamente relacionada con la disminución observada tanto en la varianza del *fitness* como en el error individual promedio. Lo anterior indica que, a medida que los individuos convergen espacialmente, las soluciones generadas tienden a mejorar progresivamente, estabilizándose hacia valores más próximos al óptimo.

En las generaciones finales (8-12), la dispersión poblacional alcanza valores mínimos, mostrando una clara correlación con la estabilización del error individual y la varianza del *fitness* en niveles bajos. Esta convergencia combinada indica que el algoritmo ha transitado eficazmente hacia una fase de explotación, concentrando los individuos en una región concreta del espacio de búsqueda que corresponde a soluciones próximas al óptimo.

En resumen, la reducción progresiva en la dispersión poblacional observada durante las últimas generaciones se corresponde directamente con una mejora significativa en el desempeño del algoritmo evolutivo. Este fenómeno valida que la convergencia espacial de la población está asociada de manera consistente a la disminución del error individual y a la estabilización del *fitness*, confirmando así que el algoritmo ha transitado exitosamente desde una fase inicial de exploración hacia una fase avanzada de explotación, caracterizada por soluciones próximas al óptimo.

5.2.4. Evolución Geométrica

La evaluación del ajuste geométrico entre los resultados experimentales y las simulaciones numéricas constituye un aspecto clave para validar tanto la precisión como la eficacia del modelo numérico propuesto, así como del método de optimización elegido. Esta sección presenta un análisis de la evolución geométrica observada durante el proceso de optimización mediante el algoritmo

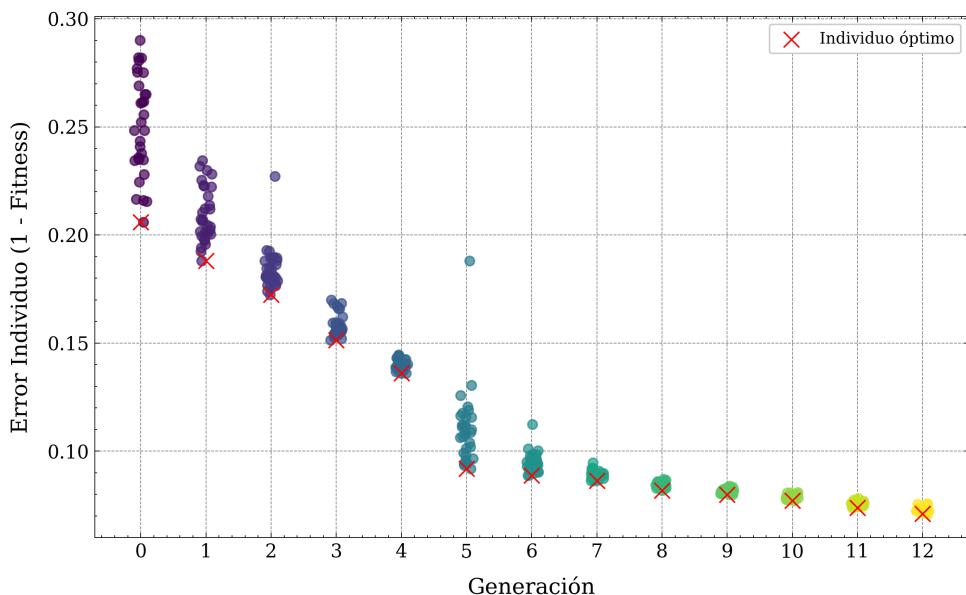


Figura 5.2.9: Error ($1 - \text{fitness}$) medio de los 30 individuos de cada generación junto con su individuo óptimo

genético, mostrando las mejoras progresivas alcanzadas en la correspondencia con las geometrías experimentales.

Se ha seleccionado una muestra representativa que, aunque no incluye la totalidad de los experimentos realizados, sí comprende aquellos considerados más significativos para el estudio. Concretamente, se presentan los resultados correspondientes a las tres variantes de matriz estudiadas y a las dos geometrías analizadas (tipo U y tipo W), garantizando así una cobertura adecuada de los aspectos experimentales más importantes.

Las figuras 5.2.10 a 5.2.15 muestran la evolución geométrica del perfil simulado a lo largo de las diferentes generaciones del algoritmo genético en comparación con el perfil experimental. La línea negra sólida corresponde al promedio de los datos experimentales obtenidos mediante ensayos repetidos, acompañada de una banda sombreada que representa la desviación estándar de dichos ensayos, indicando así la variabilidad inherente al proceso experimental.

Se observa que, durante las generaciones iniciales (identificadas mediante colores oscuros en tonalidades azuladas y moradas), existe una dispersión significativa en los perfiles simulados respecto al resultado experimental, especialmente en las regiones críticas destacadas con recuadros rojos, las cuales se muestran ampliadas en el margen derecho. Estas zonas han sido seleccionadas estratégicamente debido a que presentan una mayor sensibilidad en la validación del modelo, al estar caracterizadas por curvaturas pronunciadas y transiciones geométricas abruptas, factores que condicionan notablemente la

precisión del ajuste obtenido.

A medida que avanza el proceso evolutivo del algoritmo (transición hacia tonos verdes y amarillos), se evidencia una clara tendencia hacia la reducción de las desviaciones geométricas con respecto al perfil experimental. Particularmente en la última generación representada en color amarillo, la coincidencia entre los resultados simulados y experimentales es notablemente alta, lo que refleja la efectividad del método en la optimización de los parámetros del modelo material empleado.

Las vistas ampliadas a la derecha de la figura permiten una apreciación más detallada del comportamiento evolutivo en las zonas críticas antes descritas.

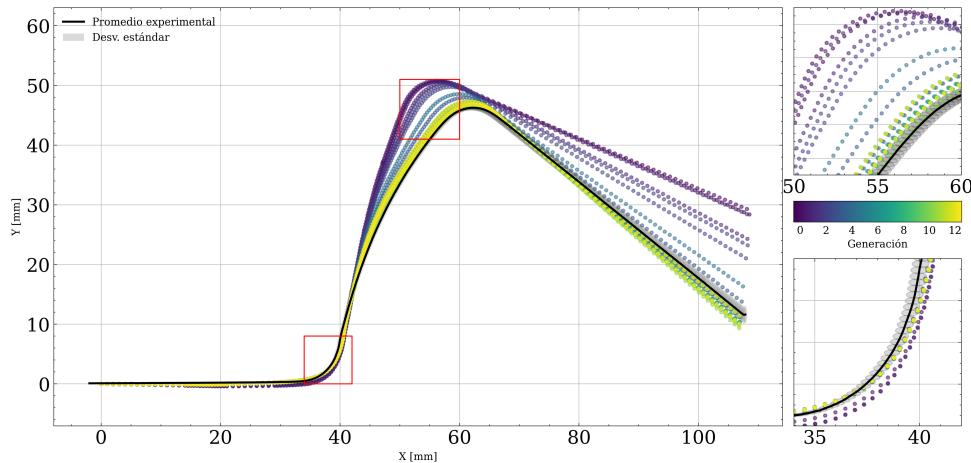


Figura 5.2.10: Evolución generacional del ajuste geométrico para el ensayo **U_R5_1000_90**, correspondiente a una geometría tipo U con radio de matriz de 5 mm, fuerza del pisador (BHF) de 1000 N, y orientación del espécimen a 90° respecto a la dirección de laminación.

5.2.5. Evolucion Parametros

En esta sección se analiza detalladamente la evolución de los parámetros del modelo a lo largo de las sucesivas generaciones del algoritmo evolutivo. El objetivo es identificar las tendencias en la variación de dichos parámetros y evaluar su convergencia hacia valores óptimos, así como examinar la relación directa entre esta evolución y la mejora observada en el ajuste numérico-experimental. Para ello, se presentan figuras donde se muestra la evolución de los diferentes parámetros a lo largo de las sucesivas generaciones del algoritmo evolutivo. El eje horizontal representa las generaciones del algoritmo, mientras que el eje vertical indica los valores numéricos de dichos parámetros, adaptándose dinámicamente según el rango definido en cada generación. El rango disponible para la selección de los individuos está representado median-

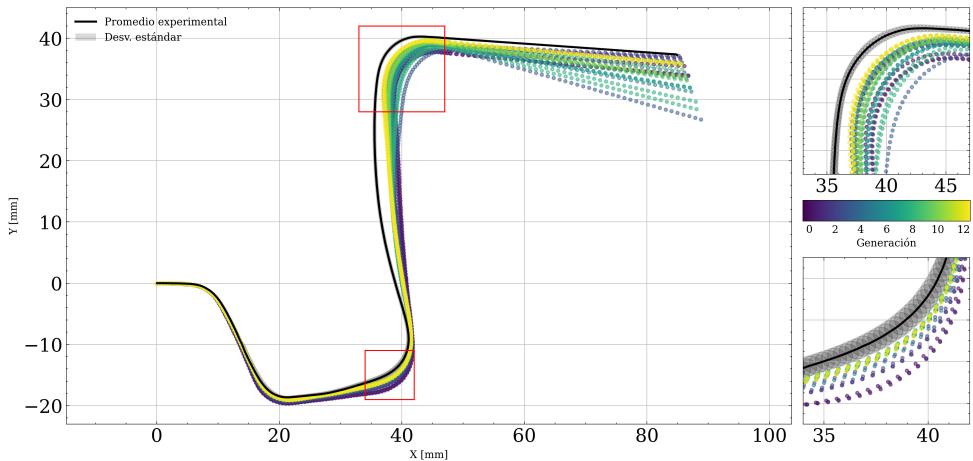


Figura 5.2.11: Evolución generacional del ajuste geométrico para el ensayo **W_R5_500_45**, correspondiente a una geometría tipo W con radio de matriz de 5 mm, fuerza del pisador (BHF) de 500 N, y orientación del espécimen a 45° respecto a la dirección de laminación.

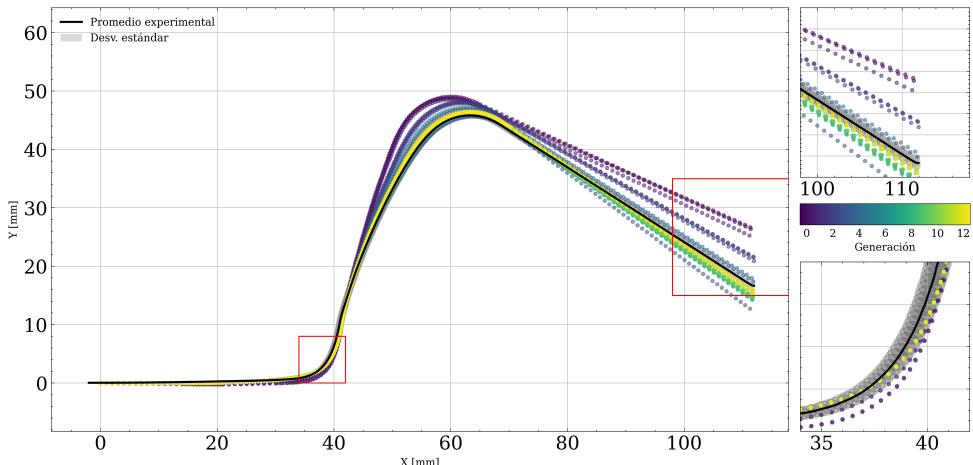


Figura 5.2.12: Evolución generacional del ajuste geométrico para el ensayo **U_R8_500_90**, correspondiente a una geometría tipo U con radio de matriz de 8 mm, fuerza del pisador (BHF) de 500 N, y orientación del espécimen a 90° respecto a la dirección de laminación.

te rectángulos azules de fondo, cuya altura varía entre generaciones conforme cambia la amplitud permitida del parámetro.

Los puntos rojos corresponden a los valores específicos adoptados por cada uno de los individuos en cada generación. Adicionalmente, el círculo y la cruz negra indican, respectivamente, los dos mejores individuos de cada generación permitiendo observar su evolución desde la generación inicial hasta la

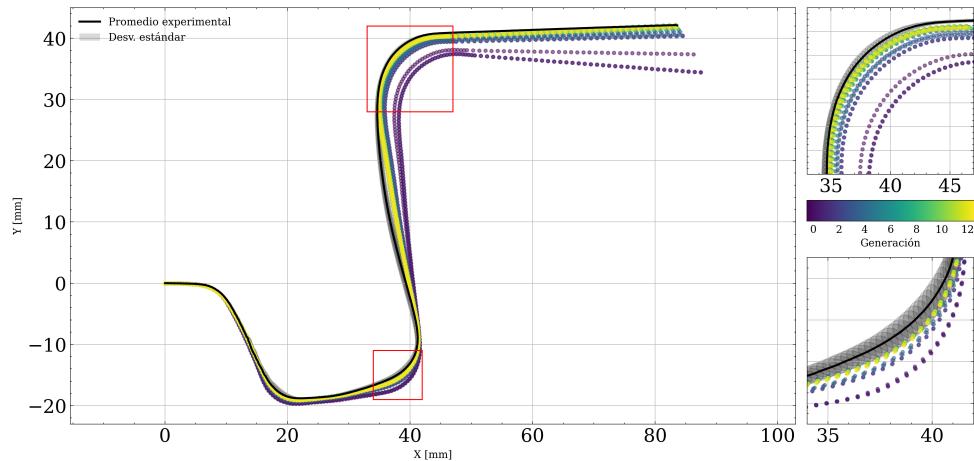


Figura 5.2.13: Evolución generacional del ajuste geométrico para el ensayo **W_R8_500_45**, correspondiente a una geometría tipo W con radio de matriz de 8 mm, fuerza del pisador (BHF) de 500 N, y orientación del espécimen a 45° respecto a la dirección de laminación.

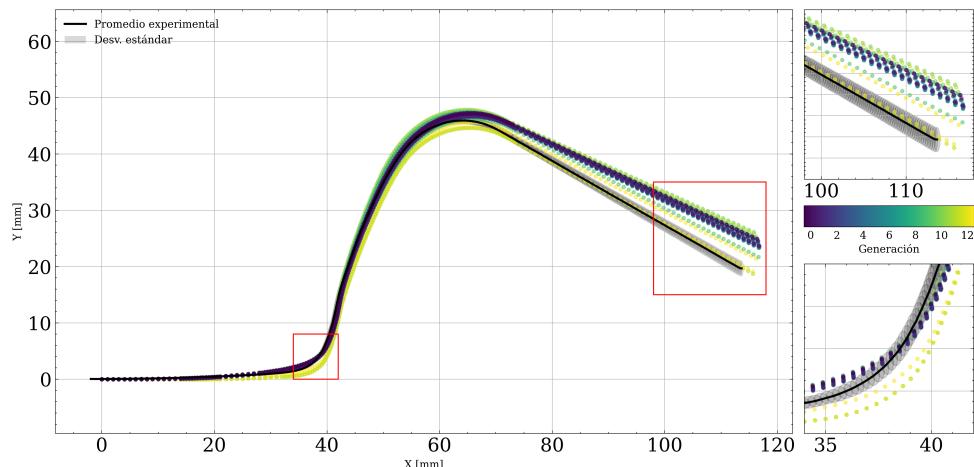


Figura 5.2.14: Evolución generacional del ajuste geométrico para el ensayo **U_R12_500_0**, correspondiente a una geometría tipo U con radio de matriz de 12 mm, fuerza del pisador (BHF) de 500 N, y orientación del espécimen a 0° respecto a la dirección de laminación.

final. El valor del mejor individuo a lo largo de las generaciones traza una línea discontinua que visualiza claramente la trayectoria del valor más óptimo encontrado para este parámetro.

La Figura 5.2.16 muestra la evolución de los parámetros cb y y a lo largo de las generaciones del algoritmo evolutivo. En el caso específico del parámetro cb , en la generación inicial se observa una elevada dispersión, debida principal-

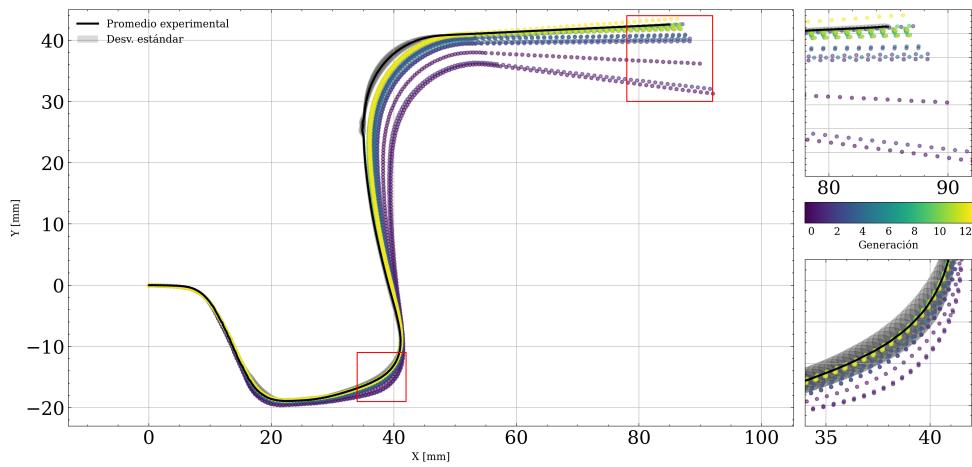


Figura 5.2.15: Evolución generacional del ajuste geométrico para el ensayo **W_R12_500_0**, correspondiente a una geometría tipo W con radio de matriz de 12 mm, fuerza del pisador (BHF) de 500 N, y orientación del espécimen a 0° respecto a la dirección de laminación.

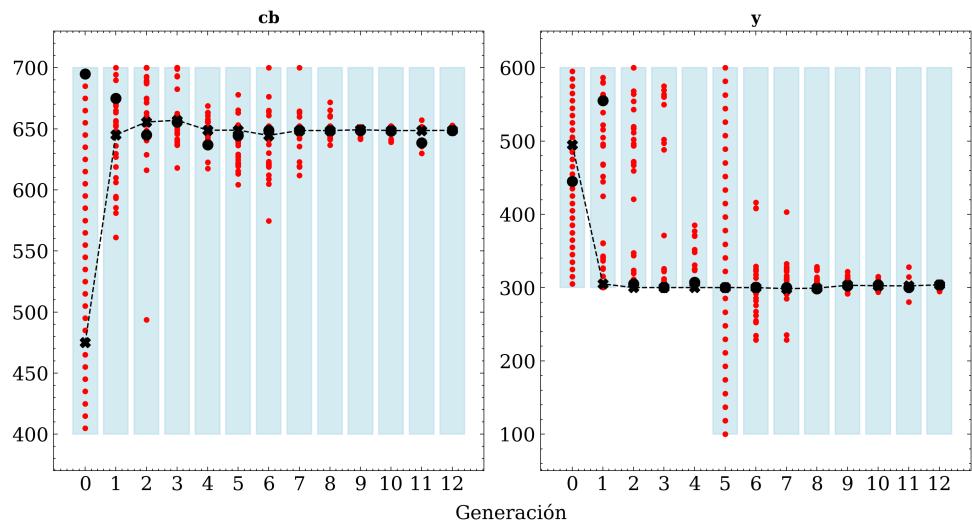


Figura 5.2.16: Evolución de los parámetros *cb* y *y*

mente al método empleado para generar los individuos de dicha generación. A partir de la segunda generación, los resultados se estabilizan rápidamente y convergen hacia un valor específico, alrededor del cual persisten pequeñas fluctuaciones en las generaciones posteriores. Por su parte, el parámetro y muestra un comportamiento diferente: inicialmente converge rápidamente hacia el límite inferior del rango inicial definido como $[600, 300]$, lo que motiva una ampliación de dicho rango hasta $[600, 100]$ en la generación 5. Esta ampliación produce un nuevo incremento en la dispersión, aunque finalmente el parámetro converge nuevamente hacia el valor anteriormente obtenido.

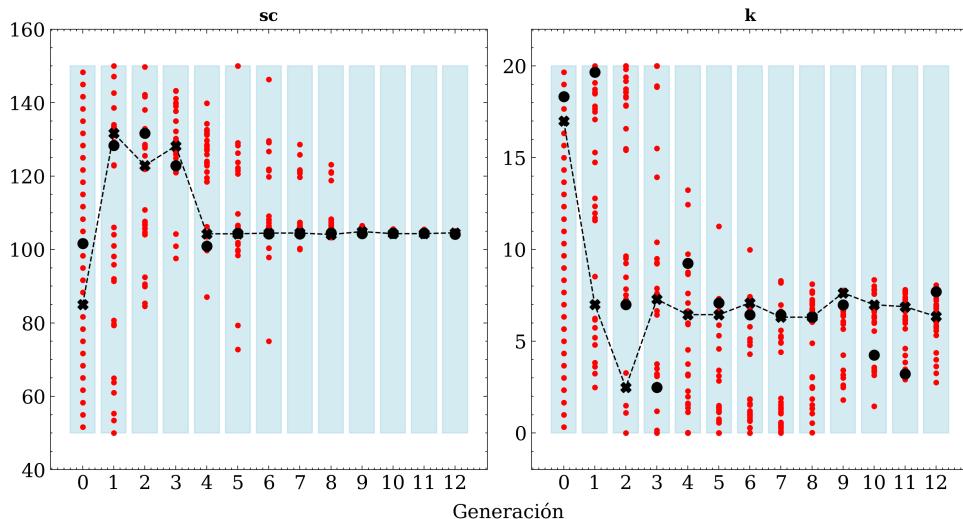
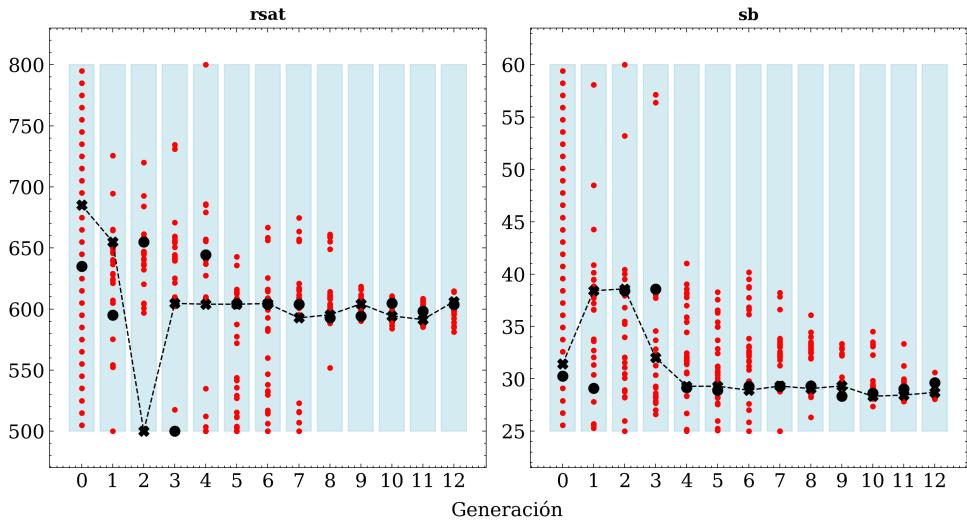


Figura 5.2.17: Evolución de los parámetros sc y k

La Figura 5.2.17 muestra la evolución de los parámetros sc y k a lo largo de las generaciones del algoritmo evolutivo. Para el parámetro sc , se aprecia un aumento rápido del valor óptimo hasta alcanzar un máximo en la segunda generación. Posteriormente, desde la cuarta generación en adelante, los valores óptimos del parámetro se estabilizan y presentan pequeñas fluctuaciones alrededor de un valor constante.

En cuanto al parámetro k , sufre una rápida disminución del valor óptimo que alcanza su mínimo en la tercera generación. A partir de este punto, se observa una estabilización gradual hacia valores relativamente constantes en las generaciones posteriores, acompañada de fluctuaciones menores en torno al valor óptimo estabilizado.

La Figura 5.2.18 presenta la evolución de los parámetros $rsat$ y sb a lo largo de las generaciones del algoritmo evolutivo. Para el parámetro $rsat$, se observa una tendencia descendente rápida hasta alcanzar un valor mínimo en


 Figura 5.2.18: Evolución de los parámetros $rsat$ y sb

la tercera generación. A partir de este punto, los valores óptimos se estabilizan y permanecen relativamente constantes en las generaciones posteriores, aunque persisten ligeras fluctuaciones en torno a dicho valor.

En cuanto al parámetro sb , también se aprecia un incremento rápido del valor óptimo que alcanza su máximo en la segunda y tercera generación. Posteriormente, desde la tercera generación en adelante, los valores disminuyen y convergen rápidamente hacia un valor constante, mostrando una estabilización con pequeñas oscilaciones alrededor de dicho valor.

La Figura 5.2.19 ilustra la evolución de los parámetros h y $c1$ a lo largo de las generaciones del algoritmo evolutivo. Para el parámetro h , inicialmente experimenta una caída brusca, seguida de una fase de oscilación moderada, para finalmente alcanzar una convergencia estable en torno a 0,35 hacia las últimas generaciones. En cuanto al parámetro $c1$, se aprecia una clara tendencia descendente que culmina con un valor mínimo que satura el valor en el mínimo del rango establecido inicialmente [0,15, 0,25]. En la generación 7 se modifica dicho rango a [0,10, 0,18] donde se produce una nueva reducción y convergencia hacia su valor óptimo.

La Figura 5.2.20 muestra la evolución de los parámetros $c2$ y coe a lo largo de las generaciones del algoritmo evolutivo. El parámetro $c2$, inicialmente muestra un rápido incremento del valor óptimo, que alcanza un máximo claramente definido en la primera generación. Posteriormente, dicho valor desciende de manera gradual aunque aún presenta pequeñas fluctuaciones. Acaba estabilizándose alrededor de un valor más bajo en las últimas genera-

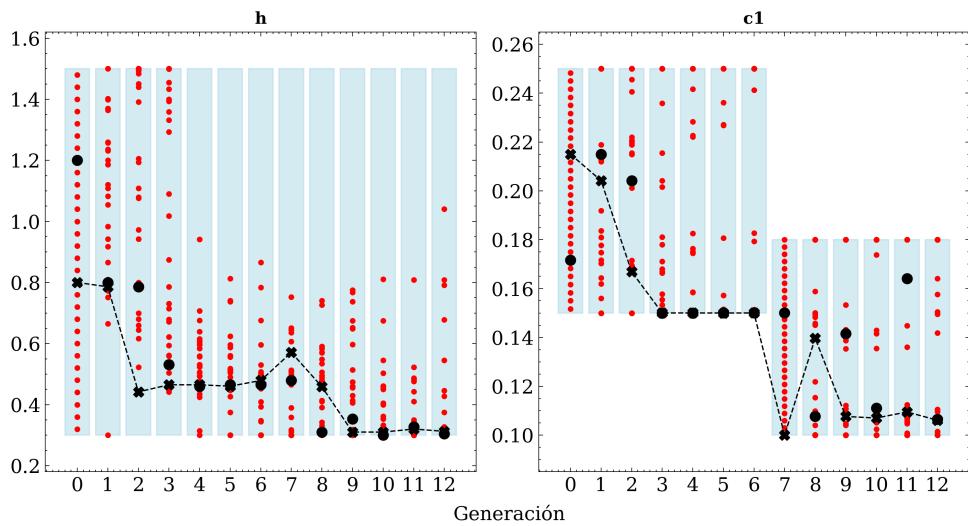


Figura 5.2.19: Evolución de los parámetros h y $c1$

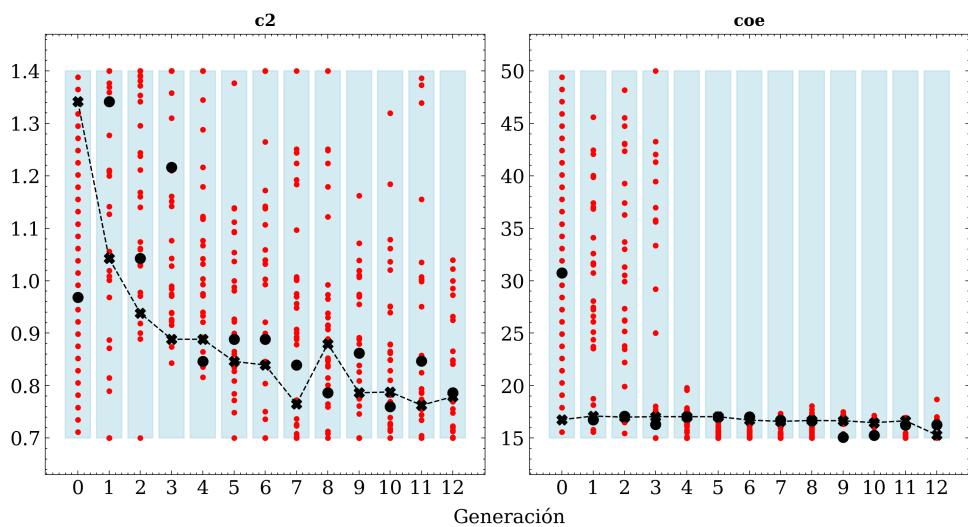


Figura 5.2.20: Evolución de los parámetros $c2$ y coe

ciones.

Por otro lado, el parámetro *coe* presenta un marcado descenso en su valor, que rápidamente se estabiliza desde la segunda generación, manteniéndose prácticamente constante y mostrando mínimas variaciones durante todas las generaciones posteriores.

5.2.6. Individuo Óptimo Final

Una vez evaluada la evolución de los parámetros a lo largo del proceso evolutivo, se ha identificado el individuo óptimo final, correspondiente a la solución que ofrece el mejor ajuste con respecto a la función objetivo establecida. La Tabla 5.2.1 recoge los valores óptimos alcanzados por cada uno de los parámetros considerados, resultado de la convergencia observada durante las generaciones del algoritmo.

Este conjunto de parámetros constituye una solución robusta y estable, dado que su elección responde a una clara convergencia y estabilización del algoritmo evolutivo, respaldada por la disminución progresiva en la dispersión de los valores y la estabilidad final observada en las últimas generaciones. El valor del fitness logrado por este individuo es de 0.94, lo cual implica un ajuste altamente satisfactorio con un error aproximado del 6 % respecto a los resultados experimentales.

A continuación, en la siguiente sección, se empleará dicho individuo óptimo final para validar y analizar detalladamente el comportamiento del modelo analizado en la Sección 3.1 frente a los resultados experimentales, confirmando así la eficacia y precisión de la metodología utilizada en una pieza industrial.

Tabla 5.2.1: Valores del individuo óptimo final obtenidos mediante el algoritmo evolutivo.

Parámetro	Valor óptimo final
<i>cb</i>	649.20
<i>y</i>	303.11
<i>sc</i>	104.88
<i>k</i>	6.43
<i>rsat</i>	604.17
<i>sb</i>	28.73
<i>h</i>	0.32
<i>c1</i>	0.11
<i>c2</i>	0.77
<i>coe</i>	15.67

5.3. Resultados Experimentales Pieza Industrial

En esta sección se presentan los resultados obtenidos a partir de la campaña experimental realizada sobre la pieza final de producción. Dichos ensayos han sido diseñados y ejecutados con el objetivo de caracterizar el comportamiento mecánico real del material en condiciones representativas del proceso industrial. Toda la información relativa al útil empleado para la medición del desplazamiento producido por el *springback* se encuentra detallada en la sección 3.1.3.

La campaña experimental ha consistido en la fabricación de un total de veinte piezas mediante el proceso de conformado, distribuidas en dos niveles distintos de fuerza de pisado: 50 toneladas y 200 toneladas. Para cada nivel se han producido diez piezas. El propósito de esta variación en la carga de pisado es inducir diferentes estados tensionales en las piezas conformadas, con el fin de evaluar posteriormente su influencia sobre el fenómeno de *springback*. Esta estrategia experimental permite establecer una base comparativa sólida para analizar la sensibilidad del retroceso elástico a las condiciones de carga aplicadas durante el proceso de conformado, así como la sensibilidad de los modelos numéricos a diferentes estados tensionales inducidos en la pieza.

Este conjunto de resultados experimentales constituye la base de referencia sobre la cual se llevarán a cabo los análisis comparativos con las simulaciones numéricas del mismo proceso, implementadas mediante el modelo de plasticidad anisotrópica Barlat YLD2000 y el modelo de endurecimiento cinemático no lineal de Yoshida-Uemori, calibrado mediante técnicas de optimización basadas en algoritmos genéticos, presentados anteriormente.

Los diagramas presentados en las Figuras 5.3.1 y 5.3.2 describen el desplazamiento elástico (Z_{desp} mostrado en la Figura 3.1.2) en función del perímetro del canto libre desde 0 a 2800 mm, iniciándose en la zona frontal y avanzando en sentido antihorario a través de las zonas Frente, Derecha, Posterior e Izquierda. El eje X indica este desarrollo del perímetro, mientras que el eje Y representa el desplazamiento Z_{desp} relativo, positivo hacia la parte superior del útil. Para facilitar la interpretación, se han establecido zonas claramente delimitadas mediante franjas verticales: el Frente (0–900 mm, sin sombreado), la Derecha (900–1400 mm, sombreado oscuro), la Posterior (1400–2300 mm, sin sombreado) y la Izquierda (2300–2800 mm, sombreado oscuro). Esta segmentación permite relacionar fácilmente la respuesta local de las cuatro caras y las características particulares de la pieza estudiada.

En las figuras se representan los resultados experimentales junto con su correspondiente banda de error. Las barras verticales asociadas a cada punto experimental indican la desviación estándar de las mediciones realizadas. Además, la zona sombreada proporciona una estimación visual de la variabilidad esperada en torno a la tendencia media. Esta representación permite evaluar de forma más rigurosa la consistencia de los datos experimentales y

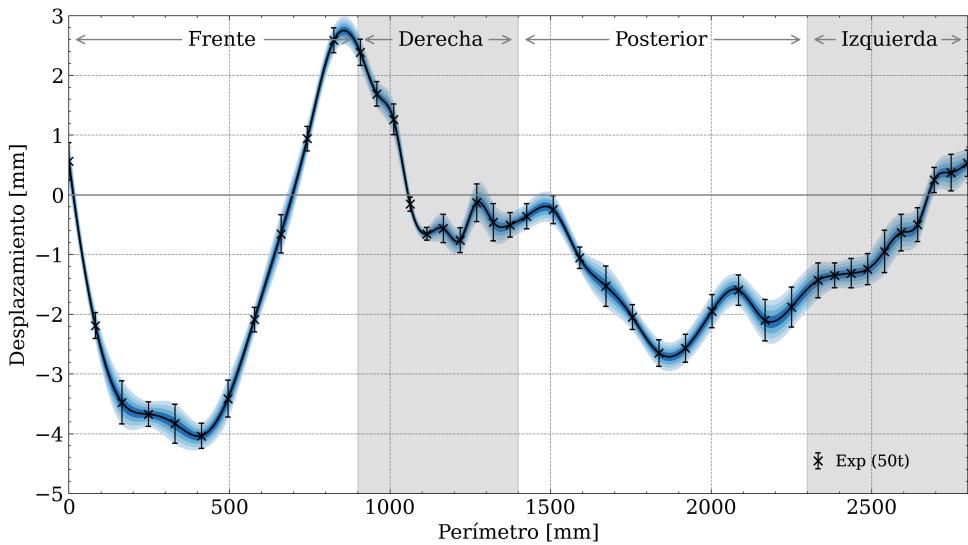


Figura 5.3.1: Los resultados experimentales obtenidos para una fuerza de pisado de 50t muestran deformaciones de hasta -4 mm en la zona frontal y 3 mm en la esquina Frente-Derecha. La máxima desviación respecto al valor medio es de $\pm 0,35\text{ mm}$, evidenciando la alta repetibilidad del proceso.

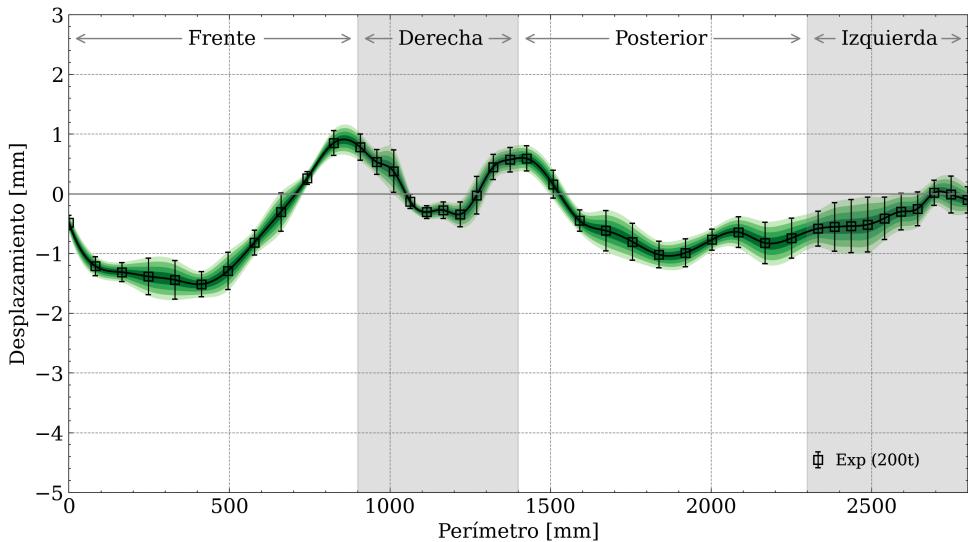


Figura 5.3.2: Resultados experimentales para una fuerza de pisado de 200t. El frente de la pieza alcanza $-1,6\text{ mm}$, aumentando hasta 1 mm en la esquina Frente-Derecha. La cara derecha presenta un patrón ondulado con un mínimo en su centro y un máximo de $0,8\text{ mm}$ en la esquina Posterior-Derecha. En la cara posterior la deformación llega a -1 mm , retornando a $-0,1\text{ mm}$ en la cara izquierda.

su comparación posterior con los resultados numéricos.

La Figura 5.3.1 presenta los resultados experimentales para una fuerza de pisado de 50 toneladas. Se observa una deformación en la zona media del frente de la pieza de -4 mm alcanzando en la esquina Frente-Derecha una deformación de cerca de 3 mm. La deformación en la cara derecha desciende hasta los -0.5mm mientras que en la posterior alcanza los -3 mm relajándose hasta los -1.5mm en la esquina Posterior-Izquierda, que durante su transito sobre la cara izquierda aumenta hasta los 0.5mm al llegar a la esquina Frente-Izquierda. La máxima desviación registrada respecto al valor medio ha sido de ± 0.35 mm, lo que pone de manifiesto una elevada repetibilidad del proceso de conformado desde el punto de vista geométrico. Esta baja dispersión dimensional refuerza la validez de los datos experimentales como base de referencia para la comparación con los resultados numéricos y confirma la estabilidad del proceso bajo las condiciones evaluadas.

La Figura 5.3.2 presenta los resultados experimentales para una fuerza de pisado de 200 toneladas. El frente de la pieza alcanza una deformación de -1.6 mm aumentando hasta 1mm al llegar a la esquina Frente-Derecha. La cara derecha sigue un patrón ondulado, descendiendo progresivamente hasta alcanzar un valor mínimo al llegar al centro de la cara para volver a alcanzar los 0.8mm en la esquina Posterior-Derecha. En la cara posterior de nuevo la deformación llega a los -1 mm retornando a -0.1 en la cara izquierda.

El *springback* es esencialmente consecuencia de tensiones residuales no uniformes que quedan en la pieza tras la deformación y descarga. En una embutición, diferentes regiones de la chapa experimentan distintos historiales de deformación, lo que lleva a un estado tensional complejo después del conformado. Cuando la chapa se estira y dobla sobre el radio de la matriz y luego se endereza formando la pared vertical, se genera un ciclo de doblado y desdoblado. Durante la flexión inicial sobre el radio de la matriz, la cara exterior de la chapa (lado que contacta el punzón) queda en tensión, mientras que la cara interior (lado de la matriz) está en compresión. Posteriormente, al pasar a la pared recta (desdoblado), esas mismas fibras cambian de rol: la cara que estuvo en tensión pasa a compresión y viceversa.

Debido a este ciclo, es difícil que ambas caras del espesor tengan deformaciones idénticas, quedando un gradiente de tensión a lo largo del espesor incluso después de haberse liberado la carga. Este gradiente a través del espesor actúa como un momento flector residual que tiende a abrir o curvar la pieza tras la descarga. La pared que debería ser recta presenta una ligera curvatura debido a que un lado de su espesor se acorta elásticamente mientras el otro se alarga al liberar las tensiones elásticas desbalanceadas. Asimismo, las pestañas o bordes libres de la pieza pueden abrirse por estas tensiones no equilibradas, ya que no tienen restricción geométrica una vez retirada la matriz.

La trayectoria de deformación influye notablemente en estas tensiones re-

siduales. Si durante el conformado se producen inversiones de carga como la compresión seguida de tracción, ocurre el efecto Bauschinger: el material presenta una reducción de su tensión de fluencia en la dirección inversa, facilitando algo de deformación plástica durante la fase de desflexión. Sin embargo, si la inversión de tensiones no es suficientemente grande como para plastificar por completo la fibra inicialmente comprimida, ésta quedará con tensión elástica acumulada. En el caso de la embutición, si la pared no se somete a un estiramiento suficiente durante la embutición, la cara interior que estuvo comprimida podría no fluir plásticamente al enderezarse, reteniendo una tensión residual de compresión elevada. Al descargar, esa tensión intenta aliviarse elongando la fibra interior y encogiendo la exterior, provocando una curvatura neta de la pared hacia afuera. En cambio, si durante la embutición se aplica una tracción significativa, es posible que la capa interior también se someta a flujo plástico al desdoblar, reduciendo o invirtiendo las tensiones internas y dejando el espesor en un estado tensional más uniforme. Esto último minimiza el momento flector residual y por ende el *springback* angular y la curvatura lateral.

La fricción entre la chapa y las herramientas juega un papel dual en este proceso. Una mayor fricción (debido a un coeficiente de fricción alto o a una mayor presión del pisador) restringe el deslizamiento de la chapa y requiere mayores fuerzas de tracción para arrastrarla hacia el interior de la matriz. Por el contrario, con una fricción baja la chapa fluye más libremente. Si el material se desliza sin mucha resistencia, la deformación en la pared proviene más de un simple arrastre que de un estiramiento intenso lo que resulta en menores deformaciones plásticas en la zona de la pared. En consecuencia, una fricción baja puede contribuir a que quede un mayor componente elástico recuperable (más *springback*), mientras que una fricción elevada induce mayor tensión y plastificación, reduciendo la recuperación elástica. La fricción actúa en conjunto con el pisador: si la fuerza de sujeción es insuficiente o la chapa está excesivamente lubricada, habrá más deslizamiento y menor tensión en el material. Si el pisador aprieta con fuerza y/o se emplean elementos como resaltes de frenado que añaden fricción controlada, el material experimenta más tensión y estiramiento durante la embutición, modificando la trayectoria de deformación hacia un estado más favorable con más deformación plástica uniforme generando menos tensiones desbalanceadas.

La comparativa entre los resultados experimentales obtenidos para fuerzas de pisado de 50 y 200 toneladas muestra claramente el impacto que la presión aplicada tiene sobre la distribución final de deformaciones y, en consecuencia, sobre el fenómeno del *springback*. Con una fuerza de pisado de 50 toneladas, la pieza evidencia deformaciones mayores y variaciones locales más pronunciadas, reflejando un menor nivel de plastificación y, por ende, tensiones residuales más heterogéneas que favorecen la aparición del *springback*.

Al incrementar la fuerza de pisado a 200 toneladas, se observa una reducción

significativa de las deformaciones máximas y una distribución más homogénea de las mismas. Esto implica un mayor grado de plastificación y un historial de deformación más uniforme, minimizando el gradiente tensional a través del espesor. En consecuencia, se atenúa el momento flector residual, disminuyendo considerablemente el *springback* resultante.

5.4. Resultados Numéricos Pieza Industria

En esta sección se presentan los resultados obtenidos de la cadena de simulaciones numéricas que incluyen los procesos consecutivos de embutición, corte y *springback* de la pieza estudiada, utilizando el modelo de plasticidad anisotrópica YLD2000 descrito en capítulos anteriores. Este estudio sirve como caso base o referencia inicial para posteriores análisis comparativos con simulaciones del mismo proceso empleando el modelo de Yoshida-Uemori, cuyos parámetros han sido calibrados mediante la optimización con algoritmos genéticos.

5.4.1. Modelo YLD2000: resultados y validación

En la Figura 5.4.1 se presentan los resultados comparativos entre la medida experimental (azul claro, con banda de dispersión) y la simulación numérica (azul oscuro) con el modelo ***MAT_BARLAT_YLD2000**, ambas correspondientes a una fuerza del pisador de 50 t. La curva experimental muestra el perfil real del desplazamiento a lo largo del perímetro de la pieza, mientras que la simulación reproduce la tendencia general.

En la región frontal, la simulación predice adecuadamente el primer pico de desplazamiento, aunque con una sobreestimación en la amplitud y posición del valle. En la zona derecha se aprecia una correspondencia adecuada en la forma, pero una discrepancia significativa en la magnitud del perfil. En la parte posterior aparecen discrepancias más notables: la simulación tiende a suavizar las oscilaciones observadas en el ensayo experimental, lo que sugiere limitaciones del modelo para reproducir variaciones locales más complejas del *springback*. Finalmente, en la zona izquierda la predicción vuelve a alinearse con los resultados experimentales en las esquinas, aunque no es capaz de capturar la geometría lineal de la deformación en el ala izquierda.

En conjunto, los resultados muestran que el modelo ***MAT_BARLAT_YLD2000** ofrece una capacidad predictiva razonable del *springback* global, pero aún con diferencias locales que evidencian la necesidad de incorporación de modelos avanzados.

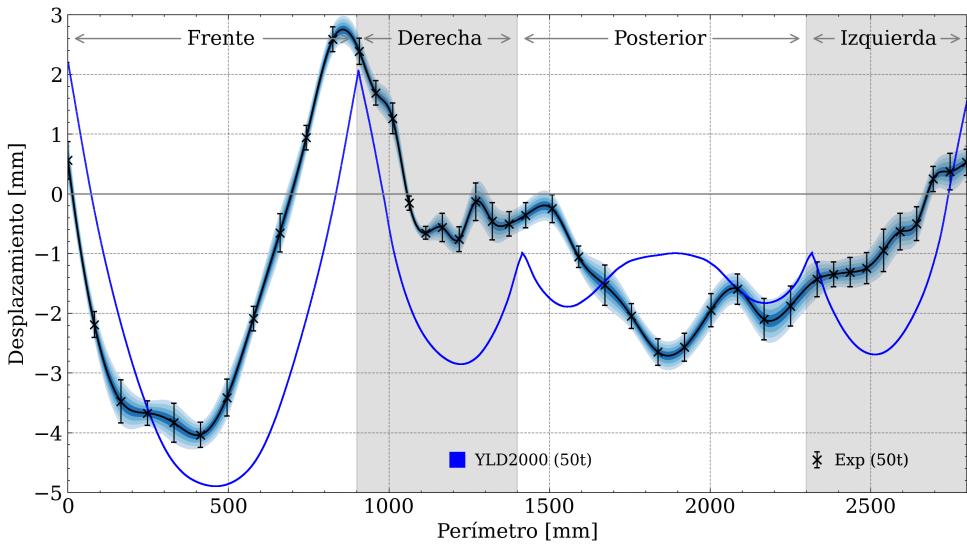


Figura 5.4.1: Comparación entre el perfil experimental y el numérico obtenido con el modelo `*MAT_BARLAT_YLD2000` bajo una carga de 50 t.

En la Figura 5.4.2 se comparan los resultados experimentales (verda, con banda de dispersión) con la simulación numérica (roja) basada en `*MAT_BARLAT_YLD2000` para una fuerza de pisador de 200 t. A nivel global, la simulación reproduce sólo parcialmente la morfología del perfil: aparece un sesgo vertical sistemático hacia desplazamientos más negativos, del orden de 1-2 mm a lo largo de gran parte del perímetro.

En la región Frente, el modelo capta la presencia del primer valle, pero subestima claramente el ascenso final y no alcanza el máximo positivo observado experimentalmente; tanto la amplitud como el nivel medio quedan más deprimidos. En la Derecha se mantiene la correspondencia en la localización de mínimos, aunque la magnitud es sobreestimada por la simulación y persiste un sesgo negativo notable. En la zona Posterior la simulación suaviza las oscilaciones y no reproduce el pico alrededor de 1500 mm de perímetro; el desfase vertical se mantiene prácticamente constante. Finalmente, en la Izquierda el experimento muestra una recuperación progresiva hacia valores próximos a cero, mientras que la predicción conserva un perfil más negativo y no captura la tendencia casi lineal de la subida final.

A 200 t el modelo `*MAT_BARLAT_YLD2000` describe de forma razonable la tendencia global del *springback*, pero presenta un error sistemático y un alisado de las variaciones locales.

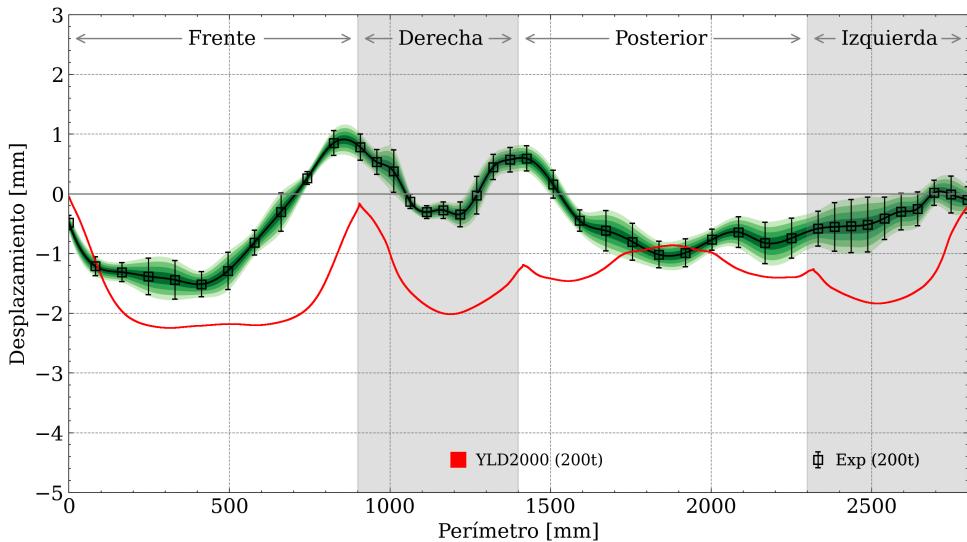


Figura 5.4.2: Comparación entre el perfil experimental y el numérico obtenido con el modelo `*MAT_BARLAT_YLD2000` bajo una carga de 200 t.

En conjunto, los ensayos de 50 t y 200 t muestran que `*MAT_BARLAT_YLD2000` reproduce la forma global del perfil, pero infracapta la amplitud y suaviza las variaciones locales; además, a 200 t aparece un desfase vertical casi constante (del orden de 1-2 mm), lo que puede evidenciar una sensibilidad insuficiente a la historia de carga y al efecto Bauschinger. Cabe notar, asimismo, que este modelo asume un módulo elástico constante no contempla su evolución con la deformación, lo que probablemente contribuye tanto al sesgo observado como al alisado de las oscilaciones locales.

5.4.2. Modelo Yoshida-Uemori: resultados y validación

En la Figura 5.4.3 se comparan los resultados experimentales (azul, con banda de dispersión) con la simulación numérica (morado) basada en la ley de endurecimiento Yoshida-Uemori implementada en `*MAT_242`, para una fuerza del pisador de 50 t. En términos globales, el modelo reproduce la tendencia del perfil a lo largo del perímetro y capta el cambio de signo en las transiciones, aunque persiste un alisado de las oscilaciones locales.

En la región Frente, la simulación predice el primer valle pero con menor amplitud y una recuperación demasiado gradual; el pico positivo siguiente se subestima y aparece ligeramente desplazado. En la Derecha se conserva la forma general, pero la transición hacia valores negativos se retrasa y se pierden las pequeñas ondulaciones observadas experimentalmente entre 1100-1400 mm. En la zona Posterior, la localización del valle principal (1900 mm) y su amplitud se reproducen razonablemente, si bien el mínimo resulta algo más

profundo y el entorno está sobreamortiguado. Finalmente, en la Izquierda la predicción permanece más negativa que el experimento hasta 2350–2400 mm; la recuperación posterior es más brusca y termina con un ligero sobrealcance positivo, capturando la pendiente casi lineal del ala.

En la Figura 5.4.4 se comparan los resultados experimentales (verde claro, con banda de dispersión) con la simulación numérica (verde fino) basada en la ley Yoshida–Uemori implementada en ***MAT_242**, para una fuerza de pisador de 200 t. A escala global, el modelo reproduce la morfología del perfil y el cambio de signo entre zonas, aunque persisten diferencias de amplitud y un cierto alisado de las ondulaciones locales.

En la región Frente, la simulación capta el valle inicial pero lo sobreestima en profundidad y recupera demasiado rápido; el pico cercano a 1000 mm aparece sobredimensionado respecto al experimento. En la Derecha, la forma general es coherente, pero el hombro intermedio se representa con una transición más rígida y se pierden pequeñas oscilaciones observadas en la medida. En la zona Posterior, el descenso y la posición del valle principal se reproducen razonablemente, si bien la amplitud es más negativa que la experimental y el entorno aparece sobreamortiguado. Finalmente, en la Izquierda se concentran las mayores discrepancias: la simulación genera un valle más profundo en torno a 2350-2450 mm y una recuperación brusca con sobrealcance positivo al final del perímetro, mientras que el experimento muestra una subida más gradual hacia valores próximos a cero.

En conjunto, a 200 t el modelo YoshidaUemori (***MAT_242**) mejora la coherencia de fase respecto al comportamiento medido y reduce parcialmente el sesgo

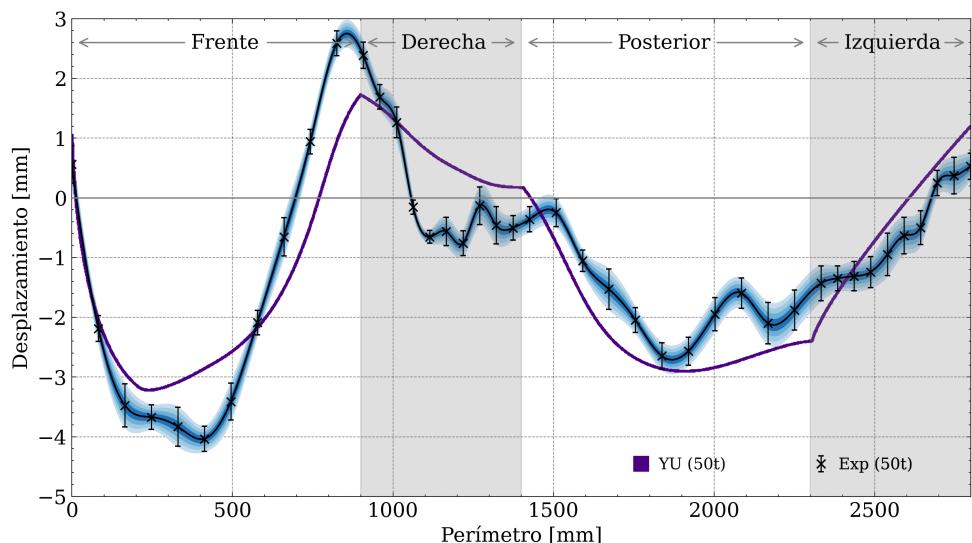


Figura 5.4.3: Comparación entre el perfil experimental y el numérico obtenido con el modelo ***MAT_242** bajo una carga de 50 t.

observado con modelos puramente isotrópicos, pero sobrepredice amplitudes en crestas y valles y suaviza la textura local del *springback*. Una calibración adicional de los parámetros cinemáticos e isotrópicos, junto con la revisión del módulo elástico efectivo y de las condiciones de contacto/sujeción, debería acotar el sobrealcance en los extremos y recuperar las oscilaciones de pequeña escala.

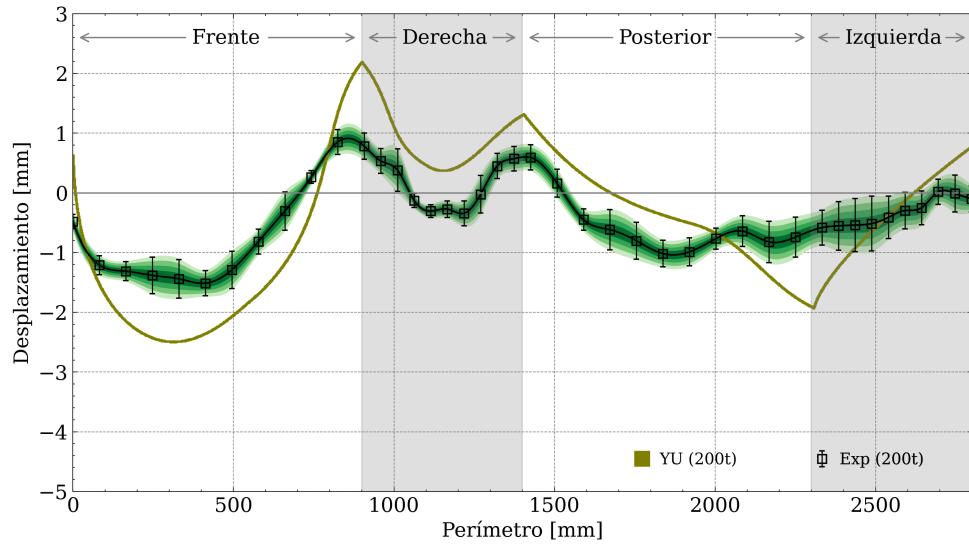


Figura 5.4.4: Comparación entre el perfil experimental y el numérico obtenido con el modelo ***MAT_242** bajo una carga de 200 t.

El modelo YoshidaUemori en ***MAT_242** proporciona una predicción sólida del *springback* a 50 y 200 t: reproduce con buena fidelidad la morfología global del perfil, el cambio de signo entre zonas y la localización de los principales valles y crestas. Las discrepancias son localizadas y se manifiestan sobre todo en la amplitud de ciertos extremos y en un ligero alisado de ondulaciones de pequeña escala, manteniendo la coherencia global del perfil.

5.4.3. Comparativa Resultados

Esta sección compara cuantitativamente el poder predictivo de las formulaciones Yoshida-Uemori ***MAT_242** y Barlat ***MAT_BARLAT_YLD2000** frente a la medición del *springback* bajo la misma condición de fuerza de pisado. La Figura correspondiente se organiza en dos paneles: el superior muestra los perfiles experimental y numéricos, y el inferior representa el residuo puntual

$$r(s) = y_{\text{exp}}(s) - y_{\text{modelo}}(s) \quad (5.7)$$

Por convenio, $r > 0$ denota una subestimación del desplazamiento por parte

del modelo. El análisis se estructura por zonas (Frente, Derecha, Posterior e Izquierda) y evalúa, de forma consistente, la coherencia de fase (posición de máximos y mínimos), la amplitud, el sesgo medio (offset) y la textura local del perfil. Con este marco, se identifican fortalezas y limitaciones de cada formulación.

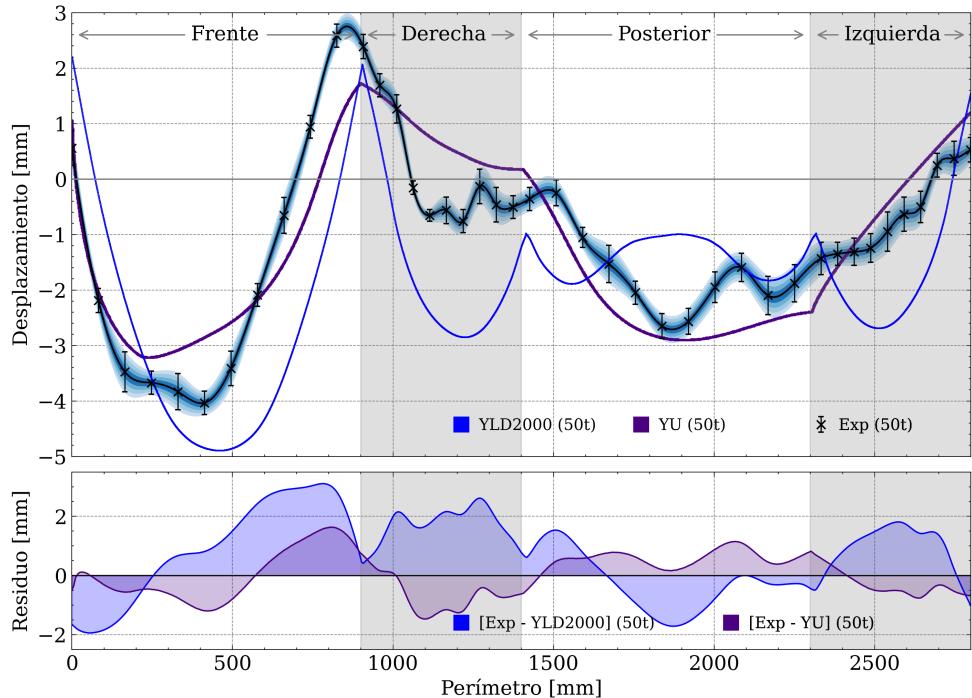


Figura 5.4.5: Comparativa experimento-simulación (50 t). Panel superior: perfiles de desplazamiento a lo largo del perímetro, con banda de dispersión experimental y resultados de YoshidaUemori (*MAT_242) y YLD2000 (*MAT_BARLAT_YLD2000). Panel inferior: residuos experimento-modelo para cada formulación.

En la Figura 5.4.5 se comparan, para 50 t, las predicciones de *MAT_242 (Yoshida-Uemori, curva morada) y *MAT_BARLAT_YLD2000 (curva azul fina) frente a la medida experimental (azul con banda).

Frente. YLD2000 genera un valle excesivamente profundo y una recuperación tardía siendo el residuo marcadamente positivo, alcanzando los 3,1 mm. Mientras que YU sigue la forma del valle inicial con desfase moderado y subestimando el maximo, limitando su residuo a 1,8 mm.

Derecha. YLD2000 introduce una oscilación de gran amplitud y un pico desfasado, con un residuo totalmente positivo que asciende a 2,6 mm. YU reproduce la transición de la esquina Frente-Derecha pero no el cambio de signo, aunque el residuo morado permanece acotado alrededor 1,8 mm.

Posterior. YLD2000 subestima la profundidad en parte del tramo y desplaza la curvatura, generando residuo más acusado cercano a los 2 mm. YU captura la posición del valle principal y su entorno consiguiendo un residuo cercano a 1 mm.

Izquierda. YLD2000 no recoge la tendencia casi lineal del ala y alterna un valle profundo seguido de una cresta elevada resultado en un residuo que llega a los 2 mm. YU reproduce la geometría lineal del ala manteniendo un residuo por debajo de 1 mm.

Para la condición analizada (50t), Yoshida–Uemori ***MAT_242** ofrece una predicción más consistente del perfil: mantiene el residuo más centrado y reduce los máximos locales (de $\sim 2,6$ mm a $\sim 1,8$ mm según la zona), con mejor coherencia de fase en la localización de valles y crestas. Barlat ***MAT_BARLAT_YLD2000** presenta, en cambio, sesgos sistemáticos con valles sobredimensionados y picos desfasados, especialmente en las zonas *Derecha* e *Izquierda*. Persisten desajustes localizados de amplitud y un ligero alisado de las variaciones locales.

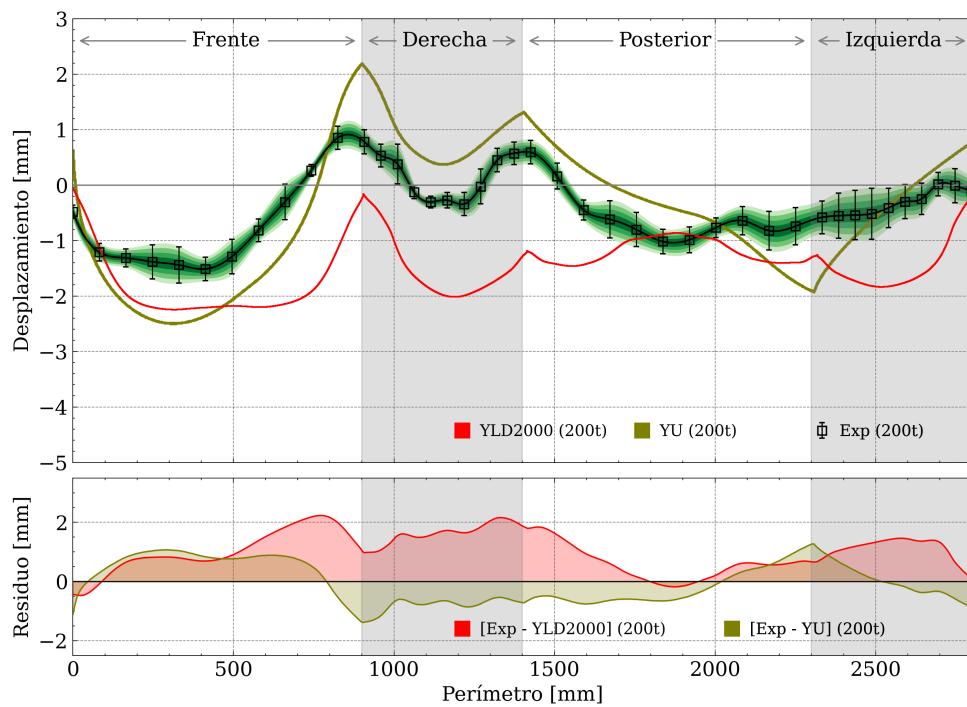


Figura 5.4.6: Comparativa experimento-simulación (200 t). Panel superior: perfiles de desplazamiento a lo largo del perímetro, con banda de dispersión experimental y resultados de YoshidaUemori (***MAT_242**) y YLD2000 (***MAT_BARLAT_YLD2000**). Panel inferior: residuos experimento-modoel para cada formulación.

En la Figura 5.4.6 se comparan, para 200 t, las predicciones de *MAT_242 (Yoshida–Uemori, curva verde) y *MAT_BARLAT_YLD2000 (curva roja) frente a la medida experimental (verde con banda de dispersión).

Frente. YLD2000 genera un valle inicial profundo y un ascenso tardío lo que genera un residuo mayormente positivo y del orden de 2,3 mm. YU reproduce la curvatura y el nivel medio con mejor ajuste; el residuo permanece próximo a 1 mm, con un ligero repunte al llegar a la esquina Frente–Derecha.

Derecha. YLD2000 se mantiene excesivamente negativo aunque copia la curva experimental pero produciendo un residuo persistentemente positivo sobre los 2 mm. YU, en cambio, capta la cresta positiva alrededor de la esquina Frente–Derecha y el valle posterior con buena coherencia de fase, aunque con cierta sobreamplitud pero manteniendo el residuo contenido por debajo de 1 mm.

Posterior. YLD2000 presenta un sesgo más acusado hacia valores negativos y no es capaz de captar la curva que presentan el ala posterior. El residuo asociado presenta un pico de 2 mm.

YU sigue la curvatura del ala experimental hasta acercarse a la esquina Posterior–Izquierda donde se aleja de esta devolviendo un residuo pico de 1 mm.

Izquierda. YLD2000 introduce un valle seguido de una cresta elevada, mientras el ala izquierdo experimental es prácticamente lineal.

YU reproduce dicha recuperación casi lineal hacia la esquina Frente–Izquierda y sólo presenta un sobrealcance moderado al final presentando un residuo alrededor de 1 mm.

Comparando los dos niveles de carga en el pisador (50 t y 200 t), se observa que, la formulación Yoshida–Uemori (*MAT_242) demuestra una capacidad predictiva más robusta del *springback* que YLD2000 (*MAT_BARLAT_YLD2000) manteniendo el residuo acotado en torno a \sim 1 mm, con picos de \sim 1.8 mm, mejora sistemáticamente la coherencia de fase en la localización de valles y crestas.

En contraste, YLD2000 (*MAT_BARLAT_YLD2000) exhibe sesgos medios persistentes y valles sobredimensionados con picos de residuo en el rango de 2–3 mm, a lo largo de todo el perfil, junto con desajustes de fase y un alisado de las variaciones locales.

Considerando de forma integrada amplitud, desplazamientos sistemáticos y fase, Yoshida–Uemori (*MAT_242) se configura como la opción preferente para la predicción del *springback* en el material y geometría estudiados bajo condiciones análogas; no obstante, la presencia de desajustes localizados indica márgenes de mejora atribuidas a la identificación de parámetros y/o a limitaciones constitutivas y/o oportunidades de refinamiento en el modelo numérico del proceso de embutición que deberán abordarse en trabajos futuros.

Capítulo 6

Conclusiones e investigaciones Futuras

6.1. Conclusiones

En esta tesis doctoral se ha abordado la caracterización y modelizado avanzado del comportamiento plástico anisotrópico y el fenómeno de recuperación elástica (*springback*) en láminas de acero inoxidable austenítico metaestable sometidas a procesos de conformado en frío.

Los resultados obtenidos permiten plantear las siguientes conclusiones a cada uno de los objetivos específicos planteados inicialmente:

- Se implementaron con éxito modelos constitutivos avanzados, particularmente el modelo de fluencia anisotrópica YLD2000 y el modelo de endurecimiento Yoshida-Uemori. Se ha observado claramente cómo el modelo de Yoshida-Uemori MAT_242 optimizado mediante las técnicas propuestas en esta tesis permite mejorar significativamente la precisión en la predicción del *springback* respecto a los resultados obtenidos exclusivamente con el modelo YLD2000(MAT_133).
- Se desarrolló un modelo numérico robusto capaz de simular eficazmente el proceso completo de conformado en frío, incorporando aspectos clave como la anisotropía del material, el contacto entre herramientas y chapa, la transición de fases en la simulación numérica y la recuperación elástica (*springback*). Este modelo ha sido validado satisfactoriamente frente a resultados experimentales obtenidos a partir de ensayos realizados sobre la pieza real en dos estados distintos de conformado, correspondientes a fuerzas del pisador (*Blank Holder Force*, BHF) de 50 t y 200 t. La buena correlación observada entre los resultados numéricos y experimentales en ambos escenarios confirma la precisión del modelo desarrollado, destacando especialmente su robustez y capacidad

predictiva bajo condiciones variables del proceso.

- Se ha propuesto y validado una metodología experimental-numérica innovadora que simplifica y optimiza el proceso de calibración del modelo de endurecimiento Yoshida-Uemori. Esta metodología logra reducir significativamente la complejidad, el costo y las dificultades asociadas a los ensayos experimentales tradicionales, facilitando la implementación práctica tanto en ámbitos industriales como académicos.
- Se desarrolló una plataforma experimental robusta, fundamentada en técnicas avanzadas de medición, particularmente visión artificial, que permitió la obtención sistemática y precisa de información experimental durante y después del proceso de conformado. Adicionalmente, se diseñó una metodología completamente automatizada que, partiendo del escaneo bidimensional de las probetas conformadas, genera directamente una base de datos estructurada que incorpora tanto la información geométrica completa de cada muestra como las fuerzas de conformado aplicadas en cada caso. Esta base de datos experimental proporciona los elementos necesarios para una calibración precisa y rigurosa de los modelos constitutivos mediante algoritmos genéticos, incrementando así la reproducibilidad y robustez del proceso completo de análisis numérico-experimental.
- Se integraron con éxito técnicas avanzadas de optimización numérica mediante algoritmos genéticos, aprovechando para ello estrategias computacionales de alto rendimiento (HPC). En este sentido, la tesis ha demostrado que es factible optimizar modelos constitutivos avanzados de materiales empleando algoritmos holísticos a partir de datos experimentales obtenidos mediante ensayos de baja complejidad experimental, pero con un alto espectro informativo. Esta metodología ha permitido obtener parámetros constitutivos precisos y confiables sin necesidad de recurrir a ensayos complejos o altamente costosos, lo que representa un claro avance metodológico frente a los enfoques convencionales en la calibración numérica de modelos avanzados. Asimismo, esta integración permite transvasar gran parte del esfuerzo y coste experimental hacia la fase computacional, beneficiándose adicionalmente de la constante reducción en los costes asociados a los recursos computacionales y del continuo incremento de su potencia. Este enfoque conlleva un significativo ahorro tanto en tiempo como en recursos económicos, posicionándose como una alternativa eficiente, robusta y altamente escalable para futuras aplicaciones industriales.
- Finalmente, se llevó a cabo una validación del modelo optimizado mediante comparaciones numéricas y experimentales. Los resultados demostraron la robustez y precisión del modelo optimizado, confirmando

su aplicabilidad efectiva en la predicción del comportamiento real del material durante procesos industriales de conformado.

En conjunto, estos resultados cumplen plenamente con el objetivo general planteado en esta investigación, estableciendo bases sólidas para futuros trabajos que busquen expandir y profundizar en el campo del conformado en frío de aceros inoxidables austeníticos metaestables, así como en el desarrollo y aplicación de modelos constitutivos avanzados en contextos industriales y académicos. Del mismo modo, es posible extraer unas conclusiones de carácter económico derivadas directamente de los hallazgos científicos y metodológicos alcanzados. El desarrollo de troqueles para procesos de estampación metálica constituye una de las inversiones más significativas en proyectos industriales de conformado, con un coste de fabricación que puede situarse entre 150 000 € y 200 000 € para piezas de la complejidad considerada en esta tesis. A este desembolso inicial deben añadirse las modificaciones posteriores necesarias cuando la pieza no cumple con las tolerancias dimensionales, siendo cada corrección adicional un coste de entre 10 000 € y 30 000 €, además de retrasos que pueden prolongarse entre 1 y 4 meses. Estas iteraciones implican, asimismo, pruebas físicas sucesivas del troquel, tanto en las instalaciones del proveedor como en la prensa final de producción, generando costes logísticos y de coordinación adicionales.

En este contexto, las metodologías desarrolladas en esta tesis capaces de mejorar la predicción del *springback*, reducir la dependencia de ensayos físicos complejos y desplazar esfuerzos hacia la simulación computacional de bajo coste relativo adquieren un valor estratégico. La posibilidad de anticipar con mayor fiabilidad la magnitud y distribución del retorno elástico en la fase de diseño permite reducir de manera significativa el número de iteraciones físicas necesarias para la puesta a punto del troquel. Así, evitar una única modificación mayor de 30 000 € y tres meses de retraso en la industrialización compensa ampliamente el esfuerzo requerido en la implementación de las estrategias de validación virtual propuestas en este trabajo.

A mayor escala, en proyectos con múltiples utilajes, el ahorro potencial puede alcanzar centenares de miles de euros, garantizando la viabilidad económica de lanzamientos industriales. Además de este impacto directo en costes y tiempos, la reducción de iteraciones físicas libera capacidad productiva de prensas y recursos humanos, mejora la eficiencia global de la planta, incrementa la predictibilidad del proceso de desarrollo y disminuye la tasa de rechazo en la fase inicial de producción. En definitiva, la presente tesis no solo contribuye a consolidar el conocimiento científico en torno al comportamiento plástico anisotrópico y la predicción del *springback*, sino que también aporta herramientas prácticas que optimizan el ciclo de vida económico de los proyectos industriales de estampación, reforzando la competitividad de las empresas mediante una gestión más eficiente de sus recursos financieros.

y temporales.

6.2. Investigaciones Futuras

Los desarrollos y resultados presentados en esta tesis forman parte de un trabajo en curso, que se espera tenga continuidad en el tiempo. Aún quedan desafíos por delante y pueden definirse ciertas tendencias futuras para continuar con la investigación de esta tesis. Algunos desarrollos adicionales previstos para el futuro incluyen lo siguiente:

- En esta tesis, la validación ha estado limitada únicamente al perímetro externo de la pieza. Como trabajo futuro, sería muy interesante y relevante extender esta validación a todas las superficies internas de la pieza, ya que esto permitiría asegurar de manera más completa la precisión y fiabilidad del modelo propuesto. Esta ampliación contribuiría a reforzar la robustez de los resultados y brindaría una visión más integral del comportamiento del material y del proceso estudiado.
- Una línea prometedora para futuros trabajos radica en la incorporación de modelos avanzados de fricción dentro de simulaciones numéricas por elementos finitos en procesos de conformado metálico. Tradicionalmente, los modelos simplificados de fricción, como el modelo de Coulomb con coeficiente constante, han predominado en estudios académicos e industriales. Sin embargo, recientes avances en tribología permiten emplear modelos que capturan efectos más realistas, considerando factores como presión local, velocidad relativa y distribución variable del lubricante. La implementación de mapas de fricción obtenidos mediante ensayos experimentales específicos y software especializado facilita simulaciones más precisas alineando mejor las predicciones numéricas con los resultados experimentales.

En futuras investigaciones, sería recomendable profundizar en la calibración e integración de estos modelos tribológicos avanzados, así como explorar su impacto en diferentes geometrías, materiales y condiciones de proceso, para alcanzar simulaciones más fiables y cercanas a la realidad industrial.

- Una dirección clave para futuros trabajos es profundizar en la implementación y calibración de modelos constitutivos anisotrópicos de última generación como los modelos de endurecimiento anisotrópico homogéneo (HAH). La integración de estos modelos más sofisticados en herramientas numéricas existentes, particularmente combinados con criterios anisotrópicos avanzados de fluencia, promete mejorar notablemente la precisión de las predicciones de fenómenos críticos, como la

recuperación elástica. En este contexto, futuras investigaciones deberán enfocarse en el refinamiento adicional de estos modelos, incluyendo el desarrollo de versiones simplificadas que reduzcan el coste computacional sin perder fidelidad en las predicciones. Asimismo, es fundamental continuar avanzando en métodos de calibración robustos y eficientes, aplicables a distintos materiales y condiciones de conformado, asegurando que estos modelos puedan representar adecuadamente los efectos derivados de múltiples predeformaciones y trayectorias complejas de carga típicas de procesos industriales reales.

- Analizar la integración de modelos constitutivos avanzados que incluyan transformaciones de fase inducidas por deformación plástica, particularmente relevantes en aceros austeníticos metaestables. Estas transformaciones afectan el endurecimiento local y las tensiones residuales, impactando directamente sobre el *springback* observado experimentalmente. Por tanto, será necesario desarrollar modelos fenomenológicos de mezcla de fases y enfoques micromecánicos basados en la evolución de dislocaciones, capaces de predecir tanto la respuesta plástica anisotrópica como la reducción del módulo elástico y la recuperación anelástica tras la descarga.
- Explorar los modelos asistidos por datos e inteligencia artificial. Un avance emergente consiste en la utilización de técnicas de machine learning y enfoques data-driven para mejorar la predicción del *springback*. Existen estudios que emplean redes neuronales y algoritmos de aprendizaje para predecir directamente el *springback* a partir de parámetros de proceso y material, creando metamodelos que ahorran tiempo de cómputo en comparación con un FEM tradicional. Por otro lado, la inteligencia artificial también se está aplicando al modelizado constitutivo en sí: en lugar de definir una ley analítica fija, se entrena un modelo de aprendizaje automático (ej. redes neuronales recurrentes) con datos de ensayos para que actúe como ley constitutiva del material. Estos enfoques basados en datos es posible que puedan capturar comportamientos complejos sin aumentar excesivamente la complejidad teórica del modelo, aunque requieren conjuntos de datos amplios y de calidad. A futuro, es esperable una hibridación de modelos físicos con Inteligencia Artificial, donde la estructura fundamental deriva de la mecánica (asegurando consistencia con principios físicos) y los detalles complejos se aprenden de los datos, optimizando así la predicción del *springback* en escenarios desafiantes.

Glosario

Acrónimos y abreviaturas

BHF	<i>Blank Holder Force</i> . Fuerza del pisador durante la embutición.
COF	<i>Coefficient of Friction</i> . Coeficiente de fricción μ en contacto herramienta–chapa.
FEM	<i>Finite Element Method</i> . Método de los Elementos Finitos.
GA	<i>Genetic Algorithm</i> . Algoritmo genético para calibración inversa de parámetros.
IGES	Formato estándar para intercambio de geometría; se usa para trayectorias de recorte.
LS-DYNA	Código FE explícito/implícito para dinámica no lineal y conformado.
RD	<i>Rolling Direction</i> . Dirección de laminación (RD0, RD45, RD90).
Springback	Recuperación elástica tras la descarga.
SFE	<i>Stacking Fault Energy</i> . Energía de defecto de apilamiento (controla el TRIP y movilidad de dislocaciones).
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i> . Transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$ inducida por deformación.
YLD2000	Criterio anisotrópico de fluencia de Barlat.
YU	Yoshida–Uemori. Modelo de endurecimiento mixto de dos superficies, capaz de reproducir el efecto Bauschinger y la evolución transitoria del material bajo cargas cíclicas.
ArUco	Biblioteca de visión artificial basada en marcadores fiduciales, utilizada para la calibración 2D de escala y rotación, así como para la extracción de perfiles con precisión submilimétrica.
SBX	<i>Simulated Binary Crossover</i> , operador de cruce empleado en algoritmos genéticos que emula el intercambio de información genética en variables continuas, favoreciendo la explotación eficiente del espacio de soluciones.

Símbolos

B	Radio inicial de la superficie envolvente, [Pa].
C_1	Parámetro material que define el inicio de la evolución no lineal, [-].
C_2	Parámetro material que regula la curvatura de la evolución no lineal, [-].
E	Módulo elástico, [Pa].
E_0	Módulo elástico inicial, [Pa].
E_a	Módulo asintótico saturado, [Pa].
K	Coeficiente de resistencia, [Pa].
M	Exponente material (cristalografía), [-].
Q	Parámetro de saturación, [Pa].
R	Variable escalar de endurecimiento isotrópico, [Pa].
$R_{\text{Bauschinger}}$	Razón de Bauschinger, [-].
R_∞	Valor límite de endurecimiento isotrópico, [Pa].
α_i	Coeficientes anisotrópicos del modelo YLD2000, [-].
β	Exponente asociado a la tasa de deformación o temperatura, [-].
α	Tensor de tensión de retroceso, [Pa].
\mathbf{n}	Dirección normalizada de flujo plástico, [-].
\mathbf{s}	Tensor desviador de tensiones, [Pa].
$\bar{\varepsilon}$	Deformación plástica equivalente, [-].
γ	Variable de endurecimiento cinemático, [-].
γ'	Coeficiente de saturación del backstress, [-].
δ	Incremento o deformación unitaria, [-].
ϵ^p	Deformación plástica, [-].
ε_{11}	Deformación en la dirección de laminado, [-].
ε_{22}	Deformación transversal (ancho), [-].
ε_{33}	Deformación en el espesor, [-].
κ	Parámetro de saturación de endurecimiento, [-].
λ	Multiplicador plástico, [-].
μ	Coeficiente de fricción, [-].
ν	Coeficiente de Poisson, [-].
ρ	Densidad, [kg/m ³].

ρ_{ABC}	Variable experimental de geometría, [-].
σ	Tensión, [Pa].
σ_f	Tensión de fluencia antes de la inversión de carga, [Pa].
σ_r	Tensión inicial tras la inversión de carga, [Pa].
ξ	Constante de degradación, [-].
b	Parámetro de saturación de Voce, [-].
c	Parámetro de endurecimiento, [-].
c_p	Parámetro de endurecimiento lineal de Prager, [-].
$d\tilde{\varepsilon}^p$	Incremento de deformación plástica equivalente, [-].
$d\tilde{q}$	Incremento de la tensión de retroceso, [Pa].
f	Función de fluencia, [Pa].
k	Coeficiente que regula la velocidad con la que se alcanza el endurecimiento isotrópico, [-].
n	Exponente de endurecimiento, [-].
r	Coeficiente de anisotropía de Lankford, [-].
r_0	Coeficiente de anisotropía en 0° , [-].
r_{45}	Coeficiente de anisotropía en 45° , [-].
r_{90}	Coeficiente de anisotropía en 90° , [-].
r_n	Coeficiente de anisotropía normal, [-].
\dot{R}	Tasa de evolución isotrópica, [Pa].
$\dot{\alpha}$	Tasa de evolución de la tensión de retroceso, [Pa].
$\dot{\varepsilon}^p$	Tasa de deformación plástica, [-].
ε^p	Tasa de deformación plástica equivalente acumulada, [-].

Referencias

- [1] A. Makinouchi, C. Teodosiu y T. Nakagawa. «Advance in FEM Simulation and its Related Technologies in Sheet Metal Forming». En: *CIRP Annals* 47.2 (1998), págs. 641-649. ISSN: 0007-8506. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)63246-6](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)63246-6). URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0007850607632466>.
- [2] K. Roll. *Simulation of Sheet Metal Forming – Necessary Developments in the Future*. <https://lsdyna.ansys.com/wp-content/uploads/2025/02/A-I-06-1.pdf>. Daimler AG, Werk Sindelfingen, PWT/VAS, Germany. 2008.
- [3] D. Banabic. «Effect of the Constitutive Laws on the Accuracy of Sheet Metal Simulation». En: *Advances in Engineering Plasticity XI*. Vol. 535. Key Engineering Materials. Trans Tech Publications Ltd, feb. de 2013, págs. 279-283. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.535-536.279.
- [4] T. Trzepieciński. «Recent Developments and Trends in Sheet Metal Forming». En: *Metals* 10.6 (2020). ISSN: 2075-4701. DOI: 10.3390/met10060779. URL: <https://www.mdpi.com/2075-4701/10/6/779>.
- [5] JSOL Corporation. *JSTAMP (Sheetmetal Forming Simulation System)*. Software documentation and conference proceedings. JSTAMPWorks/NV version, a sheet metal forming simulation system integrated with LSDYNA and HYSTAMP for springback compensation and tool design. 2005.
- [6] T. Paák, M. Vale y F. Tatíek. «Methodology of the Springback Compensation in Sheet Metal Stamping Processes». En: *Proceedings of the 26th International Conference on Metallurgy and Materials (METAL 2017)*. Open access; car body parts case study (SEAT Ateca, KODA Superb) in collaboration with KODA AUTO. Brno, Czech Republic: TANGER Ltd., mayo de 2017, págs. 502-507. ISBN: 978-80-87294-79-6.
- [7] AutoForm Engineering GmbH. *AutoForm Forming software suite*. Computer software, version/latest. Software platform for the digital planning, simulation, compensation and validation of sheetme-

- tal forming and BiW assembly processes. 2025. URL: <https://www.autoform.com>.
- [8] ESI Group. *PAMSTAMP sheetmetal forming simulation software*. Computer software, latest version. Advanced FEM simulation system for cold, warm and hot sheetmetal forming with process templates, springback compensation, optimization and solver coupling. 2025. URL: <https://www.esi-group.com/products/pam-stamp>.
- [9] Livermore Software Technology Corporation (LSTC). *LS-DYNA*. Software. Software comercial para análisis explícito de elementos finitos, originalmente desarrollado por John O. Hallquist en 1976. Livermore, CA, EE.UU., 2025. URL: <https://www.ansys.com/products/structures/ls-dyna>.
- [10] J. Xu et al. «Simulation and Prediction of Springback in Sheet Metal Bending Process Based on Embedded Control System». En: *Sensors* 24.23 (2024). ISSN: 1424-8220. DOI: 10.3390/s24237863. URL: <https://www.mdpi.com/1424-8220/24/23/7863>.
- [11] F. Yoshida, T. Uemori y K. Fujiwara. «Elastic-plastic behavior of steel sheets under in-plane cyclic tension-compression at large strain». En: *International Journal of Plasticity* 18.6 (2002), págs. 633-659. DOI: 10.1016/S0749-6419(01)00050-8.
- [12] A. Alghtani et al. «Springback Analysis and Optimization in Sheet Metal Forming». En: *Proceedings of the 9th European LSDYNA Conference*. Leeds, UK: Arup / LSDYNA Conference, 2013.
- [13] M. Wenner y M. Koç. «Experimental Investigation of Springback Variation in Forming of High Strength Steels». En: *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 130.4 (2008), pág. 041006. DOI: 10.1115/1.2951942.
- [14] R. E. Schramm y R. P. Reed. «Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels». En: *Metallurgical Transactions A* 6.7 (1975), págs. 1345-1351. ISSN: 2379-0180. DOI: 10.1007/BF02641927. URL: <https://doi.org/10.1007/BF02641927>.
- [15] P. J. Ferreira y P. Müllner. «A thermodynamic model for the stacking-fault energy». En: *Acta Materialia* 46.13 (1998), págs. 4479-4484. ISSN: 1359-6454. DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00155-4. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645498001554>.
- [16] V. G. Gavriljuk y H. Berns. *High Nitrogen Steels: Structure, Properties, Manufacture, Applications*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1999. DOI: 10.1007/978-3-662-03760-7.

- [17] C. M. Wayman y H. K. D. H. Bhadeshia. «Phase transformations, nondiffusive». En: *Physical Metallurgy*. Ed. por R. Cahn y P. Haasen. Elsevier: Elsevier, 1996, págs. 1507-1554.
- [18] J. R. Patel y M. Cohen. «Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation». En: *Acta Metallurgica* 1.5 (1953), págs. 531-538. ISSN: 0001-6160. DOI: 10.1016/0001-6160(53)90083-2. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0001616053900832>.
- [19] T. Angel. *Formation of Martensite in Austenitic Stainless Steels*. 1954. URL: <https://api.semanticscholar.org/CorpusID:210513263>.
- [20] K. NOHARA, O. N. O. Yutaka y N. OHASHI. «Composition and Grain Size Dependencies of Strain-induced Martensitic Transformation in Metastable Austenitic Stainless Steels:» en: *Tetsu-to-Hagane* 63.5 (1977), págs. 772-782. DOI: 10.2355/tetsutohagane1955.63.5_772.
- [21] G. W. Powell, E. R. Marshall y W. A. Backofen. «Strain hardening of austenitic stainless steel». En: *Trans. Am. Soc. Metals Quart.* 50 (1958), págs. 478-497.
- [22] S. S. Hecker et al. «Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-Induced Transformation in 304 Stainless Steel: Part I. Magnetic Measurements and Mechanical Behavior». En: *Metallurgical Transactions A* 13.4 (1982), págs. 619-626. ISSN: 2379-0180. DOI: 10.1007/BF02644427. URL: <https://doi.org/10.1007/BF02644427>.
- [23] J. L. González, R. Aranda y M. Jonapá. «The Influence of Grain Size on the Kinetics of Strain Induced Martensite in Type 304 Stainless Steel». En: *Applications of Stainless Steel '92*. Ed. por H. Nordberg y J. Björklund. Stockholm, Sweden, 1992, págs. 1009-1016.
- [24] S. K. Varma et al. «Effect of Grain Size on Deformation-Induced Martensite Formation in 304 and 316 Stainless Steels during Room Temperature Tensile Testing». En: *Journal of Materials Science Letters* 13.2 (1994), págs. 107-111.
- [25] K. P. Staudhammer, L. E. Murr y S. S. Hecker. «Nucleation and evolution of strain-induced martensitic (b.c.c.) embryos and substructure in stainless steel: A transmission electron microscope study». En: *Acta Metallurgica* 31.2 (1983), págs. 267-274. ISSN: 0001-6160. DOI: 10.1016/0001-6160(83)90103-7. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0001616083901037>.

- [26] P. K. Kubde, R. Rajvaidya y P. Jain. «Optimization of V-Bending Process Using ANSYS». En: *Journal of Emerging Technologies and Innovative Research (JETIR)* 11.12 (2024), págs. 231-239. URL: <https://www.jetir.org/papers/JETIR2412526.pdf>.
- [27] G. I. Taylor. «The Mechanism of Plastic Deformation of Crystals. Part I. Theoretical». En: *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character* 145.855 (1934), págs. 362-387. DOI: 10.1098/rspa.1934.0106.
- [28] H. H. Pijlman. «Sheet material characterisation by multiaxial experiments». Tesis doct. Enschede: University of Twente, 2001. ISBN: 9789036516952.
- [29] W. D. Carden et al. «Measurement of springback». En: *International Journal of Mechanical Sciences* 44.1 (2002), págs. 79-101. DOI: DOI(ifavailable).
- [30] R. M. Cleveland y A. K. Ghosh. «Inelastic effects on springback in metals». En: *International Journal of Plasticity* 18.5-6 (2002), págs. 769-785. DOI: DOI(ifavailable).
- [31] C. Teodosiu. «Some basic aspects of the constitutive modelling in sheet metal forming». En: *Proceedings of the 8th ESAFORM Conference on Material Forming*. Ed. por D. Banabic. Vol. 1. Cluj-Napoca, Romania, 2005, págs. 239-243.
- [32] D.-K. Leu. «A simplified approach for evaluating bendability and springback in plastic bending of anisotropic sheet metals». En: *Journal of Materials Processing Technology* 66.1-3 (1997), págs. 9-17. DOI: DOI(ifavailable).
- [33] F. Pourboghrat y E. Chu. «Springback in plane strain stretch/draw sheet forming». En: *International Journal of Mechanical Sciences* 37.3 (1995), págs. 327. DOI: DOI(ifavailable).
- [34] U. F. Kocks, C. N. Tomé y H.-R. Wenk. *Texture and Anisotropy: Preferred Orientations in Polycrystals and Their Effect on Materials Properties*. Cambridge: Cambridge University Press, 2000.
- [35] R. P. R. Cardoso y J. W. Yoon. «Stress integration method for a non-linear kinematic/isotropic hardening model and its characterization based on polycrystal plasticity». En: *International Journal of Plasticity* 25 (2009), págs. 1684-1710.
- [36] F. Barlat. «Constitutive Modeling for Metals». En: *Advanced Methods in Material Forming*. Ed. por D. Banabic. Springer Berlin Heidelberg, 2007, págs. 1-18.

- [37] K. Zhao y J. Lee. «Generation of cyclic stress-strain curves for sheet metals». En: *Journal of Engineering Materials and Technology* 123.4 (2001), págs. 391-397.
- [38] D. Wicht, M. Schneider y T. Böhlke. «On Quasi-Newton methods in fast Fourier transform-based micromechanics». En: *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 121.8 (2020), págs. 1665-1694. DOI: 10.1002/nme.6304.
- [39] K. Chung et al. «Springback evaluation of automotive sheets based on isotropic-kinematic hardening laws and non-quadratic anisotropic yield functions: Part I: theory and formulation». En: *International Journal of Plasticity* 21.5 (2005), págs. 861-882. DOI: 10.1016/j.ijplas.2004.05.007. URL: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2004.05.007>.
- [40] H. Swift. «Plastic instability under plane stress». En: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1.1 (1952), págs. 1-18. ISSN: 0022-5096.
- [41] J. Hockett y O. Sherby. «Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures». En: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 23.2 (1975), págs. 87-98. ISSN: 0022-5096.
- [42] R. H. Wagoner, H. Lim y M.-G. Lee. «Advanced Issues in springback». En: *International Journal of Plasticity* 45 (2013). In Honor of Rob Wagoner, págs. 3-20. ISSN: 0749-6419. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2012.08.006>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641912001222>.
- [43] M.-G. Lee et al. «A practical two-surface plasticity model and its application to spring-back prediction». En: *International Journal of Plasticity* 23.7 (2007), págs. 1189-1212. ISSN: 0749-6419. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2006.10.011>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S074964190600146X>.
- [44] W. Prager. «A New Method of Analyzing Stresses and Strains in WorkHardening Plastic Solids». En: *Journal of Applied Mechanics* 23.4 (dic. de 1956), págs. 493-496.
- [45] J. L. Chaboche. «Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity». En: *International Journal of Plasticity* 2 (1986), págs. 149-188. DOI: 10.1016/0749-6419(86)90010-0.
- [46] H. Ziegler. «A Modification of Prager's Hardening Rule». En: *Quarterly of Applied Mathematics* 17.1 (1959), págs. 55-65. DOI: 10.1090/QAM/104405.

- [47] Z. Mróz. «On the description of anisotropic work-hardening». En: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 15 (1967), págs. 163-175.
- [48] Z. Mróz. «An attempt to describe the behaviour of metals under cyclic loading using a more general work-hardening model». En: *Acta Mechanica* 7 (1969), págs. 199-212.
- [49] Y. F. Dafalias y E. P. Popov. «Plastic internal variables formalism of cyclic plasticity». En: *Journal of Applied Mechanics* 98 (1976). Cited in context of cyclic plasticity models and Bauschinger effect formalism, págs. 645.
- [50] P. J. Armstrong y C. O. Frederick. *A Mathematical Representation of the Multiaxial Bauschinger Effect*. Inf. téc. RD/B/N 731. Central Electricity Generating Board, 1966.
- [51] J. L. Chaboche. «On Some Modifications of Kinematic Hardening». En: *International Journal of Plasticity*. Citado comúnmente en la literatura sobre plasticidad; referencia ampliamente utilizada en artículos posteriores sobre modelado constitutivo. 1991.
- [52] R. H. Wagoner, H. Lim y M. G. Lee. «Advanced Issues in Springback». En: *International Journal of Plasticity* 45 (2013), págs. 3-20. DOI: 10.1016/j.ijplas.2012.08.006.
- [53] P. LisieckaGraca et al. «A dislocation densitybased model for the work hardening and softening behaviors upon stress reversal». En: *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 21.2 (2021), págs. 721-731. DOI: 10.1007/s43452-021-00239-x.
- [54] Y. Zhu y M. Huang. «Strain rate dependency of dislocation plasticity». En: *Nature Communications* 12.1 (2021), págs. 1845. DOI: 10.1038/s41467-021-21939-1.
- [55] L. Geng y R. Wagoner. «Role of plastic anisotropy and its evolution on springback». En: *International Journal of Mechanical Sciences* 44.1 (2002), págs. 123-148. ISSN: 0020-7403.
- [56] M. Lee et al. «A practical two-surface plasticity model and its application to spring-back prediction». En: *International Journal of Plasticity* 23 (2007), págs. 1189-1212. DOI: 10.1016/j.ijplas.2006.10.007.
- [57] A. S. Khan y S. Huang. *Continuum Theory of Plasticity*. New York: Wiley, 1995.
- [58] C. Teodosiu y Z. Hu. «Evolution of the Intragranular Microstructure at Moderate and Large Strains - Modelling and Computational Significance». En: *Simulation of Materials Processing: Theory, Methods and Applications - Numiform* 95. 1995, págs. 173-182.

- [59] C.-Y. Chang, M.-H. Ho y P.-C. Shen. «YoshidaUemori material models in cyclic tensioncompression tests and shear tests». En: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B* 228.2 (2014), págs. 245-254. DOI: 10.1177/0954405413499011.
- [60] J. Chen et al. «Describing the non-saturating cyclic hardening behavior with a newly developed kinematic hardening model and its application in springback prediction of DP sheet metals». En: *Journal of Materials Processing Technology* 215 (2015), págs. 151-158. ISSN: 0924-0136. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.08.014>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013614003148>.
- [61] J. Chaboche y G. Rousselier. «On the plastic and viscoplastic constitutive equationsPart I: Rules developed with internal variable concept». En: *Journal of Pressure Vessel Technology* 105.2 (1983), págs. 153-158. DOI: 10.1115/1.3268929.
- [62] H. Dorward et al. «Calibration and surrogate model-based sensitivity analysis of crystal plasticity finite element models». En: *Materials Design* 247 (2024), pág. 113409. ISSN: 0264-1275. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2024.113409>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127524007846>.
- [63] R. V. Preston et al. «Physically-based constitutive modelling of residual stress development in welding of aluminium alloy 2024». En: *Acta Materialia* 52.17 (2004), págs. 4973-4983. DOI: 10.1016/j.actamat.2004.06.048. URL: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.06.048>.
- [64] J. B. W.T. Lankford S.C. Snyder. «New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheets». En: *Transactions of the American Society of Metals*, 42 11971232. (1950).
- [65] J. F. W. Bishop y R. Hill. «A theory of the plastic distortion of a polycrystalline aggregate under combined stresses». En: *Philosophical Magazine* 42.327 (1951), págs. 414-427. DOI: 10.1080/14786445108561065.
- [66] R. Hill. «A Theory of the Yielding and Plastic Flow of Anisotropic Metals». En: *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 193.1033 (1948), págs. 281-297. ISSN: 0080-4630.
- [67] R. O. Barlat F. «Prediction of tricomponent plane stress yield surfaces and associated flow and failure behaviour of strongly textured FCC polycrystalline sheets.» En: *Materials Science and Engineering* 91:15-29 (1987).

- [68] A. Hershey. «The plasticity of an isotropic aggregate of anisotropic face centred cubic crystals.» En: *Journal of Applied Mechanics* 21:241-249 (1954).
- [69] W. Hosford. «A generalised isotropic yield criterion.» En: *Journal of Applied Mechanics* 39:607-609 (1972).
- [70] R. Hill. «Theoretical plasticity of textured aggregates». En: 85.01 (1979), págs. 179-191.
- [71] R. Hill. «Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals». En: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 38.3 (1990), págs. 405 -417. ISSN: 0022-5096.
- [72] F. Norton. «The creep of steel at high temperatures.» En: *McGraw-Hill, New York, NY* (1929).
- [73] R. Bailey. «Creep of steel under simple and compound stresses and the use of high initial temperature in steam power plants.» En: *Transmission in Tokyo Section Meeting World Power Conference, Konai-kai Publishing, Tokyo*. 1929.
- [74] H. W. Logan R. «Upper-bound anisotropic yield locus calculation». En: *International Journal of Mechanical Sciences* 22:419-430 (1980).
- [75] F. Barlat y K. Lian. «Plastic behavior and stretchability of sheet metals. Part I: A yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions». En: *International Journal of Plasticity* 5.1 (1989), págs. 51-66. ISSN: 0749-6419.
- [76] J.-W. Yoon et al. «Plane stress yield function for aluminum alloy sheets - Part II: FE formulation and its implementation». En: *International Journal of Plasticity* 20.3 (2004), págs. 495-522.
- [77] Zhang, Yong, Zhang, Qing y Sun, Yuantao. «Implementation issues of Yld2000-2d model under larger biaxial yield stress». En: *Mechanics Industry* 19.5 (2018), págs. 501. DOI: 10.1051/meca/2018031. URL: <https://doi.org/10.1051/meca/2018031>.
- [78] C. Wang et al. «Effect of Anisotropic Yield Functions on Prediction of Critical Process Window and Deformation Behavior for Hydrodynamic Deep Drawing of Aluminum Alloys». En: *Metals* 10.4 (2020). ISSN: 2075-4701. DOI: 10.3390/met10040492. URL: <https://www.mdpi.com/2075-4701/10/4/492>.
- [79] J.-Y. Lee, F. Barlat y M.-G. Lee. «Constitutive and friction modeling for accurate springback analysis of advanced high strength steel sheets». En: *International Journal of Plasticity* 71 (2015), págs. 113-135. ISSN: 0749-6419. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2015.04.005>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641915000613>.

- [80] S. Kim, J. Bae y D. Hong. «Implementation issues of Yld2000-2d model under larger biaxial yield stress». En: *Mechanics & Industry* 19.5 (2018), pág. 501. DOI: 10.1051/meca/2018031. URL: <https://doi.org/10.1051/meca/2018031>.
- [81] T. Trzepiecksi et al. «Recent Developments and Future Challenges in Incremental Sheet Forming of Aluminium and Aluminium Alloy Sheets». En: *Metals* 12.1 (2022). ISSN: 2075-4701. DOI: 10.3390/met12010124. URL: <https://www.mdpi.com/2075-4701/12/1/124>.
- [82] F. Yoshida, H. Hamasaki y T. Uemori. «Modeling of anisotropic hardening of sheet metals including description of the Bauschinger effect». En: *International Journal of Plasticity* 75 (2015). Special Issue: Metal Forming Challenges in Constitutive and Fracture Modeling, págs. 170-188. ISSN: 0749-6419. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2015.02.004>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641915000339>.
- [83] Q. Hu, J. Chen y J. W. Yoon. «A new asymmetric yield criterion based on Yld 2000-2d under both associated and non-associated flow rules: Modeling and validation». En: *Mechanics of Materials* 167 (2022), pág. 104245. ISSN: 0167-6636. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2022.104245>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167663622000321>.
- [84] AHSS Insights. *Elastic Modulus (Youngs Modulus)*. WorldAutoSteel. 2024. URL: <https://ahssinsights.org/forming/mechanical-properties/elastic-modulus/> (visitado 11-05-2025).
- [85] J. A. Nietsch et al. «Comparative study of elastic properties measurement techniques during plastic deformation of aluminum, magnesium, and titanium alloys: application to springback simulation». En: *Meccanica* 60.1 (2025), págs. 55-72. ISSN: 1572-9648. DOI: 10.1007/s11012-024-01918-8. URL: <https://doi.org/10.1007/s11012-024-01918-8>.
- [86] J. Fischer y C. Nikhare. «A Mini Review on the Degradation of Youngs Modulus in Steels». En: *Journal of Mineral Science and Materials* 1 (2020). Article ID 1010, pág. 1010.
- [87] F. Yoshida y T. Amaishi. «Model for description of nonlinear unloading-reloading stress-strain response with special reference to plastic-strain dependent chord modulus». En: *International Journal of Plasticity* 130 (2020), pág. 102708. ISSN: 0749-6419. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2020.102708>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641919305492>.

- [88] M. Vrh, M. Halilovič y B. Štok. «Impact of Young's modulus degradation on springback calculation in steel sheet drawing». En: *Strojník vestnik* 54.4 (2008), págs. 288-296.
- [89] M. Shang et al. «Springback analysis of Q960 ultra-high-strength structural steel considering degenerated chord modulus». En: *Thin-Walled Structures* 209 (2025), pág. 112934. ISSN: 0263-8231. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tws.2025.112934>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S026382312500028X>.
- [90] L. Luo y A. K. Ghosh. «Elastic and Inelastic Recovery After Plastic Deformation of DQSK Steel Sheet». En: *Journal of Engineering Materials and Technology* 125.3 (jul. de 2003), págs. 237-246. ISSN: 0094-4289. DOI: 10.1115/1.1491574. eprint: https://asmedigitalcollection.asme.org/materialstechnology/article-pdf/125/3/237/5607508/237_1.pdf. URL: <https://doi.org/10.1115/1.1491574>.
- [91] C. Tasan et al. «Strain localization and damage in dual phase steels investigated by coupled in-situ deformation experiments and crystal plasticity simulations». En: *International Journal of Plasticity* 63 (2014). Deformation Tensors in Material Modeling in Honor of Prof. Otto T. Bruhns, págs. 198-210. ISSN: 0749-6419. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2014.06.004>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641914001260>.
- [92] F. Barlat et al. «Yield function development for aluminum alloy sheets». En: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 45.11-12 (1997), págs. 1727-1763. DOI: 10.1016/S0022-5096(97)00034-3.
- [93] M. Vrh, M. Halilovič y B. Stok. «The Evolution of Effective Elastic Properties of a Cold Formed Stainless Steel Sheet». En: *Experimental Mechanics* 51 (jun. de 2011), págs. 677-695. DOI: 10.1007/s11340-010-9371-1.
- [94] G. Egels et al. «On the Temperature-Dependence of Deformation-Induced Martensite Formation in AISI 304L Type Steel». En: *Metallurgical and Materials Transactions A* 54.11 (2023), págs. 4222-4232. ISSN: 1543-1940. DOI: 10.1007/s11661-023-07175-w. URL: <https://doi.org/10.1007/s11661-023-07175-w>.
- [95] L. Corallo, G. Mirone y P. Verleysen. «A Novel High-Speed Bulge Test to Identify the Large Deformation Behavior of Sheet Metals». En: *Experimental Mechanics* 63.4 (2023), págs. 593-607. ISSN: 1741-2765. DOI: 10.1007/s11340-022-00936-5. URL: <https://doi.org/10.1007/s11340-022-00936-5>.

- [96] K. Miyauchi. «A proposal of a planar simple shear test in sheet metals». En: *Scientific Papers of the Institute of Physical and Chemical Research (Jpn.)*, 78 , pp. 27-40 (1984).
- [97] Ansys, Inc. *OptiSLang*. Ver. 2023 R2. 2023. URL: <https://www.ansys.com/products/optimization/ansys-optislang>.
- [98] T. Manninen et al. «Identifying the material parameters of a combined isotropic and non-linear kinematic hardening model for AISI 304 stainless steel sheet». En: sep. de 2004.
- [99] D. K. Banerjee et al. «Evaluation of methods for determining the Yoshida-Uemori combined isotropic/kinematic hardening model parameters from tension-compression tests of advanced lightweighting materials». En: *Materials Today Communications* 33 (2022), pág. 104270. ISSN: 2352-4928. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.104270>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2352492822011151>.
- [100] H. G. Korkmaz, S. Toros y M. Kalyoncu. «Prediction of Yoshida-Uemori model parameters by The Bees Algorithm and Genetic Algorithm for 5xxx series aluminium alloys». En: *Nide Ömer Halisdemir Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi* 10.2 (2021), págs. 815-823. DOI: 10.28948/ngumuh.895920. URL: <https://dergipark.org.tr/en/pub/ngumuh/issue/60301/895920>.
- [101] S. Garrido-Jurado et al. «Automatic generation and detection of highly reliable fiducial markers under occlusion». En: *Pattern Recognition* 47.6 (2014), págs. 2280-2292. DOI: 10.1016/j.patcog.2014.01.005.
- [102] Bradski, Gary y Kaehler, Adrian. *OpenCV: Open Source Computer Vision Library*. <https://opencv.org/>. Accedido: 31-05-2025. 2024.
- [103] M. A. Fischler y R. C. Bolles. «Random Sample Consensus: A Paradigm for Model Fitting with Applications to Image Analysis and Automated Cartography». En: *Communications of the ACM* 24.6 (1981), págs. 381-395. DOI: 10.1145/358669.358692.
- [104] B. Chaparro et al. «Optimization of the Phenomenological Constitutive Models Parameters Using Genetic Algorithms». En: *Advanced Methods in Material Forming*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2007, págs. 35-54. ISBN: 978-3-540-69845-6. DOI: 10.1007/3-540-69845-0_3. URL: https://doi.org/10.1007/3-540-69845-0_3.

- [105] X. Xia et al. «Parameter Identification of the Yoshida-Uemori Hardening Model for Remanufacturing». En: *Metals* 11.11 (2021). ISSN: 2075-4701. DOI: 10.3390/met11111859. URL: <https://www.mdpi.com/2075-4701/11/11/1859>.
- [106] M. Hardt, D. Jayaramaiah y T. Bergs. «On the Application of the Particle Swarm Optimization to the Inverse Determination of Material Model Parameters for Cutting Simulations». En: *Modelling* 2.1 (2021), págs. 129-148. ISSN: 2673-3951. DOI: 10.3390/modelling2010007. URL: <https://www.mdpi.com/2673-3951/2/1/7>.
- [107] J. D. Robson et al. «Calibration of constitutive models using genetic algorithms». En: *Mechanics of Materials* 189 (2024), págs. 104881. ISSN: 0167-6636. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2023.104881>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167663623003277>.
- [108] D. Ricciardi et al. «Advancements in Constitutive Model Calibration: Leveraging the Power of Full-Field DIC Measurements and In-Situ Load Path Selection for Reliable Parameter Inference». En: *arXiv preprint arXiv:2411.07310* (2024).
- [109] C. M. Hamel, K. N. Long y S. L. Kramer. *Calibrating constitutive models with full-field data via physics informed neural networks*. 2022. DOI: 10.48550/arXiv.2203.16577. arXiv: 2203.16577 [cs.LG]. URL: <https://arxiv.org/abs/2203.16577>.
- [110] D. Field et al. «Machine learning based multiscale calibration of mesoscopic constitutive models for composite materials: application to brain white matter». En: *Computational Mechanics* 67.6 (2021), págs. 1629-1643. ISSN: 1432-0924. DOI: 10.1007/s00466-021-02009-1. URL: <https://doi.org/10.1007/s00466-021-02009-1>.
- [111] P.-A. Eggertsen y K. Mattiasson. «An efficient inverse approach for material hardening parameter identification from a three-point bending test». En: *Engineering with Computers* 26.2 (2010), págs. 159-170. ISSN: 1435-5663. DOI: 10.1007/s00366-009-0149-y. URL: <https://doi.org/10.1007/s00366-009-0149-y>.
- [112] D. Leem et al. «Improving the accuracy of double-sided incremental forming simulations by considering kinematic hardening and machine compliance». En: *Procedia Manufacturing* 29 (2019). 18th International Conference on Sheet Metal, SHEMET 2019New Trends and Developments in Sheet Metal Processing, págs. 88-95. ISSN: 2351-9789. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2019.02.110>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S235197891930143X>.

- [113] A. Mahmoudi, S. Pezeshki-Najafabadi y H. Badnava. «Parameter determination of Chaboche kinematic hardening model using a multi objective Genetic Algorithm». En: *Computational Materials Science* 50.3 (2011), págs. 1114-1122. ISSN: 0927-0256. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2010.11.010>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927025610006324>.
- [114] J.-S. Park. «Optimal Latin-hypercube designs for computer experiments». En: *Journal of Statistical Planning and Inference* 39.1 (1994), págs. 95-111. ISSN: 0378-3758. DOI: [https://doi.org/10.1016/0378-3758\(94\)90115-5](https://doi.org/10.1016/0378-3758(94)90115-5). URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0378375894901155>.
- [115] Microsoft Corporation. *Microsoft HPC Pack 2019*. 2024. URL: <https://www.microsoft.com/hpc>.
- [116] H. Edelsbrunner, D. Kirkpatrick y R. Seidel. «On the shape of a set of points in the plane». En: *IEEE Transactions on Information Theory* 29.4 (1983), págs. 551-559. DOI: [10.1109/TIT.1983.1056714](https://doi.org/10.1109/TIT.1983.1056714).
- [117] K. Deb y R. B. Agrawal. «Simulated Binary Crossover for Continuous Search Space». En: *Complex Systems* 9.2 (1995), págs. 115-148.
- [118] A. Zabala et al. «Numerical study of advanced friction modelling for sheet metal forming: Influence of the die local roughness». En: *Tribology International* 165 (2022), págs. 107259. ISSN: 0301-679X. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.107259>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0301679X21004072>.
- [119] E. Evin et al. «Experimental Assessment of Friction Coefficient in Deep Drawing and Its Verification by Numerical Simulation». En: *Applied Sciences* 11.6 (2021). ISSN: 2076-3417. DOI: [10.3390/app11062756](https://doi.org/10.3390/app11062756). URL: <https://www.mdpi.com/2076-3417/11/6/2756>.