

ANÁLISIS DEL SPRINGBACK Y DE LA CONFORMABILIDAD DEL INCONEL 718 EN
PROCESOS DE EMBUTICIÓN A TEMPERATURA AMBIENTE

UNAI ULIBARRI HERNÁNDEZ

Supervisado por:

Dr. Joseba Mendiguren

Dr. Eneko Sáenz de Argandoña



A thesis submitted for the degree of
Doctor by Mondragon Unibertsitatea

Mechanical and Manufacturing Department
Engineering Faculty
Mondragon Unibertsitatea

Diciembre 2017

*Dedicado a la Libertad,
y a las personas que la aman, la respetan y luchan para defenderla*

PREFACE

Declaration

I hereby declare that this thesis is the result of my own work and that, to the best of my knowledge and belief, no part of this dissertation has previously been submitted for any similar qualification or degree.

Unai Ulibarri Hernández

(December 2017)

Copyright and reproduction

This thesis is copyright Unai Ulibarri Hernández, 2017.

I authorize Mondragon Unibertsitatea to reproduce this thesis, in part or in whole, at the request of other institutions or individuals for the purpose of academic research.

AGRADECIMIENTOS

Parece que fue ayer cuando me decidí a dar el paso para hacer una tesis, pero lo cierto es que desde entonces, ya han pasado tres años. Tres años en los cuales no solo he aprendido un montón de conceptos sobre el conformado de chapa, los cuales para mi eran totalmente desconocidos. Durante el transcurso de estos años, también he tenido la oportunidad de conocer mejor a mis compañeros y compañeras de trabajo y de piso. Y lo más importante de todo, he tenido la suerte de haber conocido nuevos amigos y mejores personas.

Dicho esto, solo me queda agradecer a las personas que me han ayudado directa o indirectamente a realizar esta tesis. Mientras escribo estas líneas, me doy cuenta de que el hecho de agradecer, se convierte en una ardua tarea y esto es debido a todo lo que tengo que agradecer a las personas que me han ayudado.

En primer lugar me gustaría agradecer a mi director de tesis, Joseba y a mi codirector, Eneko, el trabajo realizado y la ayuda prestada para realizar la tesis. De la misma manera me gustaría agradecer a Lander su apoyo y su ayuda. De hecho, me gustaría agradecer en especial a Eneko y a Lander, la oportunidad de haber podido trabajar con ellos los años anteriores a la tesis, durante los cuales he aprendido mucho más de lo que se aprende en las aulas. También me gustaría daros a los tres las gracias por mostrarme el mundo de la ingeniería desde el punto de vista de la investigación. Por otro lado, también me gustaría agradecer todo el apoyo y la ayuda recibida por Rafa, eskerrik asko. Me gustaría agradecer a Alaitz el tiempo dedicado a realizar las fotos con el perfilómetro confocal y a Iñaki la transferencia de sus conocimientos sobre la caracterización microestructural.

Por otro lado, también me gustaría agradecer la ayuda de Mari Mar del centro de investigación IK4 Lortek por el estudio microscópico realizado con el sensor EBSD.

Me gustaría dar las gracias a Nagore por ayudarme con todos los aspectos administrativos relacionados con la tesis y por su predisposición a resolver las dudas con efectividad y rapidez.

Por otro lado, me gustaría agradecer a las personas que forman el tribunal el haber accedido a evaluar mi tesis doctoral.

También me gustaría agradecer la ayuda prestada y los ánimos recibidos por las diferentes personas que han ido pasando por la sala de trabajo que nosotros llamamos “Bunker”. Eskerrik asko Beñat, Jon Ander, Julen Egaña, Iriondo, Irati... Por otro lado, también me gustaría agradecer la ayuda que me han prestado los trabajadores del taller y la paciencia que han tenido conmigo a la hora de resolver todos los problemas que han surgido con las diferentes máquinas. Eskerrik asko Iñaki, Gotzon, Arkaitz eta Aritz. También me gustaría dar las gracias a Larraitz, por los ánimos y por enseñarme a utilizar las máquinas de ensayo del laboratorio.

No podría olvidarme de agradecer el apoyo y la ayuda de los compañeros y compañeras de la sala de doctorandos. Eskerrik asko, Arakama, Alex, Buru, Aitor, Endika, Julen... Algunos ya han obtenido su doctorado y les doy mi enhorabuena, otros en cambio, se encuentran en el camino para obtenerlo y mediante estas líneas les doy ánimos y si fuera necesario les prestaré mi ayuda encantado. En especial me gustaría agradecer al grupo de doctorados de nuestro año toda la ayuda prestada, el apoyo incondicional y los buenos momentos vividos, tanto dentro, como fuera de la universidad. Milesker, Gorka, Ion, Javi, Maider, Leire, Estela, Irune, Ritanjali, Iker e Imanol.

También me gustaría agradecer de manera especial a mis compañeros de piso Iker e Imanol, con los cuales he convivido durante el transcurso de la tesis, su apoyo, la ayuda prestada y los buenos momentos vividos, a pesar de que de vez en cuando me cortaran las alas con mis improvisaciones culinarias. Eskerrik asko benetan, sois muy Grandes, no cambiéis nunca. También me gustaría aprovechar esta ocasión para agradecer los buenos momentos vividos con el resto de compañeros y compañeras de piso con los cuales he vivido experiencias inolvidables. Eskerrik asko Irune y Jone, por todo, no solo por las ricas tortillas y ese pisto tan increíble. Eskerrik asko Mazu y Iosu por lo vivido juntos, por vuestra paciencia y por haberme invitado a conocer vuestros pueblos, en especial uno, en el cual conocí a Ainhoa, a la cual me alegro de tener que dedicarle unas líneas para mostrarle mi agradecimiento. Eskerrik asko Ainhoa por lo vivido juntos y por el apoyo incondicional. También por tener la capacidad de atender mis explicaciones espontáneas en cualquier sitio y a cualquier hora, sobre conceptos relacionados con el proceso de embutición del Inconel 718, sus tratamientos térmicos, lo importante que es modelizar su módulo elástico aparente...

También tengo que agradecer todo el apoyo que me ha dado mi familia en todo momento y por supuesto, los momentos vividos. Benetan, eskerrik asko Ama, Aita, Aitor, Dolores, primos, primas, tíos y tías. No hace falta que me extienda mucho más porque ya sabéis de

primera mano lo agradecido que estoy y lo mucho que os aprecio, simplemente daros las gracias por haber estado siempre presentes y dispuestos a darlo todo. Eskerrik asko, asko maite zaituztet.

Aprovecho para agradecer el apoyo de mi cuadrilla y los momentos de esparcimiento vividos, los cuales en ocasiones han sido imprescindibles para levantar los ánimos.

Por último y no con menos importancia, también agradezco el apoyo de mis dos amigos perrunos, Thor y Noah. Porque siempre se han alegrado al verme aunque llegara tarde y con cara de pocos amigos.

Milesker guztioi.

ABSTRACT

As in other sectors, the aim of reducing CO₂ emissions in the aeronautical sector is determined by the international agreement from the Kyoto protocol (United Nations 1998). The main objective of this protocol is to achieve a reduction in gases that contribute towards the greenhouse effect, and which have a direct impact on global warming. Boosting engine performance is a line of research geared towards this reduction in emissions. The efficiency of an engine, in addition to being conditioned by its architecture, is also directly related to thermodynamic efficiency. The latter is limited by the materials used in the design of the engine core. The Inconel 718 is a nickel-based superalloy that allows this thermodynamic efficiency to be improved and, as a consequence, its use is reserved for manufacturing some of the components that form it, such as disks, housings, vanes, etc. It also has a great formability at room temperature, which can be improved through the use of intermediate annealing thermal treatments (IATT) between forming stages. On the other hand, we must also recognize that its elastic recovery is not negligible. Despite the difference between manufacturing rates in the aeronautical sector and the automotive sector, manufacturing concepts are currently being migrated from the automotive sector to the aeronautical sector with a view to reducing the manufacturing cost of each component. To do this, it is essential to predict the real behavior of the material using simulation software.

After reviewing the literature relevant to this thesis, it has been observed that not only is there a lack of information on an advanced experimental characterization of Inconel 718, but there is also a gap in knowledge in terms of the modeling of the elastic behavior, along with the hardening, yielding, formability and coefficient of friction of Inconel 718 in cold deep-drawing processes. There are also no studies relating to the springback prediction, or the effect of the IATT on the springback and the formability of the Inconel 718. Due to this, firstly we have proceeded to profoundly characterize the material and then to model the parameters of the material and the deep-drawing process.

During the characterization and subsequent advanced modeling of the Inconel 718, in addition to the observed restoration capacity of the IATT in the material that has previously been stretched, the increase in formability it provides has also been observed. Interesting aspects have also been observed, including the need for a methodology for both measuring and calculating the Young's modulus and the apparent elastic modulus, as well as the atypical form of the evolution of the coefficient of friction as a function of pressure. This starts decreasing as the pressure increases but when it is around 10 MPa, an increase is seen instead of a consolidation. This last aspect in particular has not been possible to be modeled with the models implemented in the commercial simulation software.

After the corresponding modeling of the material parameters and the cold deep-drawing process parameters, these models have been validated by comparing the experimental and numerical results obtained from the experimentation and simulation of the U-Drawing test, which is a specific test for studying springback. The accuracy of the prediction of basic numerical models and more advanced numerical models have been compared. It has been observed that the most advanced ones are the most suitable to predict the behavior of the Inconel 718 in deep-drawing processes at room temperature and that they are applicable both for the standard conditions of the material, and for the stretched and intermediate annealing thermally treated material.

RESUMEN

Tal y como ocurre en otros sectores, el propósito de la reducción de emisiones de CO₂ en el sector aeronáutico viene dado por el acuerdo internacional del protocolo de Kyoto (Naciones unidas 1998). El objetivo principal de este protocolo es la disminución de los gases que agravan el efecto invernadero, los cuales tienen un impacto directo en el calentamiento global del planeta. El aumento del rendimiento de los motores es una línea de investigación orientada a dicha reducción de emisiones. La eficiencia de un motor, además de estar condicionada por la arquitectura del mismo, también está directamente relacionada con la eficiencia termodinámica. Esta última está limitada por los materiales empleados en el diseño del núcleo del motor. El Inconel 718 es una superaleación base níquel que permite mejorar dicha eficiencia termodinámica y debido a ello su uso está reservado para la fabricación de algunos de los componentes que lo forman como discos, carcassas, vanos etcétera. Además tiene una gran conformabilidad a temperatura ambiente, la cual puede mejorarse mediante el uso de tratamientos térmicos de recocido intermedios (TTRI) entre etapas de conformado. Por otro lado también hay que tener en cuenta que su recuperación elástica es considerable. A pesar de la diferencia de la cadencia de fabricación del sector aeronáutico y del sector de la automoción, actualmente se está dando una migración de conceptos de fabricación del sector de la automoción al sector aeronáutico con la finalidad de reducir el coste de fabricación de cada componente. Para ello es imprescindible predecir mediante software de simulación el comportamiento real del material.

Tras la revisión bibliográfica realizada para el desarrollo de esta tesis, se ha observado que no solo no hay información sobre una caracterización experimental avanzada del Inconel 718, sino que además existe un vacío de conocimiento a la hora de modelizar el comportamiento elástico, el endurecimiento, la fluencia, la conformabilidad y el coeficiente de fricción del Inconel 718 en procesos de embutición en frío. Tampoco hay estudios relacionados con la predicción del springback, ni del efecto del TTRI en el springback y en la conformabilidad del Inconel 718. Debido a ello, primero se ha procedido a la caracterización

avanzada del material y después a la modelización de los parámetros del material y del proceso de embutición.

Durante la caracterización y posterior modelización avanzada del Inconel 718, además de observar la capacidad de restauración del TTRI en el material que previamente ha sido deformado, también se ha observado el aumento de conformabilidad que proporciona. También se han observado aspectos interesantes, la necesidad de una metodología tanto para la medición como para el cálculo del módulo de Young y del módulo elástico aparente, así como la forma atípica de la evolución del coeficiente de fricción en función de la presión. Este comienza descendiendo a medida que aumenta la presión pero cuando esta se encuentra alrededor de 10 MPa, se aprecia un ascenso en vez de consolidación del mismo. Este último aspecto en concreto no ha sido posible modelizarlo con los modelos implementados en los software comerciales de simulación.

Tras la correspondiente modelización de los parámetros del material y del proceso de embutición en frío, estos modelos se han validado mediante la comparación de los resultados experimentales y numéricos obtenidos a partir de la experimentación y simulación del ensayo U-Drawing, el cual es un ensayo específico para el estudio del springback. Se han comparado la efectividad de la predicción de modelos numéricos básicos y modelos numéricos más avanzados. Se ha observado que los más avanzados resultan ser los más adecuados para predecir el comportamiento del Inconel 718 en procesos de embutición a temperatura ambiente y que son aplicables tanto para el material de partida, como para el deformado y tratado térmicamente con un TTRI.

LABURPENA

Beste sektore batzuetan gertatzen den bezala, aeronautika sektoreko CO₂ isurketen murrizketaren helburua Kyotoko (Nazio Batuak 1998) nazioarteko akordioaren eskutik emana dator. Honen helburu nagusia negutegi efektua areagotzen duten, eta ondorioz planetaren beroketan eragin zuzena duten gasen isurketak murriztea da. Motoreen errendimendua handitzen duten hobekuntzak lehen aipatutako helburuari lotuta dagoen ikerketa lerro bateri dagokio. Motore baten errendimendua, motorearen diseinu eta errendimendu termodinamikoarekin zuzenki lotuta dago. Azken ezaugarri hau, motorearen nukleoaren fabrikazioan erabilitako materialengatik mugatuta dago. Inconel 718 materiala, motore baten errendimendu termodinamiko hobetzen duen nikel basedun superaleazio bat da. Hori dela eta, disko, karkasa, bano eta abarren fabrikaziora zuzendua dago. Gainera, giro tenperaturaren konformazio ahalmen nabarmena dauka, eta fabrikazio prozesu baten konformazio etapen artean egindako suberaketa tratamendu termikoaren (STT) bitartez hobetu daiteke. Beste alde batetik, materialak daukan berreskuratze elastikoa kontutan hartzekoa da. Naiz eta automozio eta aeronautikako sektoreen arteko fabrikazio kadentzia ezberdina izan, gaur egun automozio sektoretik bereganatutako fabrikazio kontzeptuak aeronautikako sektorean aurki daitezke. Honen arrazoi nagusia, konponente bakoitzaren fabrikazio kosteen murrizketa da. Horretarako software simulazio bidezko materialaren portaera erreala aurrez ikustea ezinbestekoa da.

Tesi honen garapenerako egindako literatur azterketaren ondoren, alde batetik Inconel 718 materialaren karakterizazio experimental aurreratu baten falta dagoela ikusi da. Beste alde batetik, hotzean egindako enbutizio prozesuen materialaren portaera elastiko, gogortze, fluentzia, konformabilitate eta frikzio koefizientearen modelizazioari buruzko jakintza hutsarte bat dagoela ikusi da. Springback-aren aurre ikustearekin erlazioa duten ikerketarik ere ez da aurkitu. Ezta fabrikazio etapen arteko suberaketa tratamendu termikoak Inconel 718-aren springbackean eta konformabilitatean daukan eraginarekin zerikusia dutenik ere. Horregatik, lehendabizi materialaren karakterizazio aurreratuari ekin zaio eta ondoren materialaren eta enbutizio prozesuaren parametroen modelizazioari.

Inconel 718 karakterizazioaren eta osterera egindako modelizazioaren bitartez, fabrikazio etapen arteko suberaketa tratamendu termikoak aldeztatik deformaturiko materialean daukan leheneratze ahalmena eta eskeitzen duen konformabilitate handikuntza ikusi da. Beste ezaugarri garrantzitsu batzuk ere ikusi dira, hala nola Young modularen eta itxurazko modulu elastikoaren kalkulu edota modelizazioa burutzeko metodologia baten beharra. Materialaren frikzio koefizienteak presioarekiko erakusten duen ezohiko bilakaera ere atzeman da. Hasiera batean frikzio koefizientea txikitzen da presioa handitzen den elean, baina 10 MPa-eko presioaren inguruan, frikzio koefizientearen balioaren bermatze bat eman ordez, honen igoera antzematen da. Azken ezaugarri hau software komertzialetan inplementaturiko modeloen bitartez modelizatzea ezinezkoa da.

Materialaren eta giro tenperaturan egindako enbutizioaren parametroen modelizazioaren ondoren, modelo horiek balioztatu dira. Horretarako esperimentalki eta simulazio bidez eginiko U-Drawing entseguaren emaitzak konparatu dira. Entsegu hau springback-a aztertzeko entsegu espezifiko bat da. Konparaketan modelo basiko eta aurreratuak materialaren portaera erreala aurre ikusteko duten ahalmena aztertu da. Aztertutako bi material egoeren portaera erreala aurre ikusteko, modelo aurreratuena egokienak direla ikusi da.

CONTENIDO

Preface	v
Agradecimientos	vii
Abstract.....	xi
Resumen	xiii
Laburpena	xv
Contenido	xvii
Lista de tablas	xxi
Lista de figuras	xxiii
Glosario.....	xxix
1 Introducción	1
1.1 Marco y motivación de la tesis	1
1.2 Objetivos.....	6
1.3 Esquema global de la tesis	6
2 Revisión bibliográfica.....	9
2.1 Superaleación Inconel 718	9
2.2 Tratamientos térmicos	15
2.3 Análisis de los parámetros del material.....	18
2.3.1 Elasticidad.....	19
2.3.2 Criterio de fluencia.....	23
2.3.3 Endurecimiento	30
2.3.4 Conformabilidad del material.....	38
2.4 Análisis de los parámetros del proceso	41
2.5 Análisis del springback	44
2.5.1 Doblado libre.....	48
2.5.2 Doblados y embuticiones restringidas.....	49
2.5.3 Embuticiones complejas	51
2.5.4 Otros	52
2.5.5 Pieza industrial	54
2.6 Análisis crítico del estado del arte.....	54
3 Caracterización experimental.....	59
3.1 Introducción	59

3.2	Material y tratamiento térmico	60
3.3	Caracterización elástica	63
3.3.1	Procedimientos experimentales	63
3.3.2	Análisis de los resultados experimentales	67
3.4	Caracterización de la superficie de fluencia	72
3.4.1	Procedimientos experimentales	73
3.4.2	Análisis de los resultados experimentales	74
3.5	Caracterización del endurecimiento	75
3.5.1	Procedimientos experimentales	76
3.5.2	Análisis de los resultados experimentales	76
3.6	Caracterización de la conformabilidad del material	82
3.6.1	Procedimientos experimentales	82
3.6.2	Análisis de los resultados experimentales	84
3.7	Caracterización microestructural	92
3.7.1	Procedimientos experimentales	92
3.7.2	Análisis de los resultados experimentales	93
3.8	Caracterización tribológica avanzada	95
3.8.1	Procedimientos experimentales	96
3.8.2	Análisis de los resultados experimentales	99
3.9	Conclusiones	104
4	Modelización numérica	109
4.1	Introducción	109
4.2	Modelización elástica	110
4.3	Modelización de la superficie de fluencia	112
4.4	Modelización del endurecimiento	113
4.5	Modelización de la conformabilidad	117
4.6	Modelización tribológica avanzada	119
4.7	Conclusiones	122
5	Validación numérica desde el punto de vista del springback	125
5.1	Introducción	125
5.2	Ensayo experimental U-drawing	126
5.2.1	Procedimiento experimental	126
5.2.2	Resultados experimentales	129
5.3	Simulación numérica U-drawing	131
5.3.1	Modelos numéricos	131
5.4	Validación del modelo numérico	134
5.5	Conclusiones	143
6	Conclusiones y líneas futuras	147
6.1	Conclusiones	147
6.2	Líneas futuras	151

7	Publicaciones.....	153
8	Bibliografía.....	157

LISTA DE TABLAS

Tabla 2-1: Fases típicas del Inconel 718 (Azadian 2004).....	12
Tabla 2-2: Especificaciones de los aleantes del Inconel 718 (wt%) (Azadian 2004).....	13
Tabla 2-3: Efectos de los elementos en superaleaciones base-níquel (Azadian 2004).....	14
Tabla 2-4: Tratamientos térmicos de endurecimiento por precipitación	18
Tabla 2-5: Parámetros mecánicos necesarios para la formulación de algunos criterios de fluencia (Banabic 2010).....	29
Tabla 2-6: Modelos isotrópicos para materiales conformados a temperatura ambiente.....	32
Tabla 2-7: Características de diferentes modelos de endurecimiento (Eggertsen & Mattiasson 2011) 35	
Tabla 3-1: Composición química del Inconel 718 suministrado por la empresa Haynes International	60
Tabla 3-2: Propiedades del Inconel 718 en estado de recocido a temperatura ambiente (Haynes International 2015).....	61
Tabla 3-3: Descripción del tratamiento térmico de recocido intermedio (TTRI) para Inconel 718.....	61
Tabla 3-4: Preparación de muestras de Inconel 718.....	63
Tabla 3-5: Valor de la constante C_n para cada modo n	66
Tabla 3-6: Resumen de los datos obtenidos de la caracterización elástica del Inconel 718	67
Tabla 3-7: Comparación de los módulos de Young obtenidos mediante diferentes métodos de medición y mediante el estudio de diferentes rangos para su cálculo a partir del ensayo realizado a un espécimen del material de partida cortado en la dirección de laminación	68
Tabla 3-8: Coeficientes de anisotropía de especímenes del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.....	74
Tabla 3-9: Tabla resumen de límites elásticos del Inconel 718 a tracción y a compresión de especímenes de material de partida y estirados y tratados térmicamente con un TTRI.....	74
Tabla 3-10: Características mecánicas y superficiales de los tacos del utillaje de Strip Drawing	98
Tabla 4-1: Parámetros del modelo de Yoshida de Autoform para describir el módulo elástico aparente del Inconel 718	111
Tabla 4-2: Parámetros del modelo isotrópico de Swift para el Inconel 718	115
Tabla 4-3: Coordenadas de las curvas FLC del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.....	118
Tabla 5-1: Dimensiones del utillaje de U-drawing de Mondragon Unibertsitatea.....	127
Tabla 5-2: Promedio de los resultados experimentales del estudio de caracterización del springback del Inconel 718	130
Tabla 5-3: Modelos numéricos derivados de la modificación del modelo convencional mediante la variación de los siguientes parámetros	133

Tabla 5-4: Ángulos de springback de los ángulos de control θ_1 y θ_2 de los modelos numéricos analizados (Nivel de fuerza de pisado más bajo)	136
Tabla 5-5: Ángulos de springback de los ángulos de control θ_1 y θ_2 de los modelos numéricos analizados (Nivel de fuerza de pisado más alto).....	137

LISTA DE FIGURAS

Fig 1-1: Emisiones globales de gases efecto invernadero (IPCC 2014)	1
Fig 1-2: Evolución y futuro de los motores de aeronaves comerciales (Walther 2006).....	2
Fig 1-3: Comparación de un turbofan convencional y un GTF (Winter 2013).....	3
Fig 1-4: Materiales principales de un turbofan (Batz Aerospace 2017).....	4
Fig 1-5: Izquierda de arriba a abajo: Piezas estampadas del vano, vano. Derecha: Ubicación del vano en el motor de avión (Baskaran 2012).....	5
Fig 2-1: Evolución de la temperatura de entrada de la turbina (TET) (Reed 2006).....	9
Fig 2-2: Temperaturas de servicio máximas de diferentes aleaciones con resistencia alta a la fluencia (Saarimäki 2015).....	10
Fig 2-3: Evolución de los materiales de las turbinas, sistemas de enfriamiento, recubrimientos (TBC) y temperatura de entrada de la turbina (Richards & Wadley 2014)	10
Fig 2-4: a) Evolución de los sistemas de enfriamiento de vanos y álabes (Aerospace Engineering Blog 2013), b) Sistema de enfriamiento de un álabe y detalle del recubrimiento y detalle del recubrimiento (Wadley Research Group - UV 2013)	11
Fig 2-5: Imágenes SEM Inconel 718. a) 875 °C/0.5 h, se puede observar la fase δ en las juntas de grano, b) 900 °C/24 h, el volumen de la fase δ ha aumentado, ahora es intergranular e intragranular (Anderson et al. 2017), c) 825 °C/150 h, con forma esférica, γ' y con forma de disco, γ'' (Azadian 2004).....	13
Fig 2-6: Límite elástico de diferentes superaleaciones en función de la temperatura (Saarimäki 2015)	14
Fig 2-7: Diagrama de tiempo – temperatura – transformación del Inconel 718 (Donachie & Donachie 2002)	16
Fig 2-8: A) Proceso de un tratamiento térmico de recocido intermedio (TTRI), B) Ilustración de los conceptos teóricos, basándose en resultados experimentales realizados a la aleación de aluminio AA5182 (Siefert et al. 2011).....	17
Fig 2-9: Tratamiento térmico para boronizar el Inconel 718 (Deng et al. 2015).....	18
Fig 2-10: Ensayo de tracción (Faridmehr et al. 2014).....	19
Fig 2-11: Variación del módulo elástico en función de la deformación de aceros TRIP de diferentes espesores (1,6 mm, 1,45 mm y 1,2 mm) (Fei & Hodgson 2006).....	20
Fig 2-12: Variación del módulo elástico en función de la deformación (Zang et al. 2013).....	21
Fig 2-13: Detalle del módulo cuerda de la descarga de un ensayo de tracción relajación (Mendiguren et al. 2015)	22
Fig 2-14: a) Definición de los rangos de tensión analizados para la obtención del módulo elástico aparente. b) variación del módulo elástico de un acero DP980 en función de la deformación	

plástica para diferentes rangos de tensión y métodos de medición (E_1 , E_2 , E_3 , E_4 , E_{chord} , E_{US} , E_{RF}) (Chen et al. 2016)	22
Fig 2-15: No linealidad del ciclo tracción – relajación (Pavlina et al. 2015)	23
Fig 2-16: Criterio de fluencia de Von Mises y Tresca (Banabic 2010).....	24
Fig 2-17: Ejes de referencia de una chapa y definición del ángulo φ respecto a la dirección de laminación (Ragai 2007)	26
Fig 2-18: Ensayos para determinar experimentalmente la superficie de fluencia de un material.....	27
Fig 2-19: Comparación de la superficie de fluencia experimental de AZ31 con las predicciones de diferentes criterios de fluencia (Naka et al. 2008).....	28
Fig 2-20: Comparación de la superficie de fluencia experimental de AZ31 con las predicciones de diferentes criterios de fluencia (Banabic & Hußnätter 2009)	28
Fig 2-21: Ensayos experimentales necesarios para formular el criterio de fluencia de Vegter (Pijlman et al. 1998)	29
Fig 2-22: Ensayos de tracción y compresión de Inconel 718. A= Aged, Material endurecido por precipitación. SA= Solution Annealed, Material en estado recocido de solubilización (Lewandowski et al. 2003)	30
Fig 2-23: Endurecimiento isotrópico (Li et al. 2015).....	31
Fig 2-24: Representación esquemática del Efecto Bauschinger y de las diferentes etapas y fenómenos que lo componen (Tisza & Lukács 2015)	33
Fig 2-25: Endurecimiento anisotrópico cinemático (Li et al. 2015).....	34
Fig 2-26: Endurecimiento anisotrópico mixto (Li et al. 2015)	34
Fig 2-27: Detalle del utillaje de tracción – compresión y disposición en la máquina de tracción (Silvestre et al. 2013)	37
Fig 2-28: Datos experimentales del ensayo de tracción – compresión del Inconel 718 en tres direcciones (Ragai 2007)	38
Fig 2-29: Curvas FLC de diferentes aceros Dual Phase (ArcelorMittal 2017)	38
Fig 2-30: Diagrama FFLD. a) curva FFL por encima de la curva FLC, b) representación esquemática de la interacción entre la curva FFL y la curva FLC en el camino de deformación biaxial (Martins et al. 2014).....	39
Fig 2-31: a) Detalle probetas ensayo Nakajima, b) detalle probetas ensayo Marciniak (Autoform 2016)	40
Fig 2-32: Detalle de la geometría de las probetas para obtener diferentes puntos de la curva FLC (Autoform 2016)	40
Fig 2-33: Esquema de la curva de Stribeck que expresa el coeficiente de fricción en función del parámetro de lubricación de Hersey. Donde η es la viscosidad del lubricante, V es la velocidad relativa de las superficies y P es la presión de contacto (Kondo et al. 2013)	42
Fig 2-34: Representación esquemática de las condiciones de contacto en los diferentes regímenes de lubricación de la curva de Stribeck (ALS Tribology 2014)	42
Fig 2-35: Ilustración esquemática de los ensayos para caracterizar el coeficiente de fricción en procesos de embutición (Bay et al. 2008)	44
Fig 2-36: Influencia de la variación de algunos parámetros del material en el springback. a) Módulo de Young, b) Límite elástico y c) Endurecimiento	45
Fig 2-37: Ejemplo del proceso de embutición y posterior operación de corte para conformar una copa con poca curva	46
Fig 2-38: Representación esquemática del ensayo de doblado libre en V (Fei & Hodgson 2006)	48
Fig 2-39: Ángulo de springback en función de la deformación uniaxial previa de las probetas de ensayo de doblado libre en V (Nowosielski 2013)	49
Fig 2-40: Ilustración esquemática del ensayo de doblado en L (Chatti & Hermi 2011).....	49

Fig 2-41: Media de los ángulos de springback con la desviación máxima entre mediciones de un proceso de doblado en V del Inconel 718. B: doblado, R: Doblado inverso (Ragai 2007).....	50
Fig 2-42: Problema planteado en el Numisheet 93. a) ilustración esquemática del ensayo, b) definición de los ángulos usados para la comparación del springback (Eggertsen & Mattiasson 2009) 50	
Fig 2-43: Representación numérica de una embutición compleja con forma de U (Marretta & Di Lorenzo 2010)	52
Fig 2-44: a) ilustración esquemática de la forma inicial de la probeta y su colocación, b) probetas ensayadas después del springback (Xue et al. 2016).....	52
Fig 2-45: Representación esquemática del ensayo Draw – Bend (Gan et al. 2006).....	53
Fig 2-46: De izquierda a derecha, copa embutida, anillos y springback después del corte de un anillo (Laurent et al. 2010)	53
Fig 2-47: Simulación numérica de un pilar B y detalle de los puntos de referencia para la medición del springback (Gil et al. 2016).....	54
Fig 3-1: A: Detalle del proceso de conformado multietapa a temperatura ambiente (TA) con un TTRI. B: Detalle de la restauración y del aumento de la elongación (E) a rotura de un espécimen de Inconel 718 cortado a 0° de la dirección de laminación estirado y tratado térmicamente con un TTRI.....	60
Fig 3-2: Fotos de muestras de Inconel 718 obtenidas con un microscopio óptico DM IRM LEICA con una lente de 20 aumentos. Izquierda: material de partida. Centro: material estirado hasta el 22% de deformación plástica. Derecha: material estirado hasta el 22% de deformación plástica y con TTRI	62
Fig 3-3: Media y desviación estándar del tamaño de grano de las muestras de la Fig 3-2 medido en cinco campos diferentes por cada tipo de muestra de Inconel 718 siguiendo la ISO 643: 2003	62
Fig 3-4: Ensayo de tracción con tres sistemas de medición de la deformación	64
Fig 3-5: Detalle de los rangos elásticos analizados respetando la norma UNE – E 10002 – 1 para el cálculo del módulo de Young mediante una aproximación lineal. R1= 50 – 360 MPa. R2= 50 – 300 MPa. R3= 100 – 250 MPa. R4= 150 – 200 MPa	65
Fig 3-6: Representación esquemática de la preparación experimental (Irazu & Elejabarrieta 2015)...	65
Fig 3-7: Detalle de la forma de las señales medidas mediante los diferentes métodos de medición analizados para la obtención del módulo de Young del Inconel 718.....	69
Fig 3-8: Degradación del módulo de Young de los diferentes métodos de medición analizados en función de los rangos definidos desde el origen de manera porcentual en función de la tensión	70
Fig 3-9: Superposición de la evolución del módulo elástico del Inconel 718 en función de la deformación del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI cortado en la dirección de laminación	71
Fig 3-10: Comparación de la evolución de los módulos elásticos del Inconel 718 en función de la deformación, obtenidos mediante diferentes métodos de medición y técnicas de cálculo de especímenes del material de partida cortados en la dirección de laminación.....	72
Fig 3-11: Representación gráfica de los límites elásticos a tracción y a compresión de especímenes cortados a 0° y 90° de la dirección de laminación del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI	75
Fig 3-12: Comparación de las curvas de tracción reales del material de partida y el material estirado y con TTRI a 0°, 45° y 90° de la dirección de laminación	77
Fig 3-13: Comparación de curva de CTI de una probeta cortada a 0° del material de partida deformada plásticamente hasta el 2% a compresión y una curva de tracción del mismo material.....	78
Fig 3-14: Comparación de curva de CTI de una probeta cortada a 0° del material de partida deformada plásticamente hasta el 6% a compresión y una curva de tracción del mismo material.....	78
Fig 3-15: Comparación de curva de CTI de una probeta cortada a 0° del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI deformada plásticamente hasta el 2% a compresión y una curva de tracción del mismo material	79

Fig 3-16: Comparación de curva de CTI de una probeta cortada a 0° del material de partida deformada plásticamente hasta el 2% a compresión y curva de CTI de una probeta cortada a 0° del material tratado térmicamente con un TTRI deformada plásticamente hasta el 2% a compresión.....	80
Fig 3-17: Comparación de curva de CTI de una probeta cortada a 90° del material de partida deformada plásticamente hasta el 2% a compresión y una curva de tracción del mismo material	80
Fig 3-18: Comparación de curva de CTI de una probeta cortada a 90° del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI deformada plásticamente hasta el 2% a compresión y una curva de tracción del mismo material	81
Fig 3-19: Comparación de curva de CTI de una probeta cortada a 0° del material de partida deformada plásticamente hasta el 2% a compresión y curva de CTI de una probeta cortada a 0° del material tratado térmicamente con un TTRI deformada plásticamente hasta el 2% a compresión.....	81
Fig 3-20: Detalle de las geometrías de las probetas de Inconel 718 para el ensayo Nakajima.....	83
Fig 3-21: Probetas de geometría tipo A estiradas hasta el 25% y 50% del camino de deformación del material de partida y tratadas térmicamente con un TTRI.....	83
Fig 3-22: Aumento de la elongación a rotura en la dirección de laminación	84
Fig 3-23: Comparación de las curvas ingenieriles del material de partida y del material estirado y con TTRI en la dirección de laminación.....	85
Fig 3-24: Aumento de la elongación a rotura a 45° de la dirección de laminación	85
Fig 3-25: Comparación de las curvas ingenieriles del material de partida y del material estirado y con TTRI a 45° de la dirección de laminación.....	86
Fig 3-26: Aumento de la elongación a rotura en la dirección transversal de laminación	86
Fig 3-27: Comparación de las curvas ingenieriles del material de partida y del material estirado y con TTRI en la dirección transversal de laminación.....	87
Fig 3-28: Diagrama FLD del Inconel 718. Curva FLC del material de partida vs curva FLC del material estirado y con TTRI.....	88
Fig 3-29: Análisis cuantitativo (Mayor Strain (%)) del incremento de la conformabilidad de la geometría de la probeta A estirada hasta el 25% de deformación del camino original de la curva FLC del material de partida y posteriormente tratada con un TTRI.....	89
Fig 3-30: Análisis cuantitativo (Mayor Strain (%)) del incremento de la conformabilidad de la geometría de la probeta D estirada hasta el 25% de deformación del camino original de la curva FLC del material de partida y posteriormente tratada con un TTRI.....	89
Fig 3-31: Análisis cuantitativo (Mayor Strain (%)) del incremento de la conformabilidad de la geometría de la probeta E estirada hasta el 25% de deformación del camino original de la curva FLC del material de partida y posteriormente tratada con un TTRI.....	90
Fig 3-32: Análisis cuantitativo (Minor Strain (%)) del incremento de la conformabilidad de la geometría de la probeta A estirada hasta el 25% de deformación del camino original de la curva FLC del material de partida y posteriormente tratada con un TTRI.....	90
Fig 3-33: Análisis cuantitativo (Minor Strain (%)) del incremento de la conformabilidad de la geometría de la probeta D estirada hasta el 25% de deformación del camino original de la curva FLC del material de partida y posteriormente tratada con un TTRI.....	91
Fig 3-34: Análisis cuantitativo (Minor Strain (%)) del incremento de la conformabilidad de la geometría de la probeta E estirada hasta el 25% de deformación del camino original de la curva FLC del material de partida y posteriormente tratada con un TTRI.....	91
Fig 3-35: Fotos de muestras de Inconel 718 obtenidas con un microscopio SEM FEI NOVA NANOSEM 4 mediante el sensor ETD y una magnitud de 650 aumentos. Izquierda: material de partida. Centro: material estirado hasta el 22% de deformación plástica. Derecha: material estirado hasta el 22% de deformación plástica y con TTRI	93
Fig 3-36: Mapas de orientación cristalográfica IPF del Inconel 718 (magnitud 1000x). Izquierda: material de partida. Centro: material estirado hasta el 22% de deformación plástica. Derecha: material estirado hasta el 22% de deformación plástica y con TTRI	94

Fig 3-37: Mapas PF del Inconel 718 (magnitud 500x). Arriba: material de partida. Centro: material estirado hasta el 22% de deformación plástica. Debajo: material estirado hasta el 22% de deformación plástica y con TTRI.....	95
Fig 3-38: Perfilómetro confocal Sensofar S NEOX.....	96
Fig 3-39: Izquierda: utillaje de Strip Drawing test y detalle de los tacos. Derecha: máquina de ensayo biaxial de la Universidad de Mondragón.....	97
Fig 3-40: Detalle de la geometría de la probeta para analizar el coeficiente de fricción del material estirado y con TTRI.....	98
Fig 3-41: Análisis de homogeneidad del estiramiento previo de la probeta optimizada para el análisis del coeficiente de fricción del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.....	99
Fig 3-42: Mediciones 3D perfilómetro confocal. a) medición 3D del material de partida b) medición 3D del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.....	100
Fig 3-43: Mediciones 2D perfilómetro confocal. a) medición 2D del material de partida b) medición 2D del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.....	100
Fig 3-44: Perfil del eje Y de las muestras. a) material de partida b) material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.....	101
Fig 3-45: Parámetros de altura (S_q) del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.....	102
Fig 3-46: Parámetros de superficie desarrollada (S_{dr}) del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.....	102
Fig 3-47: Coeficiente de fricción del Inconel 718 en función de la presión de pisado, del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.....	103
Fig 4-1: Modelización del módulo elástico aparente del Inconel 718 en función de la deformación en la dirección de laminación mediante el modelo de Yoshida de Autoform.....	111
Fig 4-2: Comparación de las predicciones numéricas del modelo de Yoshida de Autoform con y sin limitación en el parámetro χ	112
Fig 4-3: Ajuste de la superficie de fluencia del Inconel 718 mediante el modelo de Hill 48.....	113
Fig 4-4: Modelización del endurecimiento isotrópico del Inconel 718 cortado en la dirección de laminación mediante el modelo de Swift.....	114
Fig 4-5: Izquierda: modelización del endurecimiento mixto del Inconel 718 con dos curvas. Derecha: modelización del endurecimiento mixto del Inconel 718 con una curva. Morado: Curva de tracción. Negro: Inversión de carga experimental importada. Amarillo: Modelo de endurecimiento mixto de Autoform. Verde: Curva de compresión isotrópica.....	116
Fig 4-6: Diagramas FLD del Inconel 718. Izquierda: diagrama FLD del material de partida. Derecha: diagrama FLD del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.....	118
Fig 4-7: Comparación del ajuste analítico de Filzek (2011) y el nuevo modelo propuesto de los coeficientes de fricción en función de la presión de contacto del material de partida cortado en la dirección de laminación.....	120
Fig 4-8: Comparación del ajuste analítico de Filzek (2011) y el nuevo modelo propuesto de los coeficientes de fricción en función de la presión de contacto del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI cortado en la dirección de laminación.....	120
Fig 4-9: Ajuste de los coeficientes de fricción del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI cortado en la dirección de laminación mediante el nuevo modelo analítico.....	121
Fig 5-1: Utillaje U-drawing de Mondragon Unibertsitatea.....	127
Fig 5-2: Rango de presiones analizado.....	128
Fig 5-3: Maqueta para medición de especímenes y Probeta de U - Drawing.....	128
Fig 5-4: Comparación de perfiles de especímenes de U-drawing de los casos de estudio analizados. Cada uno de ellos corresponde al primer ensayo de cuatro repeticiones. F1: 8 Tn de pisado. F2: 28 Tn de pisado. MP: Material de partida. TTRI: Material preconformado y tratado térmicamente.....	129

Fig 5-5: Ilustración de las cotas de control 130

Fig 5-6: Izquierda: Detalle de la modelización de la etapa de springback. Derecha: detalle de la maqueta para realizar la medición tridimensional 134

Fig 5-7: Perfil experimental de un espécimen del material de partida conformado al nivel más alto de fuerza de pisado y perfiles de las predicciones numéricas analizadas 135

Fig 5-8: Detalle del perfil experimental de un espécimen del material de partida conformado al nivel más alto de fuerza de pisado y de los perfiles de las predicciones numéricas estudiadas... 136

Fig 5-9: Error de la predicción numérica de los modelos analizados del ángulo de springback θ_1 de especímenes de material de partida y de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI conformados al nivel más bajo de fuerza de pisado 138

Fig 5-10: Error de la predicción numérica de los modelos analizados del ángulo de springback θ_2 de especímenes de material de partida y de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI conformados al nivel más bajo de fuerza de pisado 139

Fig 5-11: Error de la predicción numérica de los modelos analizados del ángulo de springback θ_1 de especímenes de material de partida y de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI conformados al nivel más alto de fuerza de pisado..... 140

Fig 5-12: Error de la predicción numérica de los modelos analizados del ángulo de springback θ_2 de especímenes de material de partida y de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI conformados al nivel más alto de fuerza de pisado..... 141

Fig 5-13: Arriba: Detalle del perfil de deformación plástica de la sección central de la simulación de un espécimen de material de partida conformado al nivel de fuerza de pisado más alto. Debajo: perfil escalado de la probeta 143

GLOSARIO

$Rp_{0,2}$	Límite elástico 0,2%
γ	Matriz ganma Inconel 718 \ Factor de reducción del módulo elástico aparente
γ'	Fase ganma prima Inconel 718
γ''	Fase ganma doble prima Inconel 718
δ	Fase delta Inconel 718
UE_{RT}	Ultimate elongation at room temperature
UE_{HT}	Ultimate elongation after heat treatment
σ	Tensión real
σ_u	Tensión última real
$\Delta\sigma$	Diferencia de tensión
ε	Deformación real \ Deformación plástica del modelo de Yoshida de Autoform
L_0	Longitud inicial
A_0	Àrea inicial
A_f	Área final
E	Módulo de Young
E_0	Módulo de Young Inicial
E_a	Módulo elástico experimental más bajo
E_{chord}	Módulo cuerda
ξ	Constante del material \ Work hardening stagnation modelo endurecimiento Autoform
p	Deformación plástica
Y	Límite elástico
φ	Ángulo respecto a la dirección de laminación
r	Coefficiente de Lankford, coeficiente de anisotropía
r_0	Coefficiente de Lankford 0° RD
r_{45}	Coefficiente de Lankford 45° RD
r_{90}	Coefficiente de Lankford 90° RD
σ_Y	Límite elástico
K	Coefficiente de resistencia \ Transient softening modelo de endurecimiento Autoform
n	Exponente de endurecimiento \ Número de modo \ Constante de Filzek
h	Constante del material de Ludwik \ altura
ε_0	Deformación elástica inicial

σ_s	Tensión de saturación
C	Constante del material de Ghosh
D	Constante del material de Ghosh
η	Densidad
V	Velocidad
P	Presión \ Presión de contacto experimental del nuevo modelo analítico de fricción
θ	Ángulo inicial de doblado del ensayo de doblado libre en V
θ'	Ángulo de springback del ensayo de doblado libre en V
w	Distancia entre apoyos
R_p	Radio del punzón del utillaje de doblado libre en V
R_d	Radio de la matriz del utillaje de doblado libre en V
θ_1	Ángulo de control de springback del ensayo U-Drawing
θ_2	Ángulo de control de springback del ensayo U-Drawing
CF_1	Primera etapa de conformado
CF_2	Segunda etapa de conformado
E_{CF1}	Elongación tras la primera etapa de conformado
E_{TA}	Elongación máxima a temperatura ambiente
E_{CF2}	Elongación máxima tras la segunda etapa de conformado
\ddot{S}	Aceleración de la base del utillaje
\dot{U}	Velocidad del extremo libre del espécimen
F_n	Frecuencia de resonancia para el modo n
e	Espesor del espécimen
l	Longitud del espécimen
ρ	Densidad
C_n	Valor constante para cada modo n
ν	Número de Poisson
σ_e	Límite elástico
S_q	Parámetro topográfico de altura
S_{dr}	Parámetro topográfico híbrido
R_a	Parámetro de rugosidad superficial
R_z	Parámetro de rugosidad superficial
μ	Coefficiente de fricción
F_t	Fuerza tangencial de tiro
F_p	Fuerza de pisado
χ	Factor de reducción del módulo elástico aparente
μ_0	Valor de referencia del coeficiente de fricción
P_0	Valor de referencia de la presión de pisado
K_1	Constante del nuevo modelo analítico de fricción
K_2	Constante del nuevo modelo analítico de fricción
K_3	Constante del nuevo modelo analítico de fricción
K_4	Constante del nuevo modelo analítico de fricción
L_s	Longitud del espécimen de U-Drawing
W_p	Anchura del punzón

R_p	Radio punzón
R_D	Radio de la matriz
W_D	Anchura de la matriz
$\Delta\theta_1$	Ángulo de springback
$\Delta\theta_2$	Ángulo de springback

Abreviaciones

ACARE	Advisory Council for Aviation Research and innovation in Europe
BPR	Bypass Ratio
GTF	Geared Turbo Fan
TET	Turbine Entry Temperature
TBC	Thermal Barrier Coating
CMC	Ceramic Matrix Composites
EBC	Environmental Barrier Coatings
TGO	Thermal Grown Oxide
TCP	Topologically Close - Packed
FCC	Face Centered Cubic
BCT	Body Centered Tetragonal
SEM	Scanning Electron Microscope
TTRI	Tratamiento Térmico de Recocido Intermedio
MP	Material de Partida
AC	Air Cooling
FC	Furnace Cooling
RD	Rolling direction
TD	Transversal direction
SA	Solution Annealed
A	Aged
SD	Strength Diferencial
FLD	Forming Limit Diagram
FLC	Forming Limit Curve
FLSD	Forming Limit Stress Diagram
PEPS	Polar Effective Plastic Strain-based diagram fracture forming limit diagram
FFL	Forming Fracture Limit
FFLD	Forming Fracture Limit Diagram
EHL	Elasto – Hydrodynamic Lubrication
CFT	Curved Flanging Test
OEM	Original Equipment Manufacturer
CBS	Concentric Backscatter Sensor
ETD	Everhart Thornley Detector
EBS	Electron Backscatter Diffraction Detector
TTT	Diagrama Transformación Temperatura Tiempo
DIC	Digital Image Correlation
CTI	Compresión –Tracción Inversa
COF	Coefficiente de Fricción
IPF	Inverse Pole Figure
PF	Pole Figure

CAPÍTULO I

INTRODUCCIÓN

1.1 Marco y motivación de la tesis

Las líneas de innovación actuales del sector aeronáutico están orientadas a la reducción de emisiones de CO₂. El propósito de la reducción de este gas viene dado por el acuerdo internacional del protocolo de Kyoto (Naciones Unidas 1998), cuyo objetivo principal es la disminución de los gases que agravan el efecto invernadero, los cuales acentúan el calentamiento global del planeta. El Consejo Asesor de la Investigación Aeronáutica en Europa (ACARE) establece que para el año 2020 las emisiones de CO₂ de los motores de los aviones comerciales deben de ser reducidas un 50% (Busquin et al. 2001). Esta reducción de emisiones de CO₂ se consigue a través de la disminución del consumo de combustible. Dentro de este contexto, en aeronáutica se pueden diferenciar dos vías de trabajo para alcanzar dicho objetivo: la reducción del peso de la aeronave y el aumento de rendimiento de los motores.

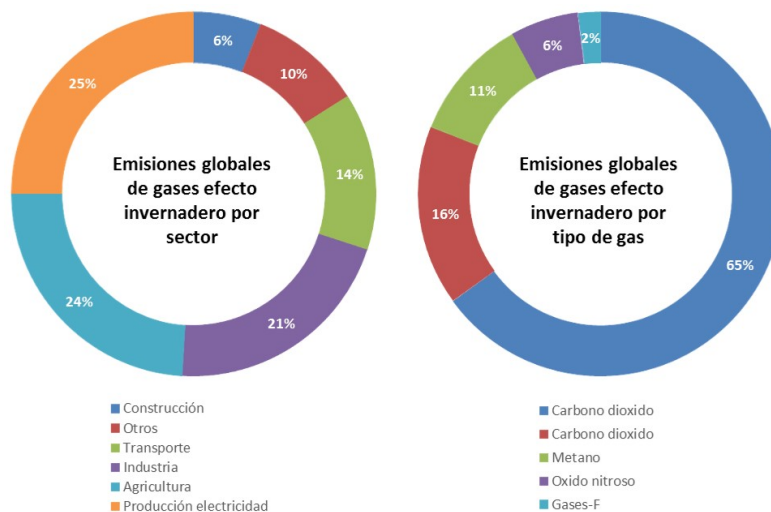


Fig 1-1: Emisiones globales de gases efecto invernadero (IPCC 2014)

Los motores más eficientes, los cuales vienen utilizándose desde el año 1970 son los turbofan (Winter 2013). Estos motores han ido evolucionando desde entonces hasta la actualidad, aumentando su eficiencia a través del aumento del índice de derivación (en inglés: bypass ratio o BPR) (ver Fig 1-2). El BPR es la relación entre el caudal de aire que pasa alrededor del núcleo del motor (aire no quemado) y el caudal de aire que pasa por el núcleo del motor para realizar la combustión (ver Fig 1-3). Por ejemplo, un BPR de 10 quiere decir, que el caudal de aire no quemado es diez veces mayor que el caudal de aire que pasa a través del núcleo del motor.

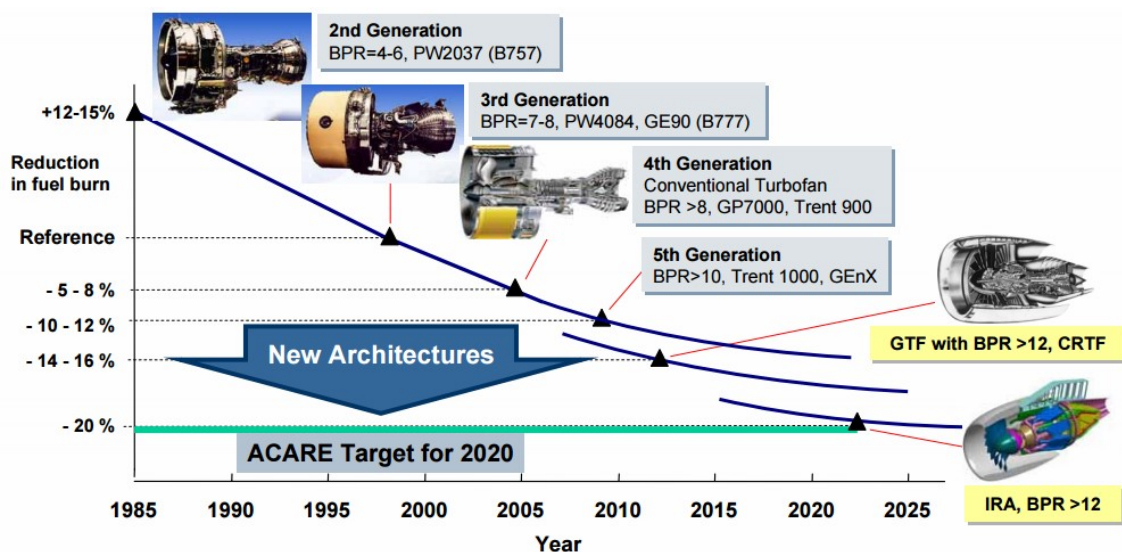


Fig 1-2: Evolución y futuro de los motores de aeronaves comerciales (Walther 2006)

Los modelos más utilizados en la actualidad son los Geared Turbo Fan (GTF). Su característica principal, la cual supone un avance respecto a las generaciones anteriores de motores turbofan, se debe a la incorporación de una caja reductora entre el fan y las posteriores etapas (ver Fig 1-3). Esto hace que el fan pueda girar a una velocidad menor que el eje que une el compresor y la turbina de baja presión. De esta manera se aumenta el flujo de aire que rodea al núcleo y como consecuencia el BPR, lo cual hace que mejore el rendimiento propulsivo. Además también se reduce el ruido producido por el motor durante su funcionamiento.

Estas mejoras aumentan la eficiencia del ciclo y por lo tanto reducen el consumo de combustible. Este aumento de eficiencia también se traduce en una cantidad menor de etapas en el motor, lo cual reduce el peso global del motor y a su vez el de la aeronave. La reducción de la cantidad de etapas necesarias en el motor, también hace que los costes de mantenimiento se reduzcan (Pratt & Whitney 2017).

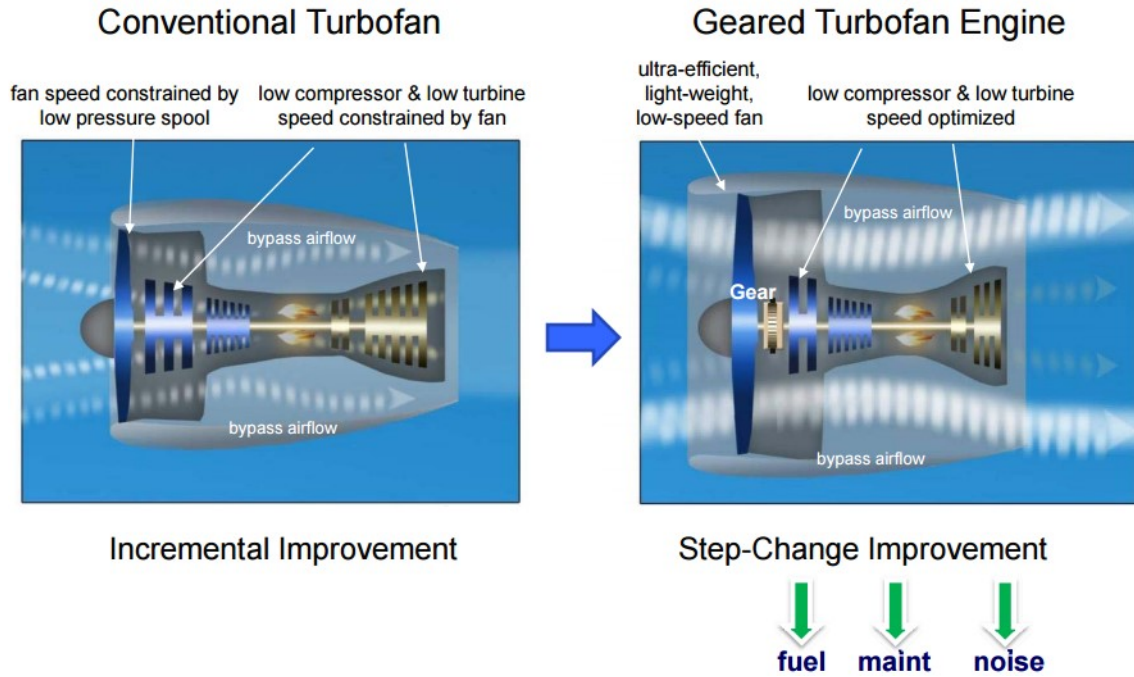


Fig 1-3: Comparación de un turbofan convencional y un GTF (Winter 2013)

La eficiencia termodinámica de los motores es mayor cuanto mayor sea su temperatura de funcionamiento (Pineau & Antolovich 2009). Esta temperatura está limitada por los materiales empleados en el diseño del núcleo del motor. Las superaleaciones tienen la característica de mantener sus propiedades mecánicas a temperaturas muy altas. También tienen una resistencia a la fatiga y a la corrosión destacable (Akca & Gürsel 2015). Debido a estas propiedades, su uso está reservado para las etapas finales del motor, en las cuales se alcanzan las temperaturas más altas (ver Fig 1-4). De esta manera se aumenta el rendimiento de los motores y así es como contribuyen las superaleaciones a la disminución del consumo de combustible (Pineau & Antolovich 2009).

Dentro de las superaleaciones se pueden diferenciar tres grupos: base níquel, base cobalto, y base hierro. La superaleación Inconel 718, la cual fue creada por Herbert Louis Eiselstein a finales de los años cincuenta (Sims 1984), pertenece concretamente al primero de los grupos (Donachie & Donachie 2002). El precio del Inconel 718 es cinco veces mayor que el de un acero de alta calidad para turbinas (Akca & Gürsel 2015). Por lo que la optimización del componente y de su proceso de fabricación son claves en el diseño de un nuevo motor de avión.

El Inconel 718 se utiliza concretamente para la fabricación de discos, carcassas, cámaras de combustión, vanos, álabes, ejes, sistemas de escape, etc (Akca & Gürsel 2015). La geometría de cada pieza entre otros parámetros, determina el proceso de fabricación del componente.

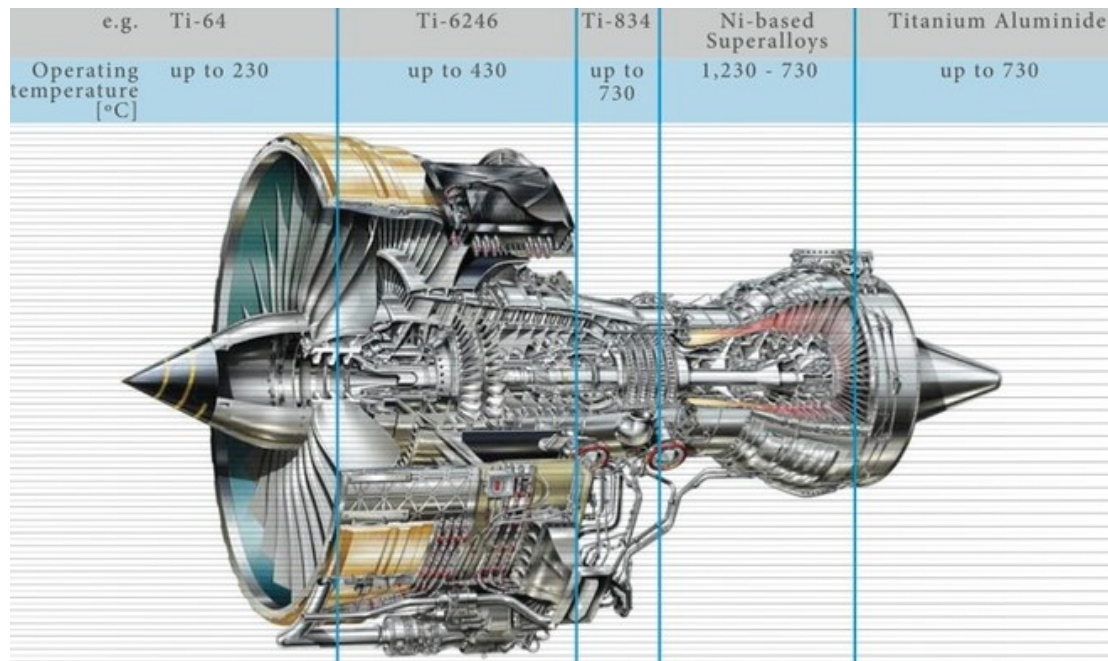


Fig 1-4: Materiales principales de un turbofan (Batz Aerospace 2017)

En la empresa vasca Matrici S.Coop se fabrican vanos (ver Fig 1-5) de Inconel 718 a través de un proceso de estampación. Matrici S.Coop es una empresa de troquelaría dedicada principalmente al sector de la automoción. Sin embargo, está utilizando los recursos y el Know How adquirido, directamente en los procesos de fabricación de componentes aeronáuticos. A pesar de que la cadencia de fabricación de piezas en el sector aeronáutico no es tan elevada como la del sector de la automoción, la migración de los conceptos de fabricación del sector de la automoción al sector aeronáutico, es una práctica generalizada (Weber 2015). La finalidad de esta migración de conceptos es eliminar los procesos manuales, además de reducir el coste de fabricación de cada componente.

El Inconel 718 tiene una alta conformabilidad a temperatura ambiente, pero también tiene una recuperación elástica post proceso (springback) de gran relevancia. Esta recuperación elástica es crítica a la hora de conformar componentes de geometrías con poca curvatura, como por ejemplo la de los vanos del motor. El vano del motor en cuestión, se compone de dos piezas estampadas, que después son sometidas a un proceso de corte por láser y finalmente se unen en un proceso de soldadura (ver Fig 1-5). Debido a los requerimientos de este último proceso de fabricación, las tolerancias geométricas finales de los componentes estampados del vano del motor son más exigentes que los estándares. Para conseguir que la pieza cumpla con los requisitos de tolerancias, es imprescindible poder predecir correctamente el springback tras el proceso de conformado con el objetivo de compensarlo.

El uso de software de simulación numérica para la predicción de springback y otros limitantes del proceso de estampación es una práctica habitual en las empresas dedicadas al diseño de herramientas de estampación (troqueles). Para poder introducir los parámetros

de la carta de material adecuadamente, es necesario conocer el comportamiento del Inconel 718, lo cual, se logra a través de una caracterización avanzada y una posterior modelización.

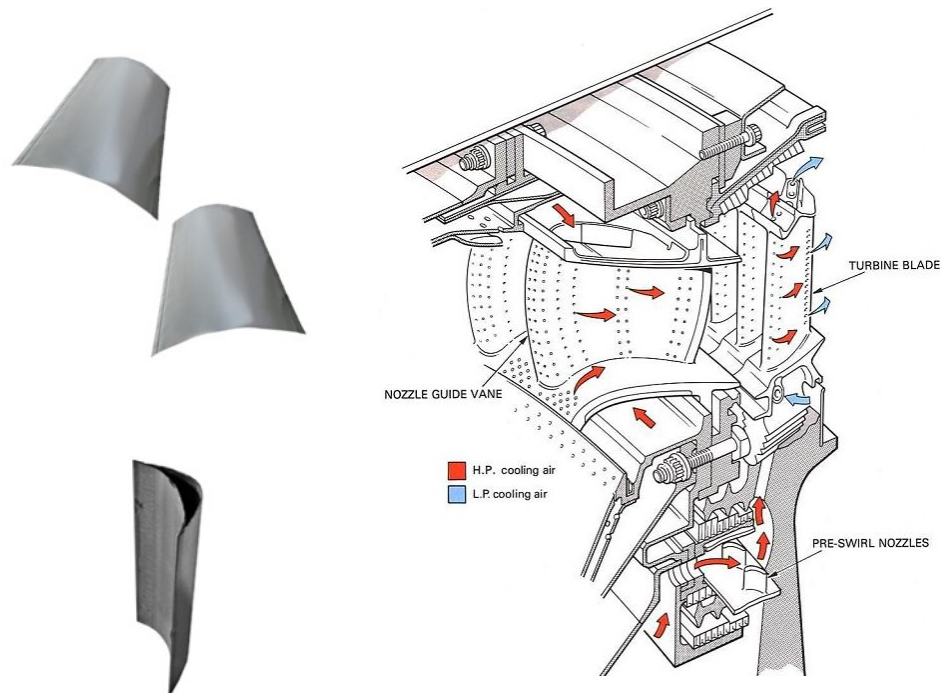


Fig 1-5: Izquierda de arriba a abajo: Piezas estampadas del vano, vano. Derecha: Ubicación del vano en el motor de avión (Baskaran 2012)

Para poder conformar componentes de Inconel 718 en los cuales se alcanzan altos niveles de deformación plástica, en ocasiones se suele hacer uso de tratamientos térmicos de recocido intermedios entre operaciones de embutición (Haynes International 2017). Este tratamiento térmico relaja las tensiones internas del material inducidas por la primera etapa de embutición y además dotan al material de una conformabilidad extra (Li et al. 2013). Para poder predecir el comportamiento del material tratado térmicamente durante la segunda etapa de embutición, hay que realizar una caracterización avanzada del material bajo estas condiciones.

Una predicción numérica precisa, permite optimizar el diseño del troquel, lo cual, reduce la cantidad de correcciones a realizar en la puesta a punto. De esta manera, también se reduce el coste del proceso, el tiempo de consolidación del troquel, además del impacto ambiental del proceso.

1.2 Objetivos

El objetivo principal de esta tesis es, predecir con exactitud mediante simulación numérica, el comportamiento real del Inconel 718 tanto en condiciones estándares, como en condiciones post tratamiento térmico desde el punto de vista del springback y de la conformabilidad, en procesos de embutición a temperatura ambiente. Para satisfacer este objetivo general, se han identificado los siguientes objetivos operativos:

- Caracterización experimental avanzada del Inconel 718 bajo condiciones iniciales del material de partida o estándares y condiciones post tratamiento térmico de recocido intermedio entre operaciones de conformado.
- Modelización numérica avanzada del Inconel 718 bajo condiciones iniciales del material de partida o estándares y condiciones post tratamiento térmico de recocido intermedio entre operaciones de conformado.
- Validación de la predicción numérica de las simulaciones.

1.3 Esquema global de la tesis

La investigación presentada en este documento está dividida en seis capítulos incluyendo el capítulo de introducción. Cada capítulo está compuesto por sus correspondientes tareas con el fin de lograr los objetivos mencionados anteriormente:

Capítulo II

Este capítulo es una revisión bibliográfica y estudio crítico del estado del arte de las características del Inconel 718 como material, los tratamientos térmicos a los cuales puede someterse y los parámetros del material y del proceso que afectan a la simulación numérica del springback en procesos de conformado de chapa.

Mediante este análisis bibliográfico se han establecido los conceptos más importantes a tener en cuenta a la hora de predecir el fenómeno del springback y la conformabilidad del material.

Capítulo III

En el capítulo tres se muestra la caracterización avanzada del Inconel 718, tanto en condiciones iniciales del material de partida o estándares, como en condiciones post tratamiento térmico (material que ha sufrido una deformación plástica inicial y que posteriormente ha sido tratado térmicamente con un tratamiento térmico de recocido). Esta

caracterización, tiene como objetivo conocer los fenómenos mecánicos que se han establecido en el Capítulo II como los más influyentes a la hora de predecir el springback.

El objetivo del capítulo es aportar datos representativos del comportamiento del Inconel 718 para lograr una identificación precisa de los parámetros necesarios para la modelización numérica del material.

Capítulo IV

En este capítulo, se analizan los datos obtenidos en el Capítulo III a través de la caracterización avanzada del material. También se identifican los parámetros necesarios para la modelización numérica del Inconel 718, tanto en condiciones estándares, como en condiciones post tratamiento térmico.

El objetivo del Capítulo IV es definir las cartas de material que representen el comportamiento del Inconel 718 en las dos condiciones definidas anteriormente, a partir de los parámetros de material identificados para la modelización numérica de los diferentes aspectos del material.

Capítulo V

En este capítulo se valida la predicción numérica de las simulaciones U-drawing a través de la comparación con sus resultados experimentales homólogos. El estudio se realiza con el material en condiciones estándares y en condiciones post tratamiento térmico. Del mismo modo, se analizará la influencia del tratamiento térmico en la recuperación elástica del Inconel 718.

Capítulo VI

En el último capítulo se presentan las conclusiones del trabajo realizado en la tesis y se plantean las líneas futuras.

CAPÍTULO II

REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1 Superaleación Inconel 718

Tal y como se puede ver en la Fig 2-1, las temperaturas de entrada de las turbinas de los motores de avión han ido incrementando año tras año sucesivamente y lo seguirán haciendo en el futuro. Esto es debido a la necesidad de aumentar la eficiencia termodinámica de los motores, la cual se consigue aumentando su temperatura de funcionamiento. De esta manera se disminuye el consumo de combustible y como resultado la emisión de CO₂ a la atmósfera (Pineau & Antolovich 2009).

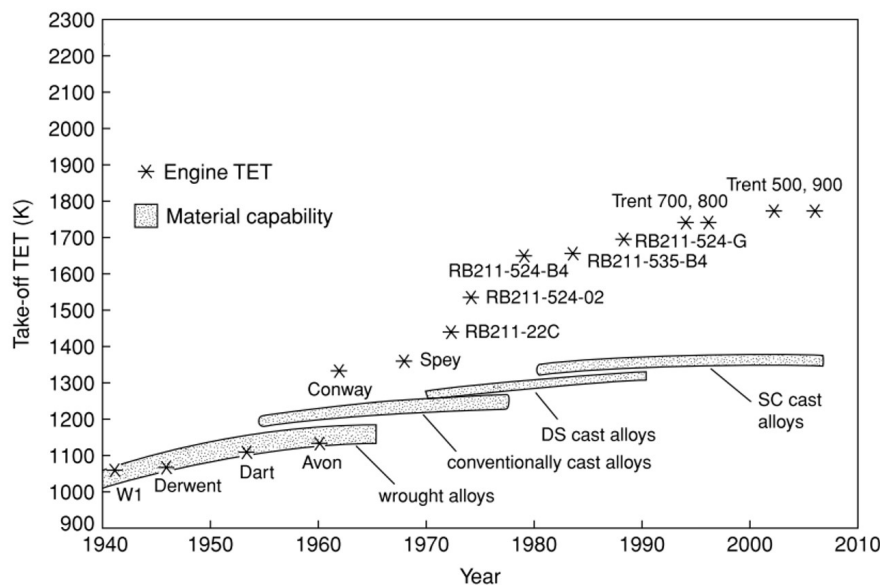


Fig 2-1: Evolución de la temperatura de entrada de la turbina (TET) (Reed 2006)

Las superaleaciones se utilizan con frecuencia en el sector aeronáutico, espacial y nuclear. Esto es debido a que tienen la característica de mantener sus propiedades mecánicas a altas temperaturas. Además, también tienen una resistencia a la fatiga y a la corrosión destacable (Davis 1997; Donachie & Donachie 2002; Akca & Gürsel 2015).

Basándose en el metal predominante de la aleación, las superaleaciones pueden dividirse en tres grupos: base níquel, base hierro y base cobalto (Akca & Gürsel 2015). En la Fig 2-2 se puede ver como la resistencia mecánica de las superaleaciones base níquel es superior a la del resto de grupos de aleaciones. En la actualidad, las superaleaciones de base níquel constituyen más del 50% del peso de los motores de los aviones (Akca & Gürsel 2015).

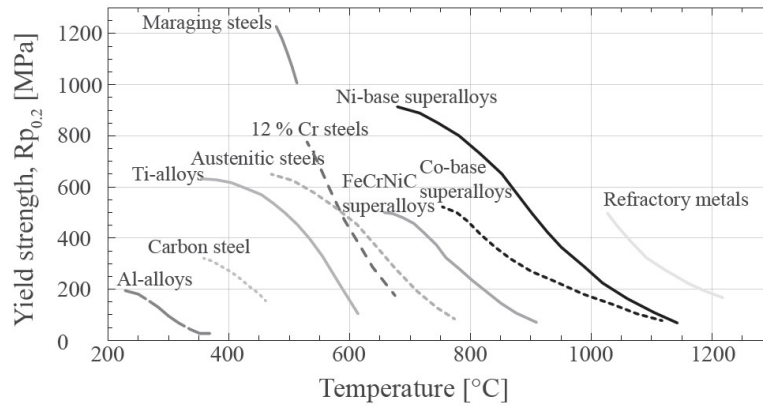


Fig 2-2: Temperaturas de servicio máximas de diferentes aleaciones con resistencia alta a la fluencia (Saarimäki 2015)

Actualmente, la temperatura de entrada de las turbinas del motor de un avión, es muy superior a la temperatura máxima de servicio de las superaleaciones. Por ejemplo, el uso del Inconel 718 está limitado a aplicaciones en las que la temperatura máxima de servicio es 650 °C (Haynes International 2015). Para solventar este problema, se comenzaron a desarrollar sistemas de enfriamiento (ver Fig 2-3). Debido al incremento incesante de las temperaturas de entrada de las turbinas del motor, el uso de los sistemas de enfriamiento no era suficiente y debido a eso, actualmente se combinan sistemas de enfriamiento y recubrimientos que actúan como barrera térmica (TBC) (ver Fig 2-3) (Clarke & Levi 2003; Richards & Wadley 2014; Polvorosa et al. 2017).

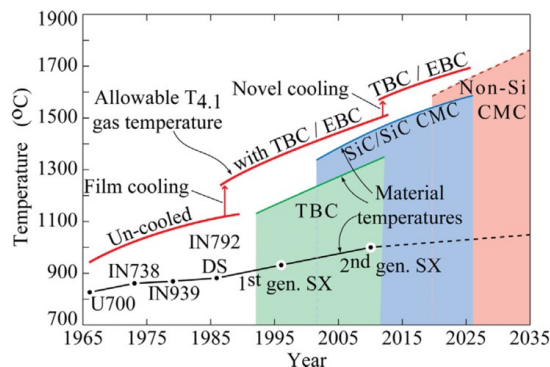


Fig 2-3: Evolución de los materiales de las turbinas, sistemas de enfriamiento, recubrimientos (TBC) y temperatura de entrada de la turbina (Richards & Wadley 2014)

En la Fig 2-4 que se muestra a continuación, se puede observar la evolución de los sistemas de enfriamiento de los vanos y álabes de la turbina del motor de un avión.

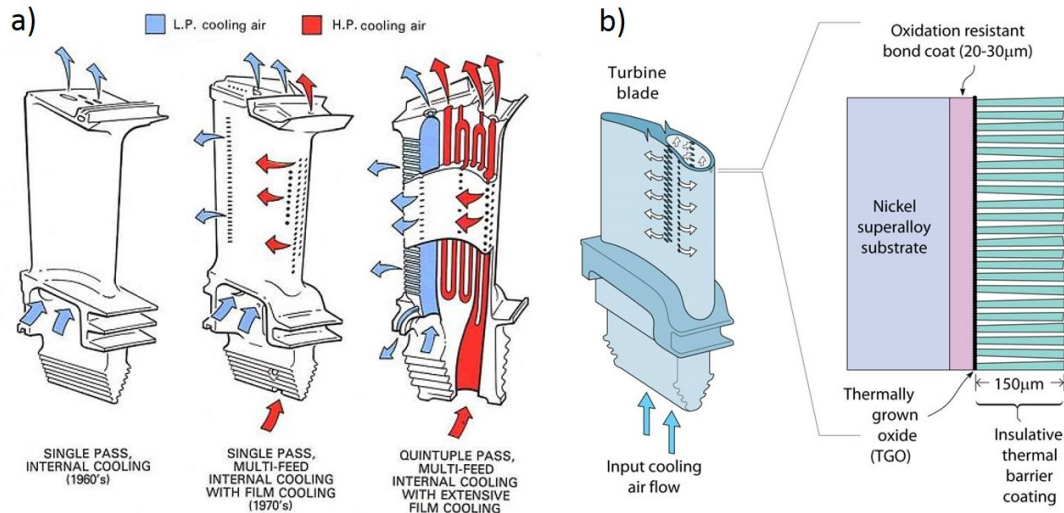


Fig 2-4: a) Evolución de los sistemas de enfriamiento de vanos y álabes (Aerospace Engineering Blog 2013), b) Sistema de enfriamiento de un álab y detalle del recubrimiento y detalle del recubrimiento (Wadley Research Group - UV 2013)

En el año 1960 se desarrolló el sistema de enfriamiento interno simple, posteriormente además del enfriamiento interno se desarrolló el sistema de enfriamiento externo (film cooling). Actualmente los sistemas de enfriamiento están compuestos de conductos múltiples para la refrigeración interna y conductos de refrigeración optimizados para la refrigeración externa (Aerospace Engineering Blog 2013).

Para conseguir las características demandadas, las últimas generaciones de superaleaciones de base níquel incorporan aleantes caros como el renio y el rutenio (Elbagoury & Ramadan 2012; Akca & Gürsel 2015). En Marzo del 2013, el kilogramo del primero costaba 4200 \$, mientras que el precio del segundo oscilaba entre 2275 \$ y 2975 \$ el kilogramo, lo cual hace que el precio de algunas superaleaciones sea cinco veces superior que el precio de aceros de alta calidad para turbinas (Akca & Gürsel 2015).

Las variables microestructurales principales de las superaleaciones de base níquel son, la cantidad de precipitados y su morfología, el tamaño y forma de grano y la distribución de carburos (Azadian 2004). A continuación se listan las fases más importantes de las superaleaciones base níquel:

- Matriz Ganma (γ)
- Precipitado intermetálico $Ni_3(Al, Ti)$. Conocido como ganma prima (γ')
- Precipitado intermetálico Ni_3Nb . Conocido como ganma doble prima (γ'')
- Precipitado intermetálico Ni_3Nb . Conocido como fase delta δ
- Varios carburos cúbicos MC y $M_{23}C_6$
- Varios empaquetamientos compactos (TCP)

La matriz γ , es una fase de solución sólida austenítica cúbica centrada en las caras (FCC), la cual mantiene dicha estructura hasta alcanzar el punto de fusión. Tiene gran capacidad para endurecer mediante solución sólida a través de elementos como hierro, cromo, molibdeno, tungsteno, vanadio, titanio y aluminio (Azadian 2004). El endurecimiento mediante solución sólida está directamente relacionado con el tamaño del diámetro del elemento. Es decir, cuanto mayor sea su diámetro, mayor será el efecto endurecedor (Azadian 2004).

Las aleaciones base níquel endurecen mediante los precipitados intermetálicos $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ o γ' y Ni_3Nb o γ'' (Lin et al. 2014; Mei et al. 2015). Normalmente la fase γ' , es el precipitado de endurecimiento más importante de las superaleaciones de base níquel (Azadian 2004). En el caso de la superaleación base níquel Inconel 718, el precipitado que causa el endurecimiento es la fase γ'' (ver Fig 2-5) (Sundararaman et al. 1988; Sundararaman et al. 1994; Fisk et al. 2014; Mei et al. 2015; Anderson et al. 2017).

Cuando el radio de las partículas de la fase γ'' son mayores que 10nm, el mecanismo de deformación del Inconel 718 deja de ser mediante planos de deslizamiento y pasa a ser mediante maclas (Sundararaman et al. 1988; Sundararaman et al. 1994). Esto es un dato a tener en cuenta a la hora de modelizar el criterio de fluencia del material.

Tal y como se muestra en la Tabla 2-1, la estructura de la fase γ' es cúbica centrada en las caras (FCC), mientras que la de la fase γ'' es tetragonal centrada en el cuerpo (BCT) (Deng et al. 2015; Mei et al. 2015).

Tabla 2-1: Fases típicas del Inconel 718 (Azadian 2004)

Fase	Composición	Estructura cristalina	Morfología partícula	Cantidad máxima teórica (vol %)	Rango temperatura (°C)
γ'	$\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})^*$	FCC; $L1_2$	Esferical/ cúbica; $\ll 1\mu\text{m}$	8	650 – 850
γ''	Ni_3Nb^*	BCT; D0_{22}	Forma de disco, diámetro mayor que $1\mu\text{m}$	13	620 – 900
δ	Ni_3Nb^*	ortorrombico; D0_a	Placas delgadas extensas	13	750 to (930 – 1020)**

*** γ' También puede contener algo de Nb; γ'' y δ también contienen algo de Ti y Al. ** depende del contenido de Nb (Azadian 2004)**

La fase γ'' , es una fase metastable que con el aumento de temperatura o tiempos prolongados de precipitación encuentra su equilibrio transformándose en la fase delta, δ (Mei et al. 2015; Anderson et al. 2017). Esta fase tiene una estructura cristalina ortorrómbica (Azadian 2004). La formación de grandes cantidades de la fase δ (ver Fig 2-5), degrada la resistencia adquirida mediante la precipitación de la fase γ'' (Azadian 2004; Lin et al. 2014). Maximizando la cantidad de los precipitados intergranulares de la fase δ se incrementa la ductilidad del material, pero también se reduce su límite elástico (Anderson et al. 2017).

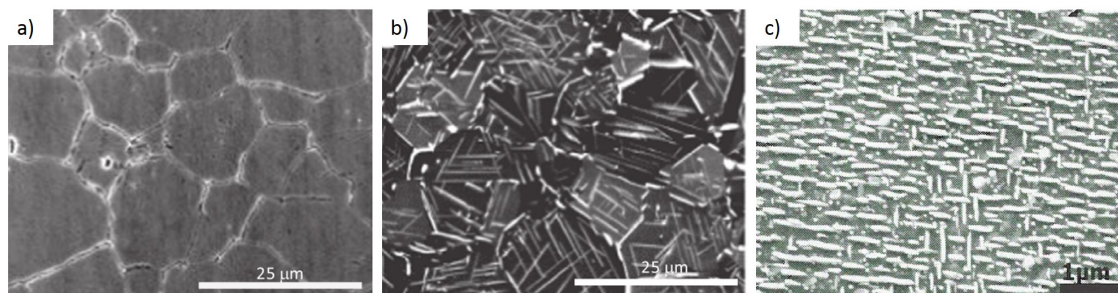


Fig 2-5: Imágenes SEM Inconel 718. a) 875 °C/0.5 h, se puede observar la fase δ en las juntas de grano, b) 900 °C/24 h, el volumen de la fase δ ha aumentado, ahora es intergranular e intragranular (Anderson et al. 2017), c) 825 °C/150 h, con forma esférica, γ' y con forma de disco, γ'' (Azadian 2004)

Además de las fases anteriores, también hay otras como los carburos. Generalmente, los carburos son más eficientes como endurecedores de la matriz de aleaciones base-hierro y base-cobalto, que de aleaciones base-níquel (Azadian 2004).

Los empaquetamientos compactos o TCP, son fases duras que pueden aparecer durante el tratamiento térmico o durante el servicio de exposición. La aparición de estas fases conlleva una reducción de las propiedades mecánicas del material, ya que pueden suponer el inicio de una grieta en el material (Azadian 2004).

A continuación, se muestran las especificaciones de los aleantes del Inconel 718 (ver Tabla 2-2) y los efectos que producen sobre diferentes aspectos de las superaleaciones base-níquel (ver Tabla 2-3).

Tabla 2-2: Especificaciones de los aleantes del Inconel 718 (wt%) (Azadian 2004)

Elemento	Ni	Fe	Cr	Nb	Mo	Ti	Al
Mínimo	50	rem.	17	4.75	2.8	0.65	0.2
Máximo	55	rem.	21	5.5	3.3	1.15	0.8

Elemento	Co	C	Mn	Si	Ti+Al	Ti+Al/Nb
Mínimo	-	-	-	-	0.85	0.17
Máximo	1	0.08	0.35	0.35	1.95	0.35

Tabla 2-3: Efectos de los elementos en superaleaciones base-níquel (Azadian 2004)

Efecto	Base - Níquel
Endurecedor solución sólida	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta, Re
Estabilizador FCC	
Forman carburos tipo: MC y M(C,N)	W, Ta, Ti, Mo, Nb, C, N
M_7C_3	Cr
$M_{23}C_6$	Cr, Mo, W
M_6C	Mo, W
Favorece la precipitación de carburos	
Forma la fase γ'	Al, Ti
Precipitados endurecimiento y/o intermetálicos	Al, Ti, Nb
Resistencia oxidación	Al, Cr, y, La, Ce
Mejoran la resistencia a la corrosión en caliente	La, Th
Mejora las propiedades de fluencia	B

Como se ha comentado antes, el Inconel 718, es una super aleación base-níquel endurecible por precipitación. En estado recocido, presenta una resistencia y unas características de conformabilidad y soldabilidad destacables. A pesar de que su uso está limitado a aplicaciones en las que la temperatura máxima de servicio es 650 °C, es significativamente más resistente a estas temperaturas que otras superaleaciones (ver Fig 2-6) (Haynes International 2015; Haynes International 2017).

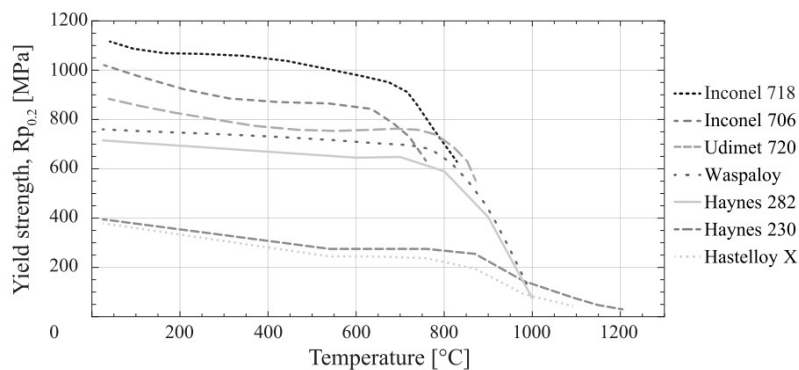


Fig 2-6: Límite elástico de diferentes superaleaciones en función de la temperatura (Saarimäki 2015)

Estas características, además de la resistencia que muestra a la fatiga y a la corrosión a altas temperaturas, hacen que el Inconel 718, sea idóneo para la fabricación de piezas de las partes más calientes de los motores de un avión (discos, carcassas, cámaras de combustión, vanos, álabes, ejes, sistemas de escape, etc) (Haynes International 2015; Akca & Gürsel 2015).

2.2 Tratamientos térmicos

Estrictamente hablando, un tratamiento térmico es cualquier proceso, en el cual, se aporte calor a un material durante cierto tiempo a una temperatura suficientemente elevada, para (Donachie & Donachie 2002):

- Reducir la tensión interna del material.
- Permitir el movimiento de los átomos para redistribuir los elementos aleantes existentes.
- Favorecer el crecimiento de grano.
- Favorecer la formación de nuevos granos recristalizados.
- Disolver fases del material.
- Formar nuevas fases en el material, causadas por la precipitación de otras fases.

Los tratamientos térmicos se aplican con la finalidad de mejorar las propiedades mecánicas del material. Bien desde el punto de vista del propio proceso de conformado (relajar tensiones internas del material, mejorar o restaurar la ductilidad después de un proceso de conformado en frío), o bien desde el punto de vista de las propiedades finales de la pieza conformada (aumentar su resistencia mecánica) (Donachie & Donachie 2002; Jones Metal Products 2017). A continuación se listan los tratamientos térmicos más comunes para superaleaciones:

- Tratamiento térmico de relajación.
- Recocido completo.
- Recocido intermedio (entre etapas de conformado)
- Recocido de solubilización
- Endurecimiento por precipitación (envejecimiento)

El tratamiento térmico de relajación, sirve para eliminar las tensiones internas del material, producidas por procesos anteriores de fabricación. Las temperaturas a las cuales se realizan estos tratamientos normalmente son menores que las temperaturas de tratamientos térmicos de recocido o recristalización. El tratamiento térmico de relajación

del Inconel 625 se realiza manteniendo el componente a tratar a 870 °C durante 1h. En el caso del Inconel 718, se recomienda hacer un tratamiento térmico de recocido completo en vez de realizar uno de relajación de tensiones. Esto es debido, a que las temperaturas intermedias pueden causar la precipitación de nuevas fases no deseadas, las cuales, no favorecen las propiedades mecánicas del material o causan un efecto no deseado (Donachie & Donachie 2002; Haynes International 2017).

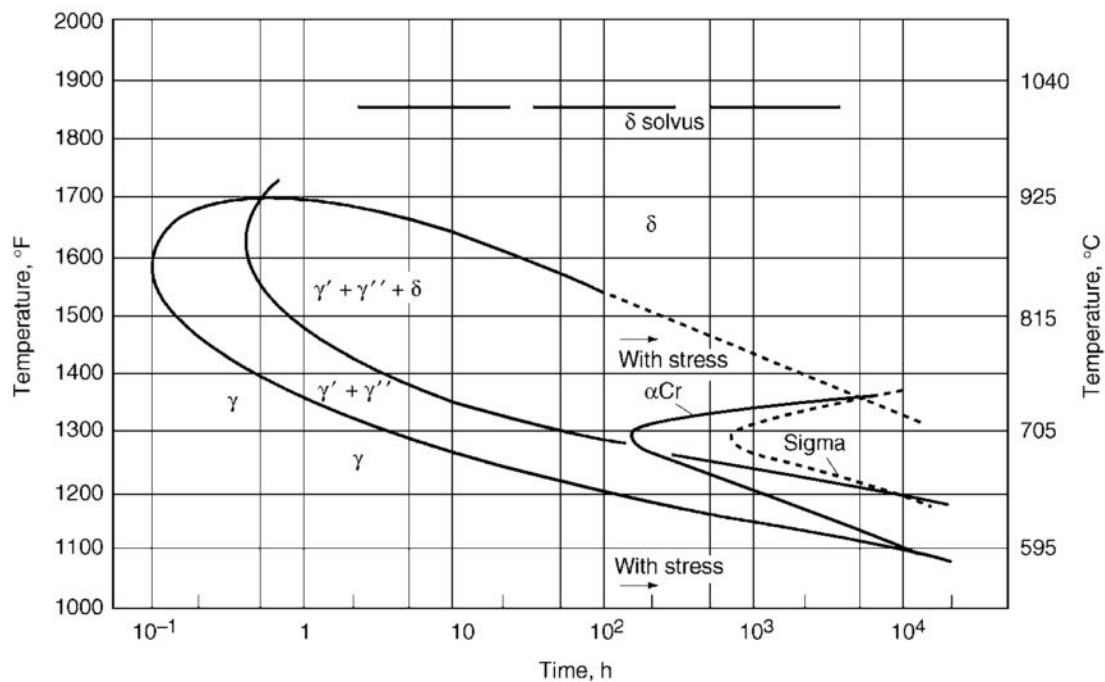


Fig 2-7: Diagrama de tiempo – temperatura – transformación del Inconel 718 (Donachie & Donachie 2002)

El tratamiento térmico de recocido completo, se trata de un tratamiento térmico mediante el cual, se produce una recristalización completa y el máximo ablandamiento del material. Por eso se utiliza para facilitar operaciones de conformado o mecanizado, para la preparación previa de un componente antes de una operación de soldadura, para relajar tensiones después de dicha operación, para producir microestructuras específicas o para ablandar estructuras endurecibles por precipitación mediante la redisolución de segundas fases. En el caso del Inconel 718 este tratamiento se realiza manteniendo el componente a tratar a 955 °C durante 1h. El tiempo de mantenimiento hace referencia a un espesor de una pulgada (Donachie & Donachie 2002).

Normalmente, las operaciones de conformado en frío donde se necesita una conformabilidad extra del material o donde la deformación plástica es considerable, requieren la aplicación de tratamientos térmicos de recocido intermedios entre operaciones de conformado (ver Fig 2-8). Más aun, cuando el material a conformar tiende a endurecerse notablemente por deformación, como es el caso de las superaleaciones.

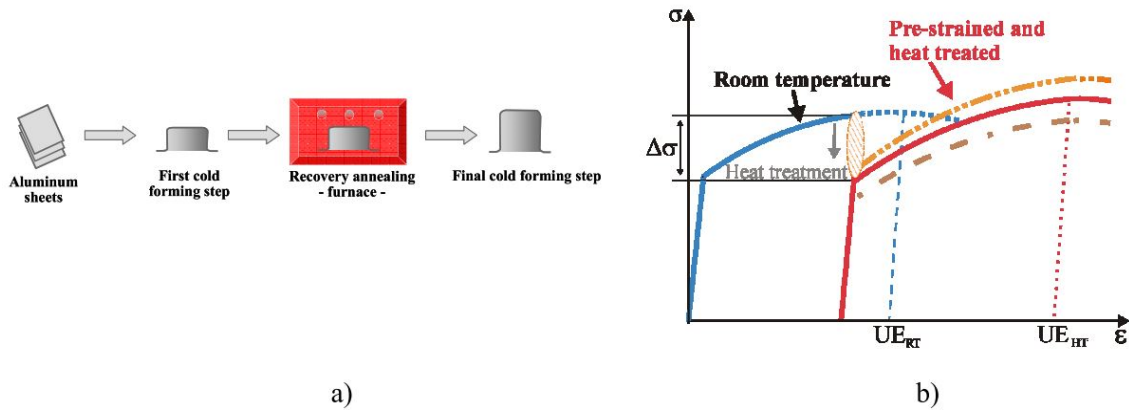


Fig 2-8: A) Proceso de un tratamiento térmico de recocido intermedio (TTRI), B) Ilustración de los conceptos teóricos, basándose en resultados experimentales realizados a la aleación de aluminio AA5182 (Siefert et al. 2011)

El tratamiento consiste en un recocido completo seguido de un enfriamiento rápido (Donachie & Donachie 2002). Algunas empresas troqueleras vascas utilizan este tipo de tratamiento entre las operaciones de conformado de algunas de sus referencias. El protocolo es el siguiente, primero mantienen el componente a tratar a 980 °C un mínimo de 5 minutos, para posteriormente enfriarlo al aire hasta temperatura ambiente. Siefert et al. (2010; 2011) utilizaron tratamientos térmicos de recocido intermedios para mejorar la conformabilidad del aluminio AA5182.

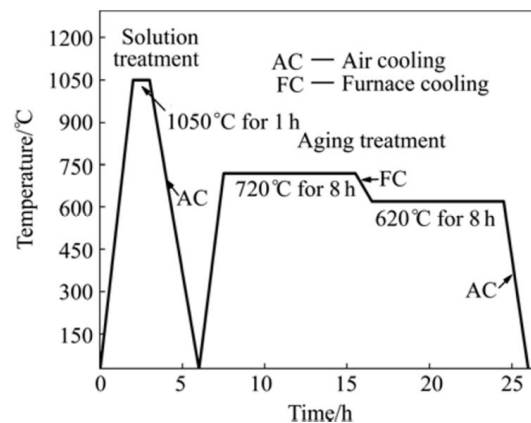
El recocido de solubilización, se utiliza para disolver segundas fases con el objetivo de producir un aumento en la resistencia a la corrosión de una superaleación o para prepararla para un subsecuente tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación. Para realizar el tratamiento hay que mantener el componente a tratar a 980 °C durante 1h y posteriormente enfriarlo al aire hasta temperatura ambiente (Donachie & Donachie 2002).

El tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación, se usa para aumentar la resistencia del material. Esto se logra manteniendo el componente a tratar a cierta temperatura durante un periodo de tiempo concreto, para lograr que precipiten las fases que aumentan la resistencia del material y no otras (Donachie & Donachie 2002; Kuo et al. 2009; El-bagoury & Ramadan 2012). Normalmente, para endurecer el Inconel 718 por precipitación se utilizan dos tipos de tratamiento térmico, ambos comienzan con un tratamiento térmico de recocido de solubilización previo al tratamiento de endurecimiento por precipitación (ver Tabla 2-4) (Special Metals 2007; Ulbrich 2014).

Tabla 2-4: Tratamientos térmicos de endurecimiento por precipitación

Tratamientos térmicos de endurecimiento por precipitación
8h a 720 °C, enfriamiento en horno hasta 620 °C y mantener 18h, enfriar al aire
10h a 760 °C, enfriamiento en horno hasta 650 °C y mantener 20h, enfriar al aire

Caliari et al. (2016) demuestran cómo se aumenta la resistencia mecánica y como se mejora la fluencia del Inconel 718 a altas temperaturas, tras un tratamiento térmico doble de endurecimiento por precipitación. En el trabajo de Deng et al. (2015) se analizan las propiedades mecánicas del Inconel 718 boronizado. Para boronizar la superaleación, una vez aplicado el recubrimiento, se aplica un tratamiento térmico de solubilización e inmediatamente después, un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación de dos etapas (ver Fig 2-9). De esta manera además de mejorar la resistencia del material a través de la precipitación de las fases endurecedoras, también se consigue mejorar la resistencia al desgaste y a la corrosión debido a la difusión del recubrimiento de boro en la red cristalina del material. En este caso, la temperatura del tratamiento térmico de solubilización es superior a la propuesta por Donachie y Donachie (2002).

**Fig 2-9: Tratamiento térmico para boronizar el Inconel 718 (Deng et al. 2015)**

El Inconel 718 puede tratarse térmicamente en hornos sin atmósfera protectora, siempre y cuando no se requiera un acabado brillante en la superficie del material (Haynes International 2017).

2.3 Análisis de los parámetros del material

Con la finalidad de reducir los costes del proceso de fabricación, el tiempo de consolidación del troquel, además del impacto medio ambiental del proceso, el uso de software de simulación numérica se ha convertido en práctica habitual de las empresas troqueleras.

Para que las empresas puedan obtener el máximo beneficio de este tipo de herramientas de simulación numérica, es necesario poder predecir el springback y otros limitantes del proceso. Para eso, es indispensable introducir los parámetros adecuados en la carta de material y para ello, es necesario conocer el comportamiento del material, lo cual, se logra a través de una caracterización avanzada y una posterior modelización.

En este apartado, se hace un estudio bibliográfico sobre los parámetros más importantes a la hora de completar la carta de material del Inconel 718. Estos parámetros son: elasticidad, criterio de fluencia, endurecimiento y conformabilidad del material. En cada subapartado se habla sobre la caracterización necesaria y su posterior modelización para definir cada parámetro de material.

2.3.1 Elasticidad

Los parámetros característicos de la región elástica son, el coeficiente de Poisson y el módulo de elasticidad o módulo de Young. Tal y como se ha comentado anteriormente, al retirar las cargas que originan la deformación del material, el material sufre una recuperación elástica parcial o springback. El parámetro elástico que determina la magnitud de la recuperación elástica del material es el módulo de Young.

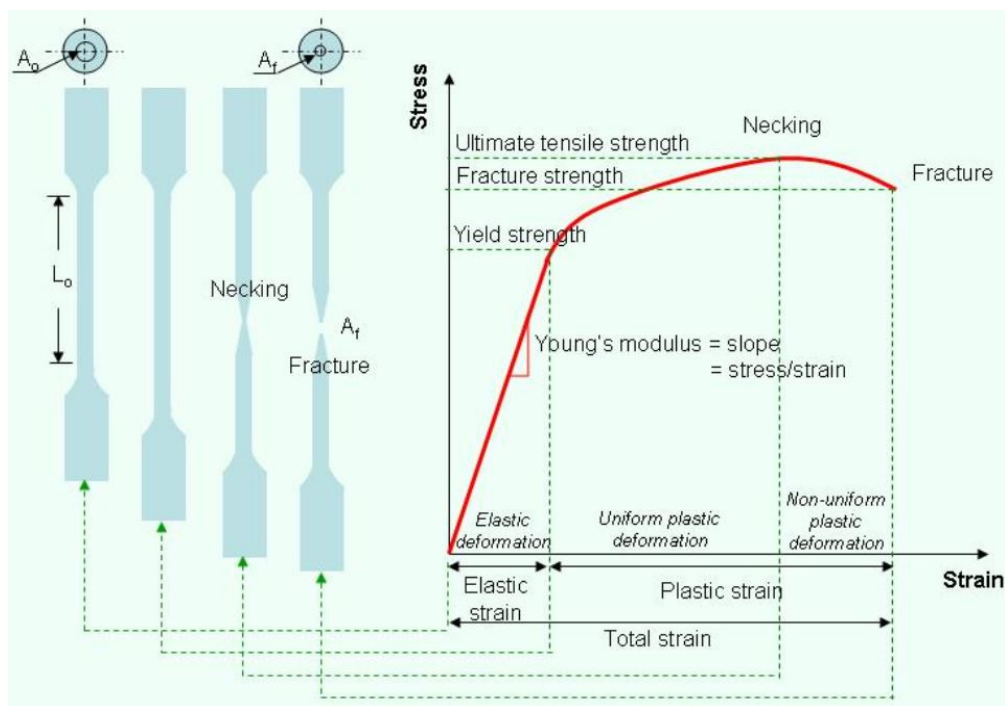


Fig 2-10: Ensayo de tracción (Faridmehr et al. 2014)

El módulo de Young E , es una relación entre la tensión y la deformación unitaria en el rango elástico del material (ver Fig 2-10). También se puede determinar directamente mediante el ensayo de vibración forzada con resonancia (en inglés, Resonant Frequency

Damping Analysis) (Cortés & Elejabarrieta 2007) o mediante la técnica de medida mediante ultrasonidos (Chen et al. 2016).

Los estudios realizados por Li et al. (2002) demuestran que su valor no es constante. En su trabajo de investigación, muestran como su valor va cambiando en función de la deformación. Además inciden en la importancia que tiene la representación de este efecto para predecir con mayor exactitud el springback. Cuanto menor es el módulo elástico, mayor es la recuperación elástica del material. Según Gelin et al. (2005) dicha variación del módulo elástico aparente se debe a los cambios microestructurales que sufre el material durante el proceso de conformado. Fei y Hodgson et al. (2006) demostraron experimentalmente, que el valor del módulo elástico decrecía a medida que aumentaba la deformación del material durante el proceso de conformado (ver Fig 2-11). Además, demuestran que tener en cuenta dicho decremento en las simulaciones, mejora considerablemente la predicción del springback.

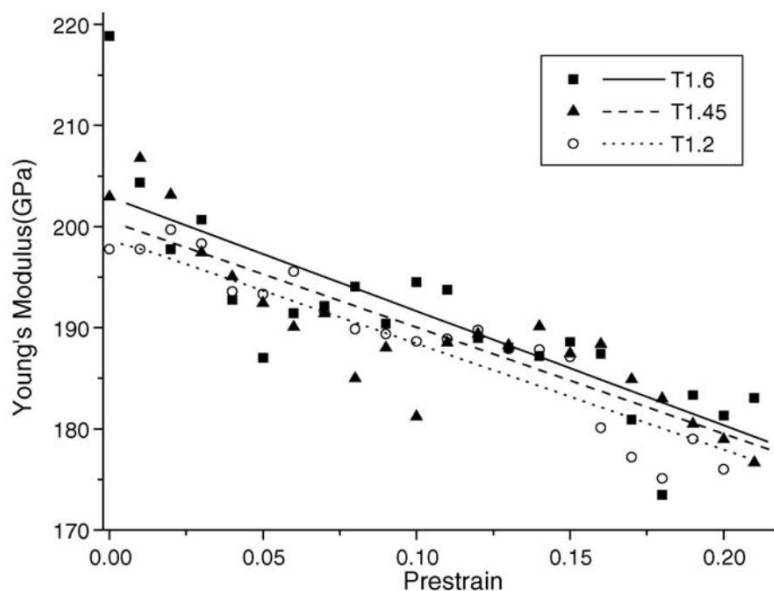


Fig 2-11: Variación del módulo elástico en función de la deformación de aceros TRIP de diferentes espesores (1,6 mm, 1,45 mm y 1,2 mm) (Fei & Hodgson 2006)

Yu et al. (2009) demostraron que los ángulos simulados con un módulo elástico variable, eran mayores que los simulados con un módulo constante y que se asemejaban más a los experimentales. Mendiguren (2012) mediante ensayos experimentales de tracción-relajación uniaxiales, también demuestra dicho decremento del módulo elástico y se pone de acuerdo con los anteriores autores en lo referente a la importancia que tiene representar la evolución del módulo elástico o módulo elástico aparente para lograr una predicción precisa del springback.

Zang et al. (2013) también observaron el decremento del módulo elástico y además aseguran que a partir de cierta deformación, éste se satura (ver Fig 2-12).

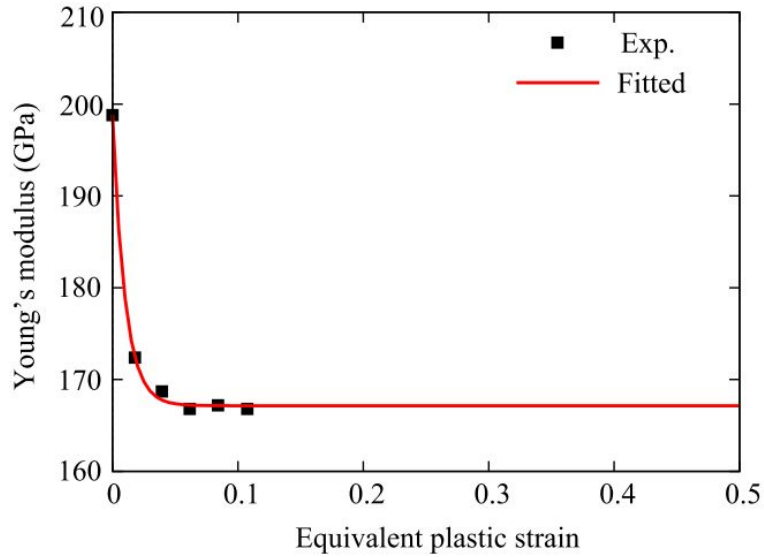


Fig 2-12: Variación del módulo elástico en función de la deformación (Zang et al. 2013)

Uno de los ensayos más utilizados para analizar el decremento del módulo elástico es el ensayo de tracción-relajación uniaxial (Yu 2009). Este ensayo se realiza repitiendo reiteradas veces el proceso que se describe a continuación. Primero se comienza estirando una probeta estándar del material a analizar hasta alcanzar cierta deformación plástica. Luego se eliminan las fuerzas externas que han producido la deformación uniaxial de la probeta y se deja que la probeta se destensione hasta alcanzar la posición de reposo. A partir de aquí es cuando se puede repetir el proceso varias veces. El número de repeticiones y el nivel de deformación alcanzada en cada ciclo, dependerá del tipo de decremento que adopte cada material en función de la deformación.

Thibaud et al. (2002) desarrollaron un modelo que reflejaba el cambio del módulo elástico en función del porcentaje de austenita retenida de un acero de alta resistencia. Halilovic et al. (2007) introdujeron la variación del módulo elástico a través de un parámetro que representa la degradación de la rigidez del material. El método más empleado para representar el cambio del módulo elástico en función de la deformación o módulo elástico aparente, es el propuesto por Yoshida et al. (2002). Para ello, este autor propuso realizar una representación exponencial del cambio del módulo cuerda (ver Fig 2-13) en función de la deformación plástica acumulada:

$$E = E_0 - (E_0 - E_a)[1 - \exp(-\xi p)], \quad (\text{Ec. 2-1})$$

donde E_0 es el módulo de Young del material, E_a es el módulo elástico más bajo del material obtenido experimentalmente, ξ es una constante del material y p es la deformación plástica.

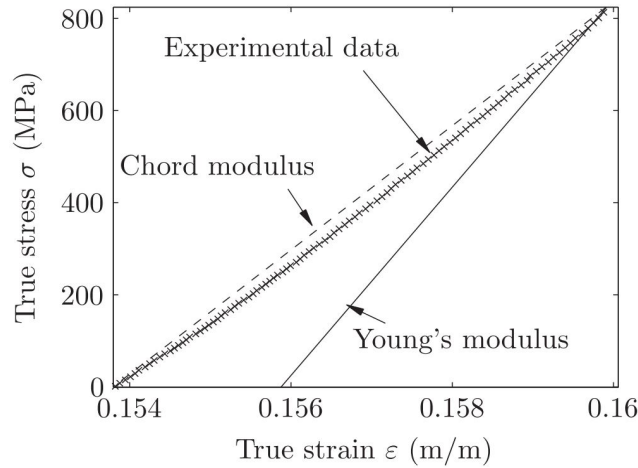


Fig 2-13: Detalle del módulo cuerda de la descarga de un ensayo de tracción relajación (Mendiguren et al. 2015)

Chen et al. (2016) analizaron el módulo elástico aparente de 12 aceros diferentes (4 tipos de acero diferentes: IF, HSLA, DP600, DP980 y tres productores diferentes de cada tipo de acero). Para ello compararon, además de los valores obtenidos del módulo cuerda, los valores obtenidos en cuatro rangos diferentes de los ciclos de tensión relajación y los módulos elásticos obtenidos mediante la técnica de ultrasonidos y los módulos elásticos obtenidos mediante el ensayo de vibración forzada con resonancia de cada tipo de acero (ver Fig 2-14).

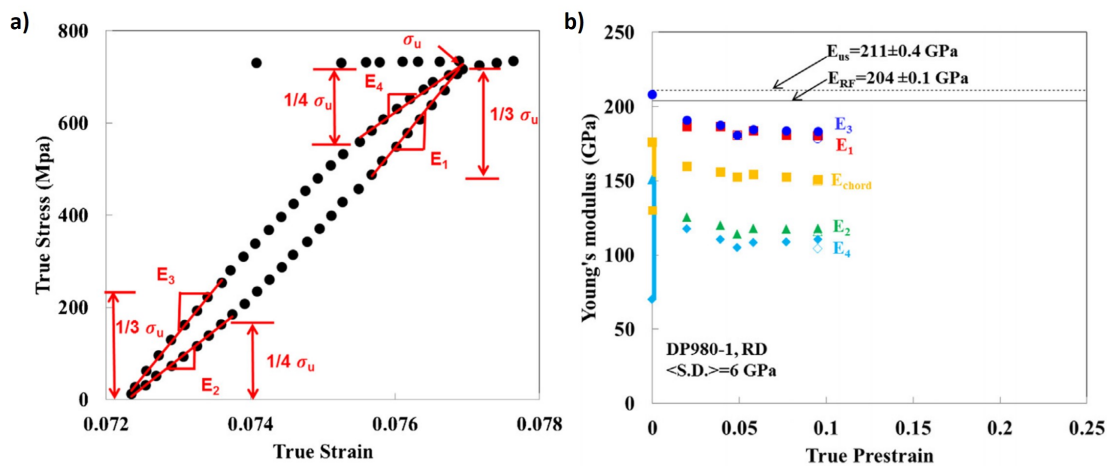


Fig 2-14: a) Definición de los rangos de tensión analizados para la obtención del módulo elástico aparente. b) variación del módulo elástico de un acero DP980 en función de la deformación plástica para diferentes rangos de tensión y métodos de medición (E_1 , E_2 , E_3 , E_4 , E_{chord} , E_{us} , E_{RF}) (Chen et al. 2016)

Todos los modelos comentados previamente, representan de manera lineal el cambio del módulo elástico en función de un parámetro interno. Pero en realidad el módulo elástico aparente tiene una forma no lineal (ver Fig 2-15), y una cierta histéresis entre la descarga y la carga del material.

Para representar esta no linealidad, Sun y Wagoner (2011) presentaron un modelo basado en dos superficies de fluencia e introdujeron el concepto de la deformación “Quasi – Plastic – Elastic”. Mendiguren (2012) también desarrolló un modelo para predecir este efecto no lineal del módulo elástico aparente. Recientemente Torkabadi et al. (2016) también han desarrollado un nuevo modelo para predecir dicho efecto no lineal. No hay publicaciones acerca de la modelización del módulo elástico aparente del Inconel 718. El único dato encontrado en bibliografía, está relacionado con el módulo de Young del Inconel 718. Se trata del valor constante 204.9 GPa facilitado por la empresa Ulbrich (2014).

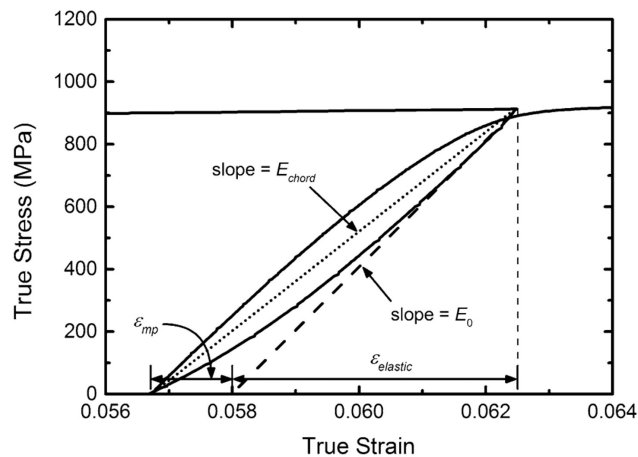


Fig 2-15: No linealidad del ciclo tracción – relajación (Pavlina et al. 2015)

2.3.2 Criterio de fluencia

El límite elástico de un material es la tensión máxima que un material elastoplástico puede soportar sin sufrir una deformación permanente (ver Fig 2-10). El límite elástico, marca la transición del rango elástico a la región de fluencia del material (Ortíz 1998). Si se aplican tensiones superiores a este límite, el material experimenta un comportamiento plástico y las deformaciones se vuelven permanentes. Si las tensiones ejercidas continúan aumentando, el material alcanza un límite en el cual se da un adelgazamiento localizado, ese punto corresponde a la tensión máxima soportable por el material. Si sigue aumentando la deformación a partir del límite de tensión máxima, se alcanza el punto de rotura del material.

Esta sección se centra en determinar las condiciones en las que el material pasa de un estado elástico a un estado plástico y en sus reglas de flujo asociadas. Para describir el comportamiento plástico de un material en un estado tensional general, se necesitan estos elementos (Banabic 2010):

- Un criterio de fluencia que exprese la relación entre los componentes tensionales en el momento que se da una deformación plástica.

- Una regla de flujo asociada que exprese la relación entre los componentes tensionales y la velocidad de deformación.
- Una ley de endurecimiento que describa la evolución del límite elástico inicial durante el proceso de conformado (ver apartado Endurecimiento).

La transición de un estado elástico a un estado plástico se da cuando se alcanza el límite elástico del material. En un estado de tensión uniaxial este punto es fácil de determinar, se establece usando la curva de tensión deformación (Banabic 2010).

En el caso de un estado de tensión multiaxial es más difícil determinar la transición de un estado elástico a un estado plástico. Para ello, se necesita una relación entre las tensiones principales especificando las condiciones en las que se da la deformación plástica. Esa relación se define como una función implícita y se conoce por el nombre de función de fluencia (en inglés, “yield function o yield criteria”) (Banabic 2010):

$$F(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, Y) = 0 \quad (\text{Ec. 2-2})$$

donde Y es el límite elástico obtenido a través de un ensayo de tracción, compresión o cortadura y $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ son las tensiones principales.

La ecuación anterior es la representación matemática de una superficie en el espacio tridimensional de tensiones principales y se llama superficie de fluencia. Para materiales incompresibles es un cilindro y la forma de su sección depende del material (Banabic 2010).

Hay diferentes criterios de fluencia o ecuaciones para representar las diferentes formas que adoptan los materiales. En la figura que se muestra a continuación se puede ver la representación gráfica de los criterios de fluencia isotrópicos de Von Mises y Tresca (ver Fig 2-16).

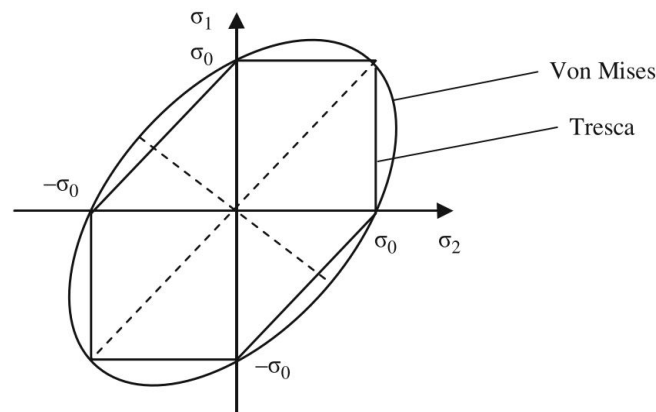


Fig 2-16: Criterio de fluencia de Von Mises y Tresca (Banabic 2010)

Los puntos localizados en el interior de la superficie representan el estado elástico del material. Los puntos que definen la superficie representan el estado plástico del material. El resto de puntos, es decir, los que están fuera de la superficie de fluencia, no tienen significado físico.

La función de fluencia se puede definir de dos maneras: asumiendo que el límite plástico comienza cuando una cierta cantidad física (tensión, energía...) alcanza un valor crítico, o aproximando los datos experimentales con una función analítica. Esta última función de fluencia no se obtiene a partir de cálculos basados en la estructura cristalográfica del material; son funciones puramente fenomenológicas. Las ventajas del uso de estas funciones de fluencia fenomenológicas son las siguientes (Banabic 2010):

- Tienen una forma matemática más simple
- Se pueden implementar en los códigos de elementos finitos
- Pueden generalizarse para describir el comportamiento anisotrópico de los materiales
- Se pueden adaptar para representar el comportamiento de materiales FCC en vez de BCC

La desventaja de estas funciones fenomenológicas es su pobre precisión bajo condiciones de carga multiaxiales y no proporcionales (Banabic, 2010).

Los modelos de fluencia se pueden clasificar en dos grupos, modelos isotrópicos y modelos anisotrópicos. Los modelos isotrópicos son los menos avanzados, ya que, estos no tienen en cuenta el comportamiento anisotrópico del material. Los modelos clásicos de Tresca y Von Mises pertenecen a este primer grupo. Asumir que en las simulaciones de conformado de chapa, todos los materiales permanecen isotrópicos durante su deformación, es una aproximación muy pobre. Durante la laminación los granos del material se orientan en la dirección de laminación. Como consecuencia, un material que inicialmente tiene los granos orientados de forma aleatoria y por ello es considerado isotrópico, se convierte en anisotrópico cuando se da una deformación plástica (ver Fig 2-17) (Ragai 2007; Banabic 2010).

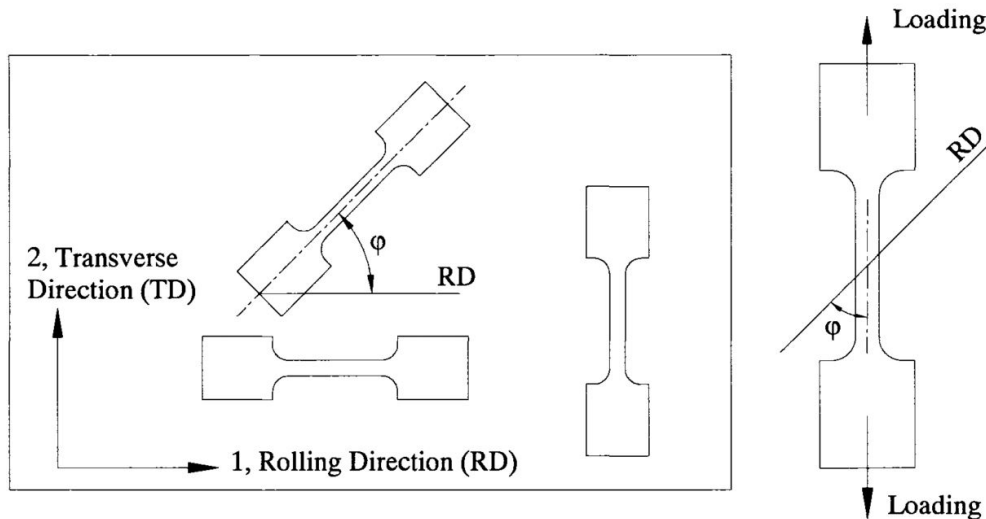


Fig 2-17: Ejes de referencia de una chapa y definición del ángulo ϕ respecto a la dirección de laminación (Ragai 2007)

Para describir el comportamiento plástico de un material en un estado tensional general, además de un criterio de fluencia y una ley de endurecimiento, se necesita una regla de flujo que exprese la relación entre los componentes tensionales y la velocidad de deformación. (Banabic 2010). La regla de flujo puede ser asociativa o no asociativa. Si es asociativa, significa que el incremento de deformación plástica es perpendicular a la superficie de fluencia. En cambio, una regla de flujo no asociativa, es aquella en la cual, el incremento de deformación plástica no es perpendicular a la superficie de fluencia. Los materiales que tienen una anisotropía constante y que no disipan energía por fricción o por efectos friccionales microscópicos internos (rocas, hormigón u otros materiales que sean sensibles a la presión) se modelizan mediante criterios de fluencia con reglas de flujo asociativas (Semiatin 2006; Taherizadeh 2010). Esto no quiere decir que no se utilice en la modelización de los criterios de fluencia de algunos metales. Spitzing y Richmond (1984) observaron que la fluencia de aceros y aluminios policristalinos y monocristalinos mostraban una sensibilidad significativa a la presión hidroestática. A partir de entonces fue cuando empezaron a evolucionar los modelos no asociativos para metales.

Tal y como se ha comentado antes, existen diferentes criterios de fluencia o ecuaciones para representar las diferentes formas que adoptan los materiales. Si no se conoce el comportamiento del material, para poder elegir el modelo adecuado, antes hay que averiguar la forma de la superficie de fluencia del material y para ello es necesario realizar una caracterización previa. En la imagen que se muestra a continuación (ver Fig 2-18), se pueden ver los tipos de ensayos que se pueden realizar para obtener los puntos experimentales necesarios para determinar la superficie de fluencia del material.

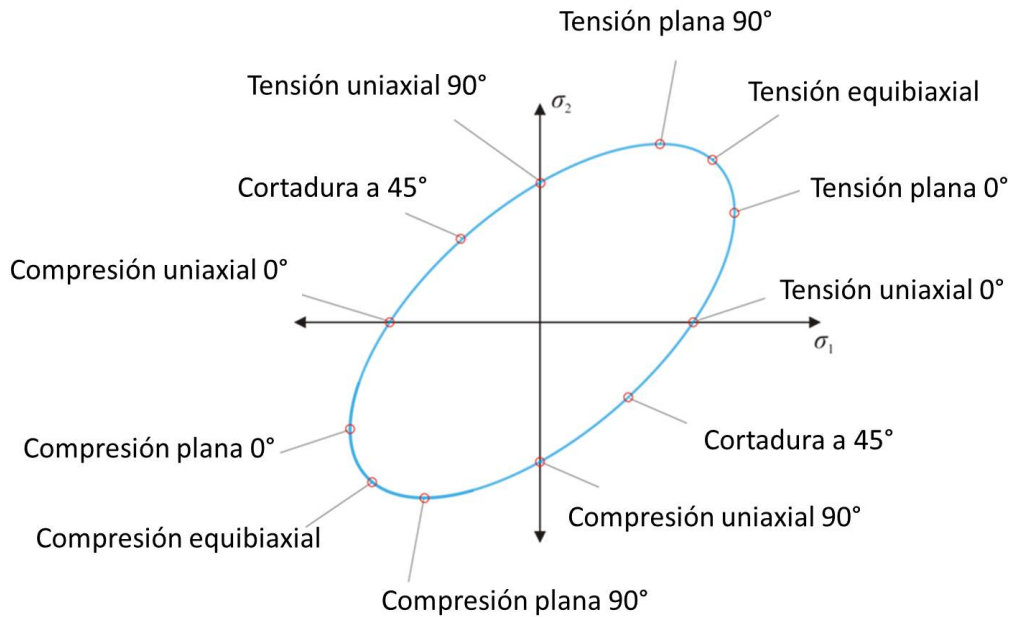


Fig 2-18: Ensayos para determinar experimentalmente la superficie de fluencia de un material

Los puntos experimentales de la superficie de fluencia del material, también sirven para comprobar la predicción de los diferentes criterios de fluencia y así poder elegir el mejor. Por otro lado está la cantidad mínima de ensayos a realizar en función del criterio de fluencia elegido. Es decir, los criterios menos avanzados o flexibles, normalmente requieren un número menor de ensayos, además estos suelen ser sencillos como un ensayo de tracción. Los criterios de fluencia más complejos además de requerir una cantidad mayor de ensayos, algunos de ellos pueden ser complejos como un ensayo biaxial o de cortadura.

Rodney Hill, fue el primero en crear un criterio de fluencia capaz de modelizar la fluencia plástica de materiales anisotrópicos, lo llamó Hill 48. Para poder formular este criterio, basta con saber la tensión inicial en la dirección de laminación σ_0 y los valores r_0 , r_{45} , r_{90} del material. Actualmente se sigue utilizando para la modelización de los aceros (Banabic 2010). Ragai (2007) en su trabajo de investigación, utiliza el criterio de fluencia de Hill 48 para modelizar la superficie de fluencia del Inconel 718. Rodney Hill a partir de este primer modelo creó otros como, Hill 79, Hill 90 y Hill 93. La aplicabilidad de estos es reducida debido a que la cantidad de sus desventajas es mayor que la de sus ventajas (Banabic 2010).

El criterio de fluencia de Barlat 89 es un modelo más avanzado que el de Hill 48, incorpora un parámetro adicional (m) a los propuestos por el criterio de Hill 48. Debido a la incorporación de este parámetro el modelo se vuelve más flexible. Se utiliza para modelizar la superficie de fluencia de los aluminios y magnesios (ver Fig 2-19) (Naka et al. 2008). Al igual que Rodney Hill, Barlat también creó otros criterios a partir de modificaciones del inicial (Barlat 91, Barlat 94, Barlat 96 y Barlat 2000) (Banabic 2010).

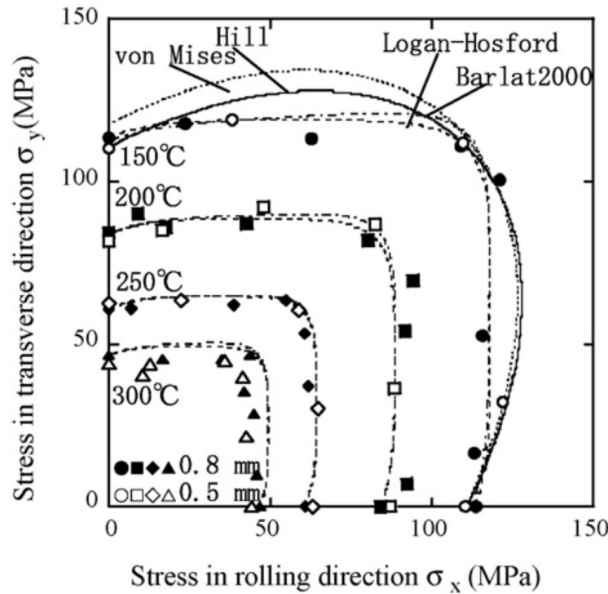


Fig 2-19: Comparación de la superficie de fluencia experimental de AZ31 con las predicciones de diferentes criterios de fluencia (Naka et al. 2008)

El criterio BBC2000 (Banabic-Balan-Cosma) es aun más avanzado que los criterios de fluencia de Barlat (ver Fig 2-20). Para poder formular este criterio se necesitan 8 parámetros mecánicos, σ_0 , σ_{45} , σ_{90} , r_0 , r_{45} , r_{90} , σ_b , y r_b . Existen tres modificaciones de este criterio de fluencia, BBC 2003, BBC 2005 y BBC 2008. La cantidad de parámetros mecánicos para poder formular este último, asciende a 16 parámetros (Banabic 2010).

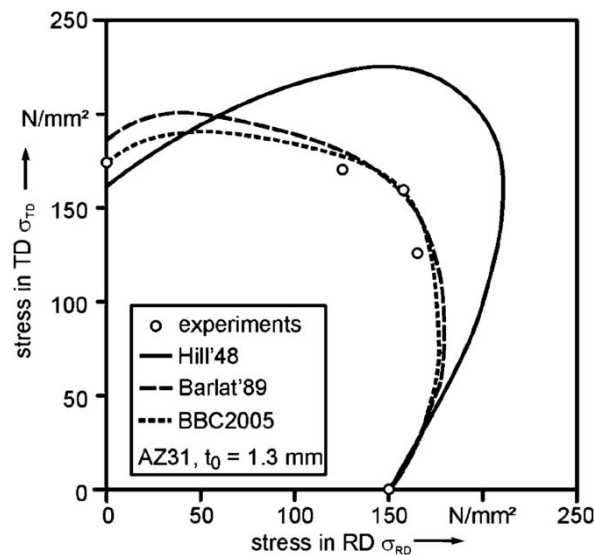


Fig 2-20: Comparación de la superficie de fluencia experimental de AZ31 con las predicciones de diferentes criterios de fluencia (Banabic & Hußnätter 2009)

El criterio de fluencia de Vegter se basa en puntos de referencia obtenidos directamente a partir de diferentes ensayos (ver Fig 2-21) como, ensayos de cortadura pura, ensayos uniaxiales, ensayos de tensión plana y ensayos biaxiales. La flexibilidad del modelo es

mayor que la de los modelos de Barlat pero requiere una caracterización muy específica y compleja (Banabic 2010).

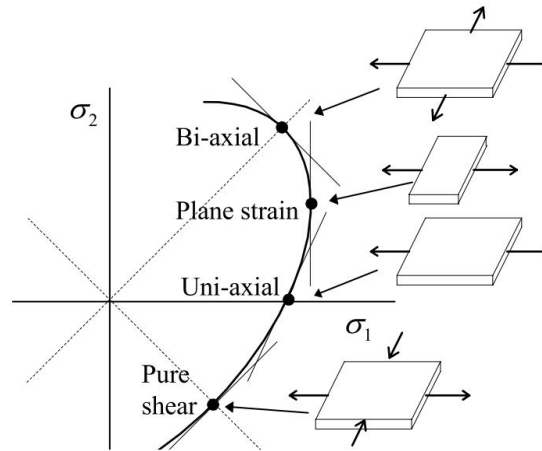


Fig 2-21: Ensayos experimentales necesarios para formular el criterio de fluencia de Vegter (Pijlman et al. 1998)

A continuación en la Tabla 2-5 se muestran los parámetros necesarios para formular algunos de los modelos de fluencia descritos anteriormente.

Tabla 2-5: Parámetros mecánicos necesarios para la formulación de algunos criterios de fluencia (Banabic 2010)

Autor	σ_0	σ_{30}	σ_{45}	σ_{75}	σ_{90}	σ_b	r_0	r_{30}	r_{45}	r_{75}	r_{90}	r'_b	3D	A1	A2
Hill48	X						X		X		X		X		
Hill79	X					X	X							X	X
Hill90	X		X		X	X			X						X
Hill93	X				X	X	X				X			X	X
Barlat89	X						X				X			X	
Barlat91	X		X		X	X							X	X	
Barlat00	X		X		X	X	X		X		X			X	X
BBC00	X		X		X	X	X		X		X			X	X
BBC05	X		X		X	X	X		X		X	X	X	X	X

A parte del uso que hace Ragai (2007) del criterio de fluencia de Hill 48, para modelizar la superficie de fluencia del Inconel 718 en estado de recocido de solubilización, no se han encontrado más referencias bibliográficas sobre el tema. Tampoco hay trabajos relacionados con la caracterización específica, de los puntos biaxiales, de los de cortadura pura y tampoco de los de tensión plana del Inconel 718.

El Inconel 718 en estado de recocido de solubilización, cuando se conforma a temperatura ambiente, tiene el mismo límite elástico tanto a tracción como a compresión (ver Fig 2-22).

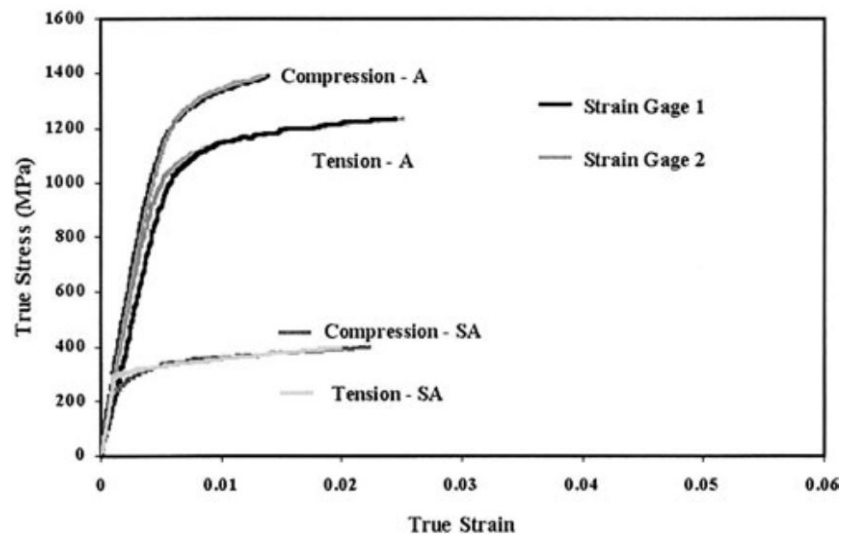


Fig 2-22: Ensayos de tracción y compresión de Inconel 718. A= Aged, Material endurecido por precipitación. SA= Solution Annealed, Material en estado recocido de solubilización (Lewandowski et al. 2003)

En cambio, el Inconel 718 que ha sido tratado térmicamente mediante un tratamiento de endurecimiento por precipitación, tiene un límite elástico a compresión mayor que a tracción (fenómeno llamado en inglés, Strength Differential effect o SD) (ver Fig 2-22) (Gil et al. 1998; Saiganesh & Lissenden 2000; Iyer & Lissenden 2000; Lewandowski et al. 2003; Saiganesh & Lissenden 2003; Ragai 2007).

2.3.3 Endurecimiento

Tal y como se ha mencionado al comienzo del apartado anterior, para describir el comportamiento plástico de un material en un estado tensional general, se necesitan estos elementos (Banabic 2010):

- Un criterio de fluencia que exprese la relación entre los componentes tensionales en el momento que se da una deformación plástica.
- Una regla de flujo asociada que exprese la relación entre los componentes tensionales y la velocidad de deformación.
- Una ley de endurecimiento que describa la evolución del límite elástico inicial durante el proceso de conformado.

Como se ha comentado antes, la superficie de fluencia define el criterio que especifica el comienzo de la deformación plástica. Cuando los materiales se deforman plásticamente, se crean dislocaciones en la red cristalina del material. La forma en la que se mueven las

dislocaciones puede ser mediante deslizamiento o maclado. A medida que aumenta la deformación, el número de dislocaciones también aumenta y se apilan entorpeciendo el movimiento de las mismas y la creación de otras. Esta acumulación de dislocaciones provoca un obstáculo a su movimiento que genera una resistencia mayor a la deformación del material, esto es lo que se conoce como endurecimiento por deformación. Este apartado se centra en el estudio de las leyes de endurecimiento del material.

Las leyes de endurecimiento del material pueden clasificarse en dos tipos, leyes de endurecimiento isotrópicas y anisotrópicas. Según las leyes de endurecimiento isotrópicas, el tamaño de la superficie de fluencia aumenta, pero la superficie no cambia de posición. Además establecen que el comportamiento del material siempre será simétrico cuando pasa de estar sometido a tracción a estar sometido a compresión (ver Fig 2-23) (Li et al. 2015).

Cada material endurece de una manera determinada. Para representar los diferentes tipos de endurecimientos isotrópicos, se han desarrollado diferentes modelos. En la siguiente tabla (ver Tabla 2-6) se muestran algunos de ellos, en concreto aquellos que se utilizan para modelizar los comportamientos isotrópicos de los materiales que se conforman a temperatura ambiente.

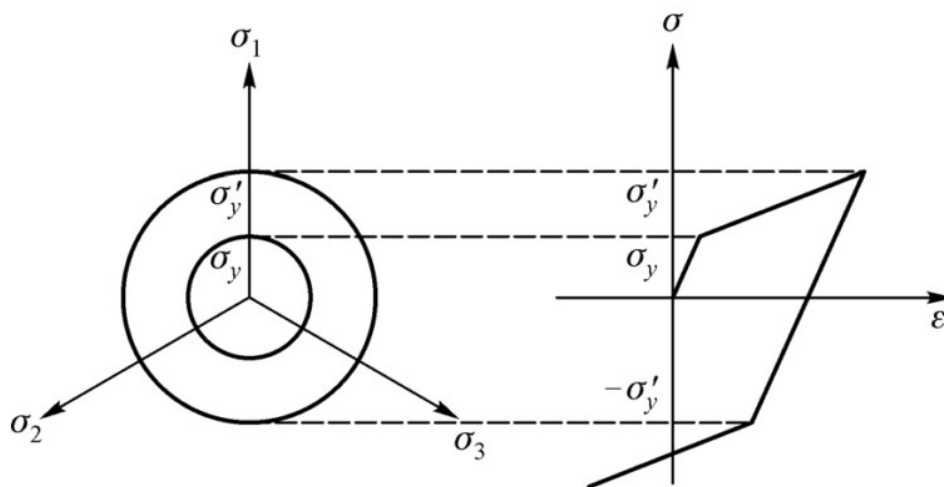


Fig 2-23: Endurecimiento isotrópico (Li et al. 2015)

Tabla 2-6: Modelos isotrópicos para materiales conformados a temperatura ambiente

Modelo	Ecuación	Variables
HOLLOMON	$\sigma = K \cdot \varepsilon^n$	σ : Esfuerzo real, MPa ε : Deformación real K : coeficiente de resistencia n : Exponente de endurecimiento
LUDWIK	$\sigma = \sigma_0 + h \cdot \varepsilon^n$	σ : Esfuerzo real, MPa ε : Deformación real σ_0 : Límite elástico h : Constante del material n : Exponente de endurecimiento
SWIFT	$\sigma = K \cdot (\varepsilon + \varepsilon_0)^n$	σ : Esfuerzo real, MPa ε : Deformación real ε_0 : Deformación elástica inicial K : coeficiente de resistencia n : Exponente de endurecimiento
VOCE	$\sigma = \sigma_S - (\sigma_S - \sigma_Y) \cdot \exp(-n \cdot \varepsilon)$	σ : Esfuerzo real, MPa ε : Deformación real σ_S : Tensión de saturación, MPa σ_Y : Límite elástico, MPa n : Exponente de endurecimiento
GHOSH	$\sigma = C \cdot (\varepsilon + \varepsilon_0)^n - D$	σ : Esfuerzo real, MPa ε : Deformación real ε_0 : Deformación elástica inicial C/D : Constante del material n : Exponente de endurecimiento
HOCKETT-SHERBY	$\sigma = \sigma_S - (\sigma_S - \sigma_Y) \cdot \exp(-(n \cdot \varepsilon)^p)$	σ : Esfuerzo real, MPa ε : Deformación real σ_S : Tensión de saturación, MPa σ_Y : Límite elástico, MPa p : Constante del material n : Exponente de endurecimiento

Algarni et al. (2015) dicen que el modelo isotrópico que mejor representa el endurecimiento del Inconel 718 es el de Ludwik. Ragai (2007) en cambio dice que el endurecimiento isotrópico ha de representarse mediante el modelo de Hollomon.

Sin embargo, las leyes de endurecimiento isotrópicas no son útiles en situaciones donde los materiales están sometidos a deformaciones plásticas con cambios de dirección, ya que

estas leyes sobreestiman el endurecimiento y no pueden representar el Efecto Bauschinger (ver Fig 2-24). Este efecto es el claro ejemplo de que la respuesta mecánica de un material metálico no solo depende del estado tensional que sufre en ese momento, sino que también tiene influencia su histórico de deformación. El Efecto Bauschinger es un fenómeno que ocurre cuando un material que previamente ha sido deformado plásticamente se deforma de nuevo plásticamente pero en otra dirección. El material comienza a deformarse plásticamente antes tras el cambio de dirección (Lorenzo et al. 2009) (Xiang & Vlassak 2005). Dentro del Efecto Bauschinger se pueden diferenciar diferentes etapas y fenómenos (ver Fig 2-24) (Lemoine & Aouafi 2008).

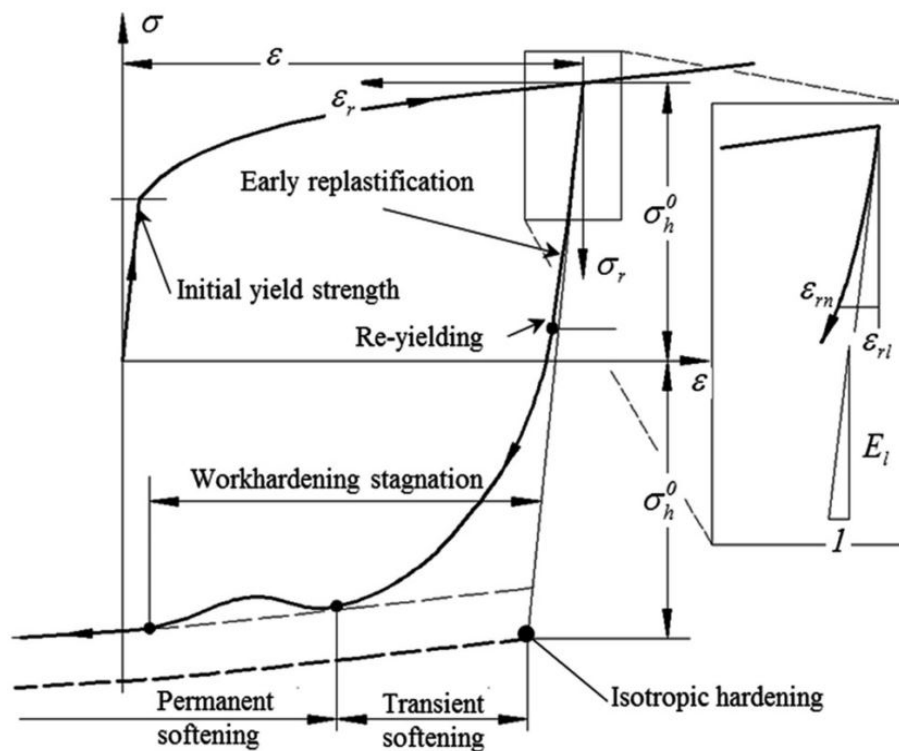


Fig 2-24: Representación esquemática del Efecto Bauschinger y de las diferentes etapas y fenómenos que lo componen (Tisza & Lukács 2015)

Los modelos de endurecimiento anisotrópicos pueden representar el efecto Bauschinger. Dentro de estos modelos se distinguen dos tipos: los modelos de endurecimiento cinemático y los modelos de endurecimiento mixto. Estos últimos contemplan las características de los modelos de endurecimiento isotrópicos y modelos de endurecimiento cinemáticos.

Según las leyes de endurecimiento cinemático, la superficie de fluencia se desplaza sin aumentar su tamaño (ver Fig 2-25). Es decir, a medida que el material se deforma plásticamente, la superficie de fluencia se desplaza sin cambiar su tamaño en la dirección en la que aumenta la tensión (Li et al. 2015).

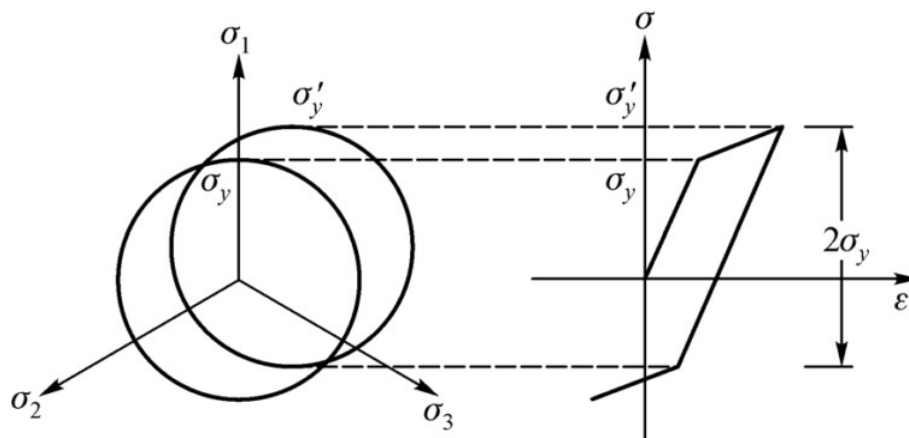


Fig 2-25: Endurecimiento anisotrópico cinemático (Li et al. 2015)

Los primeros modelos de endurecimiento cinemáticos, fueron los modelos propuestos por Prager (1956) y Ziegler (1959). Más tarde, Armstrong y Frederick en el año 1966 (Armstrong & Frederick 2007) propusieron otro modelo de endurecimiento cinemático no lineal. Después Chaboche et al. (1986) mejoraron el modelo propuesto por Armstrong y Frederick en 1966 (Armstrong & Frederick 2007). Estos modelos cinemáticos, a pesar de ser más avanzados que los isotrópicos, a la hora de representar el endurecimiento del material subestiman el endurecimiento y sobrestiman el efecto Bauschinger.

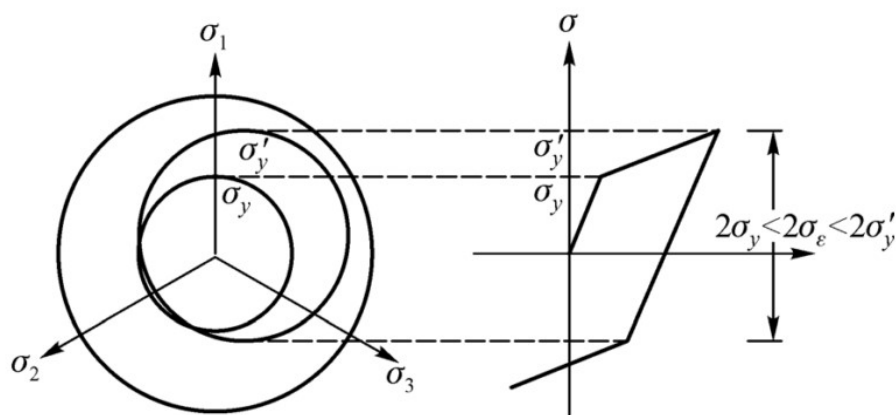


Fig 2-26: Endurecimiento anisotrópico mixto (Li et al. 2015)

Por eso se introdujeron los modelos de endurecimiento mixto, los cuales combinan el comportamiento isotrópico y cinemático. Durante la deformación plástica, la superficie de fluencia de estos modelos aumenta mientras se desplaza (Li et al. 2015). Un modelo de endurecimiento mixto es capaz de considerar el efecto Bauschinger y el comportamiento de ablandamiento del material. Su superficie de fluencia se desplaza a la vez que aumenta de tamaño (ver Fig 2-26).

A continuación se presentan algunos de los modelos de endurecimiento mixto más conocidos. Uno de los más usados en las simulaciones de conformado de chapa es el

propuesto por Chaboche y Lemaitre (1990) , el cual es la combinación del modelo isotrópico de Voce (1955) y el cinemático de Armstrong y Frederick (2007). Otro modelo de endurecimiento mixto típico es el que propusieron Geng y Wagoner (2002). Este modelo de endurecimiento mixto es capaz de representar el ablandamiento transitorio y la consolidación del endurecimiento durante la inversión de la carga. En los trabajos realizados por (Chaboche 2008), (Chaboche et al. 2012) y (Cruzado et al. 2017) se mencionan detalladamente un número mayor de modelos de endurecimiento mixto. Existen modelos más avanzados que otros, los más avanzados son capaces de modelizar todos los fenómenos que se ven en la Fig 2-24 (ver Tabla 2-7).

Tabla 2-7: Características de diferentes modelos de endurecimiento (Eggertsen & Mattiasson 2011)

Model	Number of parameters	Cyclic phenomena that are capture			
		Early re-yielding	Transient Baushinger Effect	Permanent softening	Workhardening stagnation
Chaboche & Lemaitre	4		X	X	
Geng – Wagoner	6		X	X	
Teodosiu – Hu	8		X	X	X
Yoshida – Uemori	10	X	X	X	X

Sin embargo, hay que tener en cuenta que cuanto más avanzado sea el modelo de endurecimiento, el número de parámetros necesarios para su modelización aumenta.

El primer modelo capaz de capturar macroscópicamente la respuesta cíclica del Inconel 718, fue el propuesto por Eftis et al. (1989), el cual está basado en los trabajos sobre viscoplasticidad desarrollados por Chaboche (1986; 1989) que combinan el endurecimiento isotrópico no lineal y el endurecimiento cinemático. El modelo reproduce adecuadamente el Efecto Bauschinger (Cruzado et al. 2017). Desde entonces, se han propuesto nuevos modelos como el propuesto por Gustafsson et al. (2011), el cual combina la ley de endurecimiento cinemático no lineal de Ohno y Wang (1993) con tres tensores back – stress (tensor de fuerza asociado al endurecimiento cinemático que representa la traslación de la superficie de fluencia en el espacio tensional (Neto et al. 2011)) y una ley de endurecimiento isotrópico. El modelo extendido de Ohno (1998) es similar al modelo de endurecimiento de Chaboche y Lemaitre (1990), básicamente es una combinación del modelo de endurecimiento cinemático de Armstrong y Frederick (2007) con una serie de modificaciones para mejorar la modelización de la acumulación de tensión plástica bajo condiciones de carga cíclica desequilibrada, efecto conocido como ratchetting (Rie et al. 1998)). Una modelización más avanzada es la que propusieron Becker y Hackenberg (2011), estos

proponen un modelo mixto de endurecimiento aplicado al Inconel 718 apto para todo rango de temperaturas, y cargas mecánicas. Estas características hacen que sea adecuado para la determinación del endurecimiento de materiales destinados al uso de la fabricación de componentes para motores aeronáuticos. El modelo de Becker y Hackenberg (2011) también está basado en el modelo de Ohno y Wang (1993). Por otro lado, Rodríguez - Martín et al. (2006) utilizan el modelo de endurecimiento mixto de Chaboche y Lemaitre (1990) para modelizar el endurecimiento del Inconel 625.

Como se ha mencionado antes, la precisión y la complejidad del modelo de endurecimiento dependen del número de parámetros matemáticos. Cada modelo requiere un tipo de ensayo experimental concreto para identificar dichos parámetros. Los parámetros de los modelos isotrópicos, los cuales normalmente están destinados a simular operaciones de conformado en las que no se dan inversiones de carga, se obtienen a partir de ensayos de tracción uniaxiales (Smith et al. 2014).

Sin embargo, el análisis experimental para identificar los parámetros de los modelos de endurecimiento cinemáticos y mixtos que se utilizan para representar el comportamiento de metales en operaciones de conformado como la embutición, es más complejo. Estos ensayos son especialmente difíciles de realizar, debido a que cuando se somete la probeta a esfuerzos de compresión, esta pandea.

Con la finalidad de superar el problema, varios autores propusieron diferentes métodos de ensayo. Grüber et al. (2015) utilizaron el ensayo de tracción – compresión de probetas uniaxiales con una geometría optimizada para evitar el pandeo durante la compresión, para analizar el endurecimiento de aceros DP, HSLA. El inconveniente de este test es que las deformaciones que se pueden alcanzar son pequeñas. Brunet et al. (2001) utilizaron el test de doblado y desdoblado para obtener los parámetros de endurecimiento de un acero de embutición. Los resultados no eran muy exactos ya que el estado de deformación de la probeta no representaba un estado puro de deformación de doblado. Eggersten y Mattiasson (2011) utilizaron el utillaje de doblado en tres puntos para determinar el endurecimiento del acero DP 600. El inconveniente del ensayo es que hay que hacer una aproximación inversa para obtener los parámetros de endurecimiento. Carboniere et al. (2009) obtuvo los parámetros de endurecimiento a través de un ensayo de cortadura puro, con el cual alcanzó deformaciones mayores que las que se pueden obtener a través del ensayo de doblado y desdoblado.

Entre la gran variedad de métodos de ensayo para reproducir el comportamiento del material, el ensayo de tracción – compresión parece ser el más adecuado. Esto es debido a que la información de tensión – deformación se extrae directamente del ensayo sin tener

que realizar aproximaciones inversas, como la que hay que realizar en el ensayo de doblado en tres puntos (Silvestre 2015).

Para hacer más robusto el ensayo y de esta manera evitar el efecto del pandeo de la probeta durante la compresión, así como poder alcanzar deformaciones mayores, autores como Kuwabara et al. (1995) propusieron realizar un sándwich con la probeta de ensayo situándola entre dos matrices. Yoshida et al. (2002) pegaron cinco chapas del material a caracterizar y después mecanizaron la probeta de ensayo, de esta manera incrementaban su espesor y evitaban el pandeo. Eggertsen y Mattiasson (2011) introdujeron un utillaje similar, mediante el cual ejercían un fuerza normal sobre la probeta con la finalidad de evitar el pandeo de la misma. Silvestre et al. (2013) también utilizaron un utillaje parecido en sus ensayos de tracción – compresión (ver Fig 2-27).

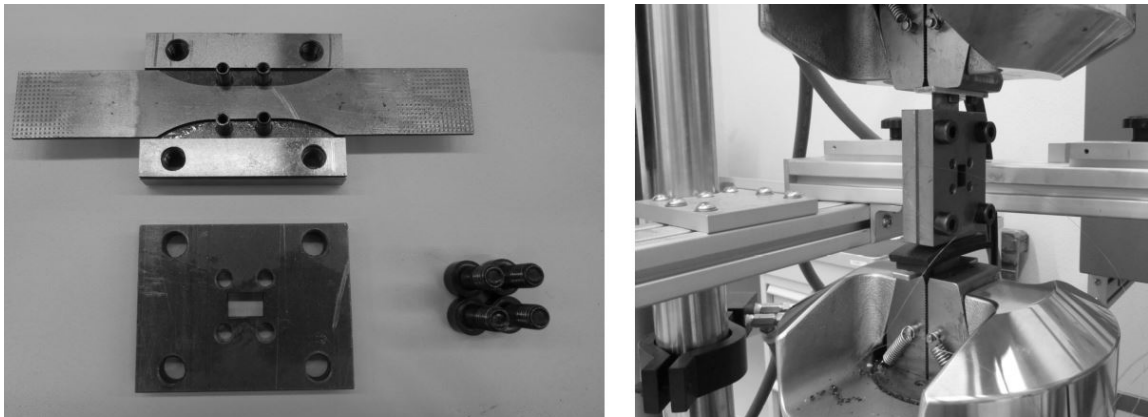


Fig 2-27: Detalle del utillaje de tracción – compresión y disposición en la máquina de tracción (Silvestre et al. 2013)

En la imagen que se muestra a continuación (ver Fig 2-28), se ven los datos experimentales obtenidos por Ragai (2007) tras haber realizado ensayos de tracción – compresión a especímenes de Inconel 718 de un espesor de 1,2 mm cortados a 0°, 45° y 90° de la dirección de laminación. Tal y como se puede apreciar en la gráfica, las curvas tienen un parecido destacable. El tipo de endurecimiento es mixto pero muy próximo al cinemático puro.

Al igual que en apartados anteriores, no se han encontrado más trabajos relacionados con el endurecimiento del Inconel 718, tanto del endurecimiento isotrópico como del cinemático.

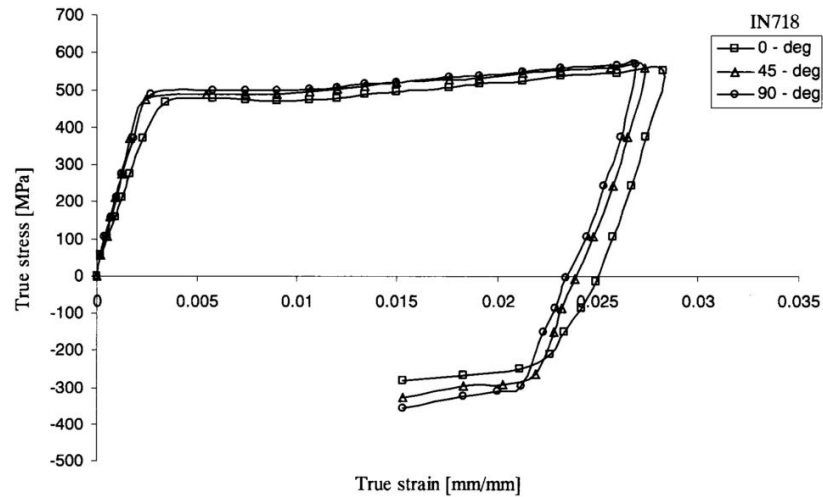


Fig 2-28: Datos experimentales del ensayo de tracción - compresión del Inconel 718 en tres direcciones (Ragai 2007)

2.3.4 Conformabilidad del material

El límite de conformabilidad de una chapa se determina, cuando durante la deformación, el material llega a un estado en el cual se da un adelgazamiento localizado. En el lugar donde se producen estos adelgazamientos localizados se inician las roturas del material. Keeler (1965) y Goodwin (1968) desarrollaron los diagramas llamados FLD (Forming Limit Diagram) para evaluar la conformabilidad de los materiales. El límite de conformabilidad de un material, se describe mediante la curva FLC (en inglés, Forming Limit Curve) (ver Fig 2-29) del diagrama. Los puntos deformados del material que se encuentren por debajo de la curva FLC, se consideran puntos seguros libres de fallo o rotura.

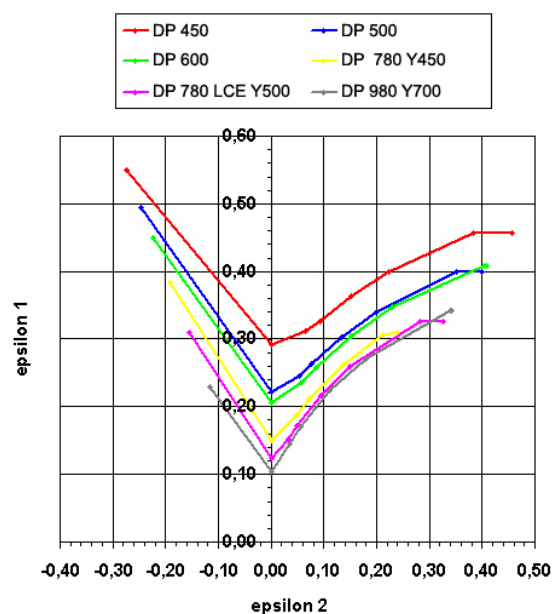


Fig 2-29: Curvas FLC de diferentes aceros Dual Phase (ArcelorMittal 2017)

La curva FLC, originalmente se propuso como método general de análisis del límite de conformabilidad de las chapas metálicas. A posteriori, se ha observado que este criterio de fallo sólo es capaz de determinar los casos en los que la tensión a lo largo del espesor de la chapa es uniforme. Aun así, se sigue utilizando a nivel industrial debido a su integración en los software de simulación y a su sencillez (Stoughton 2000). Cuando se produce un cambio de dirección en el camino de deformación del material, la curva FLC se traslada. Esto quiere decir, que la curva FLC no es adecuada para predecir el fallo de los materiales cuyo camino de deformación no es lineal. Esta limitación fue comprobada experimentalmente por Graf y Hosford (1993).

Una alternativa para solventar la limitación que presentan los diagramas FLD, es utilizar los diagramas FLSD (Forming Limit Stress Diagram) y expresar el límite de conformabilidad en función de una curva basada en el estado tensional del material en vez de la deformación (Stoughton 2000; Basak et al. 2015). De esta manera, con una única curva se pueden expresar todos los estados tensionales del material en todo momento. El único problema que presenta el concepto del diagrama FLSD, es que no está integrado en los software de simulación, debido a que los procesistas están acostumbrados a trabajar con deformaciones en vez de estados tensionales. Como alternativa para solventar el problema surgieron los diagramas polares (PEPS FLD). Estos diagramas al igual que los FLSD, no son dependientes de los caminos no lineales de deformación y además tienen un parecido razonable al diagrama FLD (Stoughton & Yoon 2012).

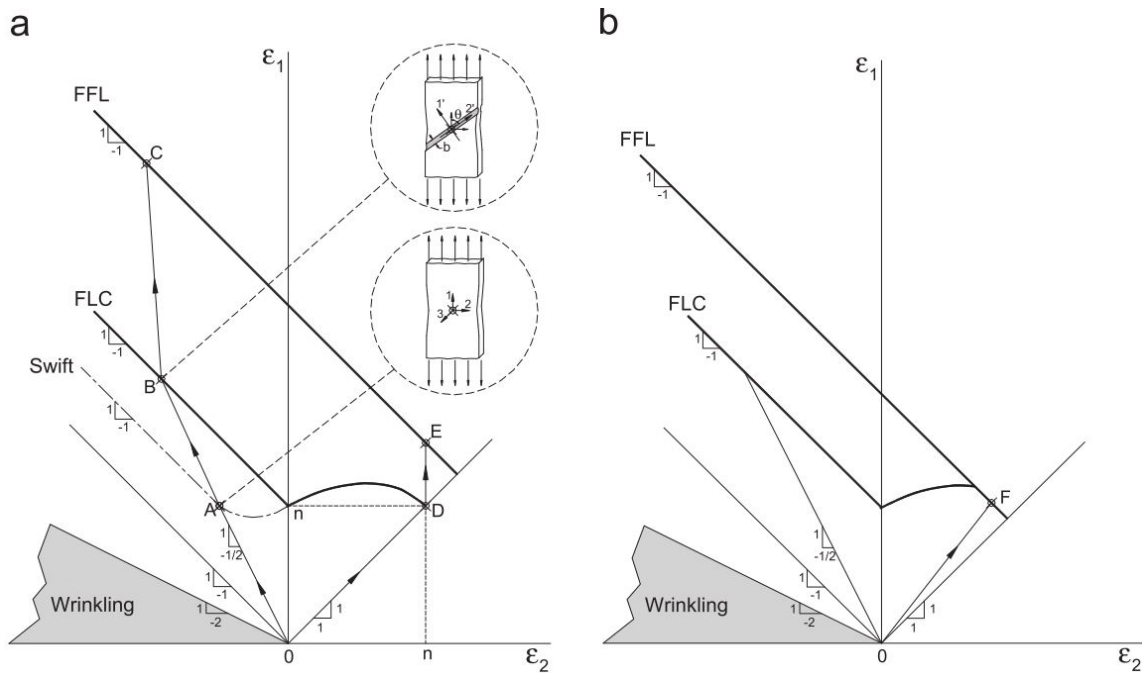


Fig 2-30: Diagrama FFLD. a) curva FFL por encima de la curva FLC, b) representación esquemática de la interacción entre la curva FFL y la curva FLC en el camino de deformación biaxial (Martins et al. 2014)

Si se superponen las deformaciones de fractura del material sobre el diagrama FLD, se obtiene el diagrama FFLD (Fracture Forming Limit Diagram) (Martins et al. 2014). Cuando la curva de fractura (FFL) está por encima de la curva FLC, quiere decir que el material falla antes por adelgazamiento (ver Fig 2-30). En cambio, cuando la curva FFL cruza la curva FLC o se encuentra más abajo, es probable que se den situaciones en las que el material falle antes por fractura (Li et al. 2013; Martins et al. 2014).

Los ensayos más característicos para determinar de manera experimental el diagrama FLD son, el ensayo de Nakajima, en el cual, se utiliza un punzón esférico y el ensayo de Marciniak, en el cual, se utiliza un punzón plano (Hmida et al. 2016) (ver Fig 2-31). La geometría inicial de las probetas varía dependiendo del punto experimental que se desee obtener (ver Fig 2-32) y puede ser diferente dependiendo de las características del material a analizar (Autoform 2016).

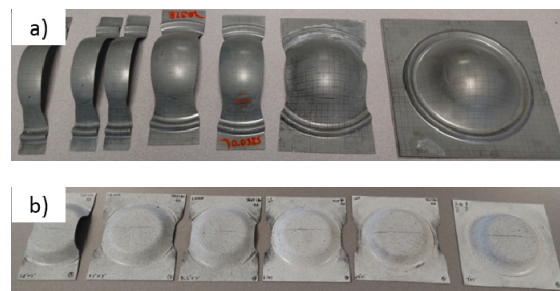


Fig 2-31: a) Detalle probetas ensayo Nakajima, b) detalle probetas ensayo Marciniak (Autoform 2016)

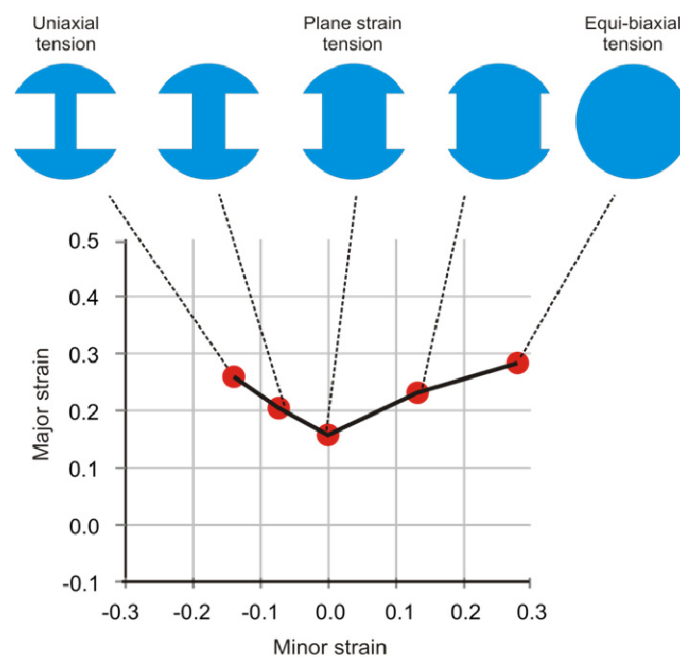


Fig 2-32: Detalle de la geometría de las probetas para obtener diferentes puntos de la curva FLC (Autoform 2016)

También se han desarrollado modelos teóricos para determinar los diagramas FLD, con la finalidad de ahorrar el tiempo y el dinero que supone realizar los ensayos experimentales (Panich et al. 2013). Sin embargo, algunos de estos modelos son complejos y además no son adecuados para representar el límite de conformabilidad de todos los materiales en diferentes operaciones de conformado (Prasad et al. 2015).

Roamer et al. (1997) analizaron la conformabilidad del Inconel 625LCF™, 718 y 718SPF™. Observaron que el Inconel 718 difiere de los otros dos materiales, mostrando una conformabilidad menor en la zona biaxial del diagrama FLD. Prasad et al. (2015) también obtuvieron de manera experimental la curva FLC del Inconel 718. Por otro lado, Siefert et al. (2011) analizaron mediante el diagrama FLD, el aumento de la conformabilidad a temperatura ambiente del aluminio AA5182 conformado en dos etapas y con un tratamiento de recocido intermedio. Lograron incrementar la conformabilidad en torno a un 45%.

2.4 Análisis de los parámetros del proceso

Tal y como se ha comentado antes, el uso de software de simulación numérica se ha convertido en práctica habitual de las empresas troqueleras, que tienen como finalidad reducir los costes del proceso de fabricación, el tiempo de consolidación del troquel, además del impacto medio ambiental del proceso.

Para que las empresas puedan obtener el máximo beneficio de este tipo de herramientas de simulación numérica, además de modelizar adecuadamente los parámetros del material, también es necesario modelizar los parámetros del proceso. Siendo el contacto del material con las herramientas uno de los más importantes debido a su efecto en el componente final.

En este apartado, se hace un estudio bibliográfico sobre el comportamiento tribológico del Inconel 718 durante el proceso de embutición a temperatura ambiente. También se comentan aspectos sobre la caracterización necesaria y su posterior modelización para definir adecuadamente el comportamiento tribológico en las simulaciones numéricas.

Normalmente las chapas que van a ser conformadas, vienen con una capa de lubricante impregnada sobre su superficie. En otras ocasiones, la lubricación se aplica justo unos instantes antes de conformar la pieza. De esta manera durante un proceso de conformado de chapa, pueden darse diferentes condiciones de lubricación. La curva de Stribeck (ver Fig 2-33) sirve para tener una visión global de todo el espectro de lubricación. Esta curva, grafica la variación del coeficiente de fricción en función del número de Hersey y se divide en tres rangos, lubricación límite (en inglés, boundary lubrication), lubricación mixta (en

inglés, mixed lubrication) y lubricación hidrodinámica (en inglés, hydrodynamic lubrication) (Zhu et al. 2014). El coeficiente de fricción del primer tramo es el más alto y se mantiene constante y no le influyen demasiado las condiciones de operación como la fuerza y la velocidad. En el rango de lubricación mixto, a medida que aumenta la velocidad, el coeficiente de fricción disminuye drásticamente. Esto es debido, a que el aumento del grosor de la capa de lubricación hace que se reduzca el contacto entre las asperezas de las superficies (ver Fig 2-34). En el rango hidrodinámico, el coeficiente de fricción aumenta ligeramente debido al efecto de cortadura producido por el propio lubricante (Zhu et al. 2014).

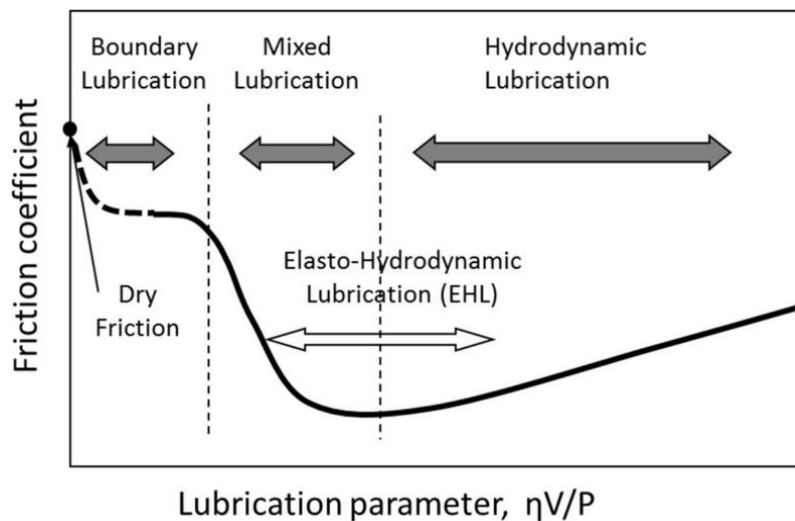


Fig 2-33: Esquema de la curva de Stribeck que expresa el coeficiente de fricción en función del parámetro de lubricación de Hersey. Donde η es la viscosidad del lubricante, V es la velocidad relativa de las superficies y P es la presión de contacto (Kondo et al. 2013)

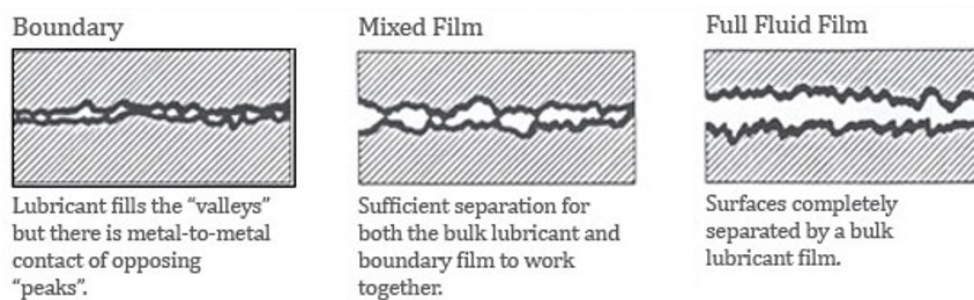


Fig 2-34: Representación esquemática de las condiciones de contacto en los diferentes regímenes de lubricación de la curva de Stribeck (ALS Tribology 2014)

El coeficiente de fricción que define el comportamiento tribológico que se da entre el material y el troquel es un parámetro muy influyente en la predicción del springback y de la conformabilidad. Sino se define correctamente, los resultados numéricos no serán comparables a los experimentales (Gil et al. 2014; Plechov 2013). Hoy en día, la aplicación de la ley de Coulomb representa un estándar en los modelos de simulación de procesos de

conformado. Ragai (2007) utiliza un coeficiente constante de 0,1 para modelizar el contacto entre la chapa de Inconel 718 y el troquel. Pero este tipo de aproximaciones, no refleja la realidad. Tal y como se ha observado en numerosos trabajos de investigación, el coeficiente de fricción en procesos de conformado de chapa no siempre es constante (Ludwig et al. 2013).

El coeficiente de fricción tiene un rol importante en los procesos de embutición. Influye directamente en la capacidad que tiene el material para fluir dentro de la cavidad del troquel y afecta al estado tensional del producto final (Albut 2006). Esta distribución de tensiones afecta a la geometría final del producto, ya que una vez abierto el troquel, la pieza sufre el fenómeno del springback (Albut 2006). Por eso es muy importante definir bien el modelo capaz de representar el coeficiente de fricción.

Para definir correctamente el comportamiento tribológico entre la chapa y el troquel, es necesario tratar de identificar e incluir en un modelo analítico los parámetros que más afectan al coeficiente de fricción como: la presión de contacto, la velocidad relativa entre la chapa y el utillaje, la cantidad de lubricante, la viscosidad del mismo, la temperatura que se alcanza durante el proceso, la rugosidad de la superficie, la dureza superficial y la dirección de laminación de la chapa (Altan 2012).

Steinicke et al. (2003) estudiaron la variación del coeficiente de fricción en función de la viscosidad del lubricante. Bay et al. (2008) y Ceretti et al. (2008) en cambio, estudiaron la influencia de la temperatura en el coeficiente de fricción. Observaron como aumentaba el coeficiente de fricción con el aumento de la temperatura. Otros autores como Gil et al. (2016) también analizaron la influencia de la temperatura en el coeficiente de fricción, estos también afirman que el coeficiente de fricción aumenta con el aumento de la temperatura. Müllerschön et al. (1993) demostraron que la ley de Coulomb solo era válida, en procesos con velocidades relativas pequeñas, presiones de contacto pequeñas y con condiciones de lubricación seca. Doege et al. (2010) definieron un modelo en función de la presión de contacto que se da entre la chapa y el utillaje. Sniekers et al. (1996) y Lee et al. (2015) además de la presión de contacto, incluyeron la velocidad relativa entre la chapa y el utillaje. Kudo et al. (1976) y Azushima et al. (1993) muestran experimentalmente como el coeficiente de fricción aumenta a medida que aumenta la velocidad relativa (Azushima 2002). Filzek et al. (2011) propusieron un modelo de fricción en función de la presión de contacto muy sencillo. Gil et al. (2014; 2016) utilizaron el modelo de Filzek et al. (2011) para alimentar el modelo numérico que utilizan para la predicción del springback en procesos de embutición, además muestran experimentalmente como disminuye el coeficiente de fricción a medida que aumenta la presión de contacto. Zöllner et al. (2014) y Karupannamasy et al. (2014) también muestran a través de sus ensayos como disminuye el coeficiente de fricción a medida que la presión de contacto aumenta. Han et al. (2011) y Ma

et al. (2011) dicen que el coeficiente disminuye a medida que aumenta la presión de contacto, pero hasta cierto punto. Es decir, a partir de cierto nivel de presión de contacto el coeficiente de fricción aumenta.

En la figura que se muestra a continuación (ver Fig 2-35), se ven los ensayos más importantes para caracterizar el coeficiente de fricción en procesos de embutición.

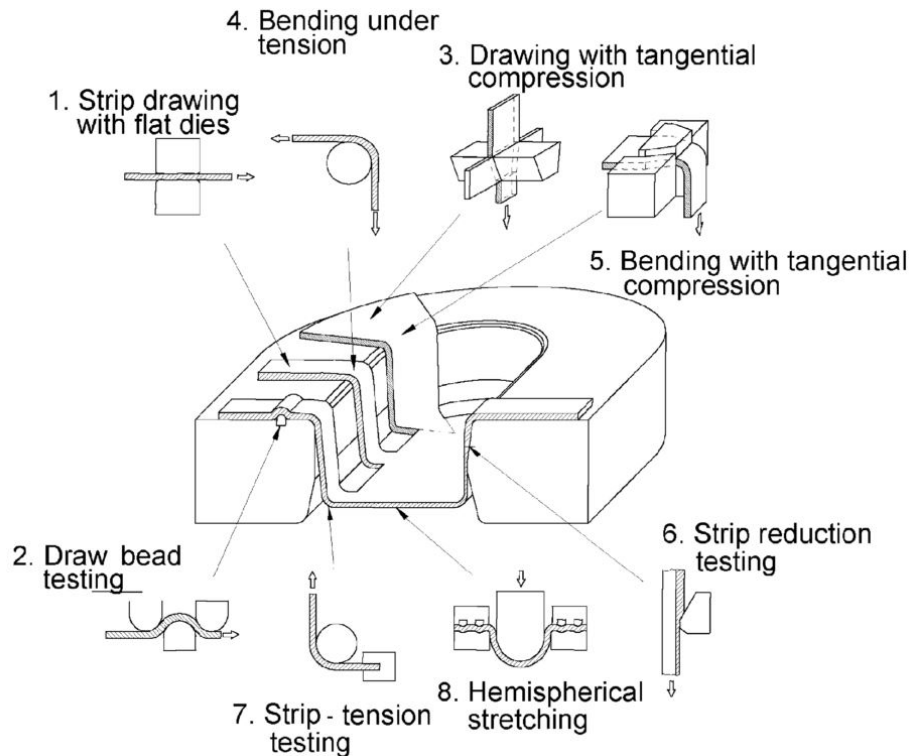


Fig 2-35: Ilustración esquemática de los ensayos para caracterizar el coeficiente de fricción en procesos de embutición (Bay et al. 2008)

El ensayo más utilizado debido a su relación con el parámetro del proceso de embutición como el pisado es, el Strip drawing test.

El ensayo de strip drawing test, consiste en aplicar una fuerza perpendicular sobre una tira de metal de modo que simule la fuerza del pisador, después se tira de la probeta una cierta distancia. Este movimiento simula el flujo de la chapa hacia dentro de la cavidad del troquel durante el proceso de embutición. Para hacer el cálculo del coeficiente, se tiene en cuenta la fuerza de pisado, el área de contacto y la fuerza de tiro.

2.5 Análisis del springback

El springback o recuperación elástica es un fenómeno que se da principalmente en los procesos de conformado en frío. Si el material se deforma plásticamente, la deformación

total es igual a la suma de la deformación plástica y la deformación elástica. Cuando se retira la carga que causa la deformación total del material, se produce una caída de tensión y la deformación total decrece en proporción a la deformación elástica, causando el fenómeno llamado springback o recuperación elástica del material (ver Fig 2-36).

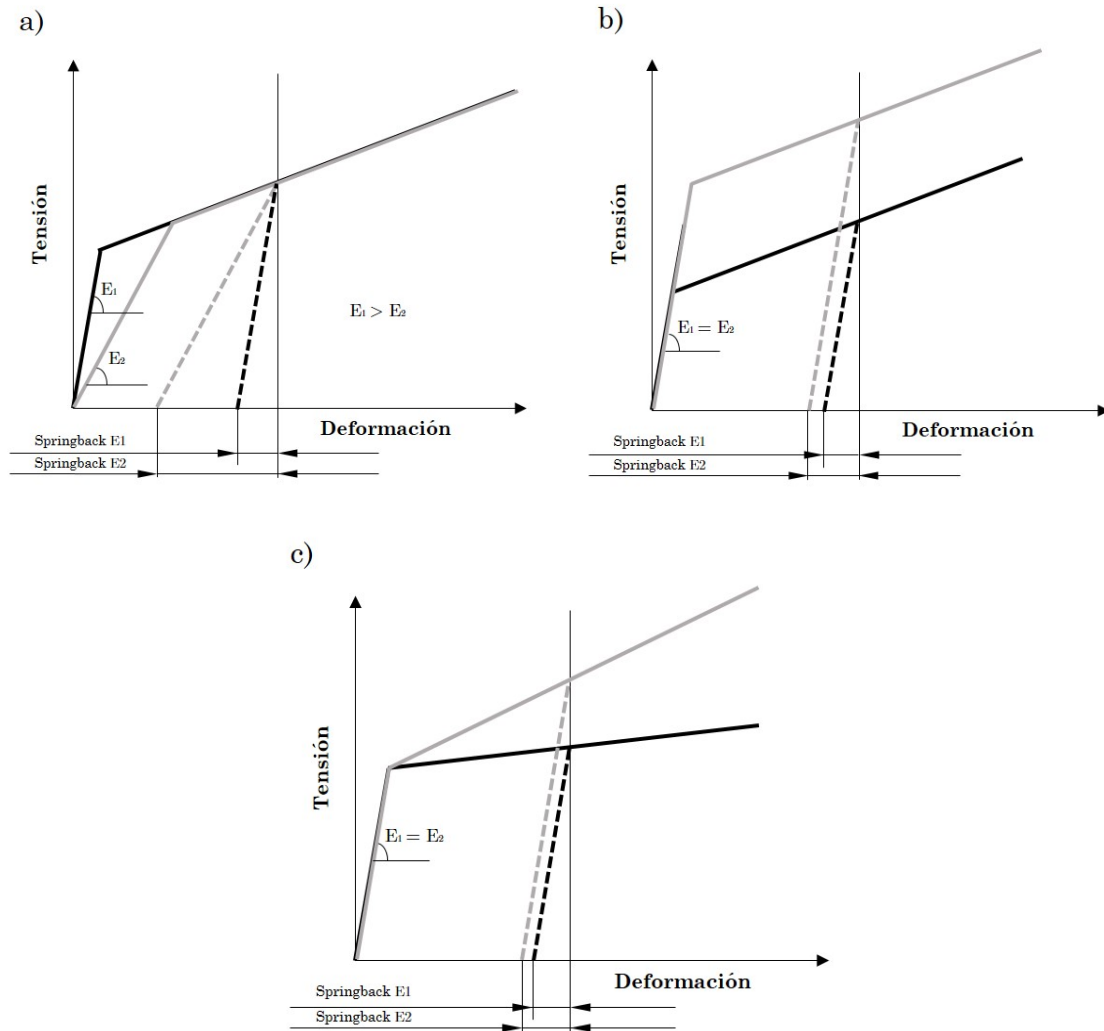


Fig 2-36: Influencia de la variación de algunos parámetros del material en el springback. a) Módulo de Young, b) Límite elástico y c) Endurecimiento

Haciendo referencia a la elasticidad del material, cuanto menor sea su módulo de Young mayor será su springback (ver Fig 2-36). En cambio, cuanto mayor sea el límite elástico del material mayor será el springback (ver Fig 2-36). El modelo de endurecimiento del material también afecta, ya que cuanto más endurezca un material, el springback post proceso será mayor (ver Fig 2-36).

Para poder optimizar el diseño de los troqueles, lo cual reduciría las correcciones de los mismos durante la puesta a punto, se necesita una predicción numérica precisa del proceso

de conformado. De esta manera, también disminuye el tiempo de consolidación del troquel, además del coste global del proceso y su impacto ambiental.

El fenómeno del springback está relacionado con el estado tensional de la chapa. Los parámetros que afectan en dicho estado tensional, pueden ser tanto parámetros del material como la elasticidad, el criterio de fluencia y el endurecimiento o parámetros del proceso como, el comportamiento tribológico, la fuerza de pisado y los tratamientos térmicos entre operaciones. Por eso, es importante la caracterización y posterior modelización de estos parámetros. Dependiendo de la geometría del componente, en unos casos, un parámetro será más crítico que otro a la hora de predecir numéricamente el springback.

Tal y como se ha comentado en apartados anteriores, el Inconel 718 tiene un springback post proceso de gran relevancia. Esto es debido a que es un material que endurece considerablemente y a que el valor de su módulo de Young es menor que el de los aceros de alta resistencia. Este fenómeno, hay que tenerlo aun más en cuenta, cuando se trata de conformar piezas de geometrías con curvas suaves como por ejemplo, los vanos del motor de un avión. Esto es debido, a que los porcentajes de las deformaciones plásticas que se alcanzan durante el conformado de este tipo de geometrías son relativamente bajos. Como no hay posibilidad de modificar la geometría del componente, las empresas tienen que desarrollar diferentes estrategias para poder conformar este tipo de piezas. En el ejemplo que se muestra a continuación, se detalla una posible solución para poder embutir una copa con una curvatura suave (ver Fig 2-37).

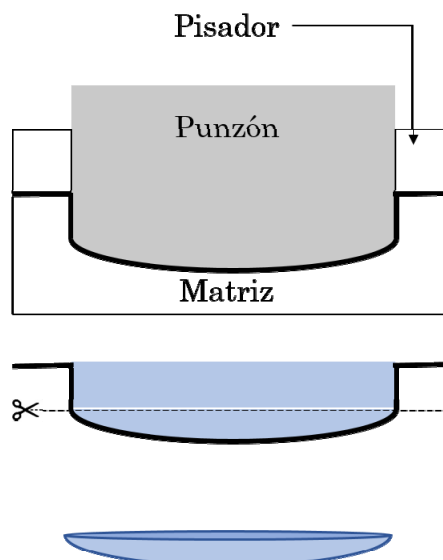


Fig 2-37: Ejemplo del proceso de embutición y posterior operación de corte para conformar una copa con poca curva

Aprovechando la conformabilidad del material se ha optado por crear un flanco, el cual, hace que se reduzca el fenómeno del springback una vez terminada la operación de

conformado. Después de la operación de embutición, bastaría con tratar térmicamente la copa embutida para relajar tensiones residuales. Finalmente se corta el sobrante para obtener la pieza final.

El criterio de fluencia del material, afecta directamente al estado y a la respuesta tensional del componente durante la simulación del proceso y por lo tanto repercute en el springback.

Por otro lado, cuanto menor sea el coeficiente de fricción, mayor será el springback. Esto es debido, a que un coeficiente de fricción menor hace que el material fluya hacia la cavidad del troquel con la retención mínima y sin sufrir deformaciones plásticas considerables. La fuerza de pisado, un parámetro típico de los procesos de embutición, su influencia en el springback también tiene que ver con el concepto explicado anteriormente de la retención del material. Cuanto menor sea la fuerza de pisado mayor será el springback.

Los tratamientos térmicos intermedios entre operaciones de conformado, también tienen repercusión en el springback post proceso, ya que un tratamiento térmico de recocido intermedio disminuye las tensiones internas del material inducidas por deformaciones plásticas anteriores o por otros parámetros del propio proceso de conformado.

Como se ha comentado antes, a pesar de la influencia que tienen, tanto los parámetros del material, como los del proceso, en el estado tensional del material y por lo tanto en el springback, también tiene influencia la forma geométrica del componente y el propio proceso de conformado. Por lo tanto, para poder caracterizar el springback de un material, hay que elegir el ensayo que mejor reproduzca las condiciones tensionales que se dan en el proceso de conformado. A continuación se muestran algunos ensayos para analizar el springback en procesos de embutición.

Tal y como Mendiguren (2012) resume en su tesis los ensayos pueden clasificarse en cinco grupos. Por un lado estarían los ensayos de doblado libre o ensayos no restringidos. En estos ensayos el utillaje está compuesto por un punzón y una matriz. El segundo grupo corresponde a los ensayos restringidos. Estos a diferencia que los anteriores disponen de un pisador además del punzón y de la matriz. El tercer grupo está compuesto por embuticiones complejas. En estas embuticiones el ancho de la probeta es considerable y la forma de su sección es variable. El cuarto grupo está compuesto por métodos de ensayo particulares: ensayos de embutición y doblado y el ensayo de Demeri cup. El último grupo está formado por la caracterización industrial, donde se analiza una pieza industrial para compensar su springback.

2.5.1 Doblado libre

Este tipo de ensayo, es el método más simple para analizar el springback. Los componentes necesarios para realizar dicho test son, una matriz y un punzón. El ensayo se realiza de la siguiente manera, en primer lugar con la ayuda del punzón se dobla la chapa hasta un cierto ángulo y luego se retira el punzón y se deja que la chapa recupere elásticamente. La recuperación elástica se mide mediante la diferencia del ángulo inicial θ y el ángulo final θ' . En la figura que se muestra a continuación (ver Fig 2-38) se puede ver esquemáticamente el ensayo de doblado libre en V (Mendiguren 2012).

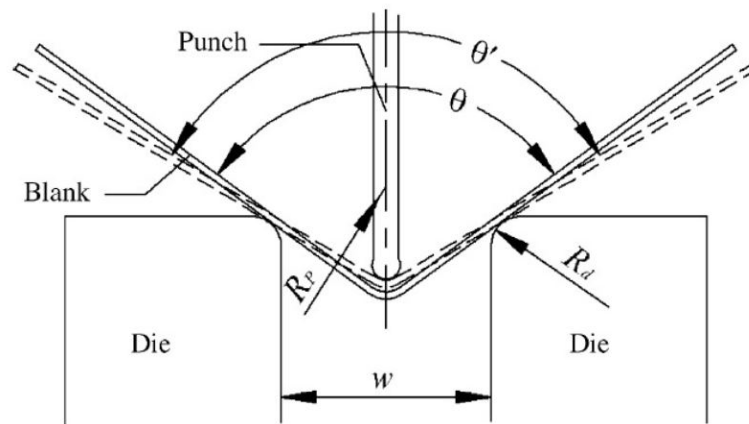


Fig 2-38: Representación esquemática del ensayo de doblado libre en V (Fei & Hodgson 2006)

Este ensayo tiene muy pocas variables, el radio del punzón, el radio de la matriz, la distancia entre apoyos w , el ángulo inicial de doblado θ , la velocidad del punzón y la fricción de la chapa con la matriz. El ensayo de doblado libre en V es muy sensitivo y se pueden medir variaciones muy pequeñas entre los ángulos iniciales y finales. La medición de los ángulos se puede hacer con una máquina de medición tridimensional (Mendiguren 2012).

Nowosielski et al. (2013) utilizaron otro tipo de utillaje de doblado libre en V para analizar el springback del Inconel 718. Doblaron chapas de 10 mm x 50 mm, previamente estiradas uniaxialmente (30%, 45% y 60% de deformación plástica) y sin estirar (ver Fig 2-39). Para la medición del ángulo de springback usaron el software GOM Inspect. Observaron que el springback aumenta a medida que aumenta la deformación previa de las probetas dobladas.

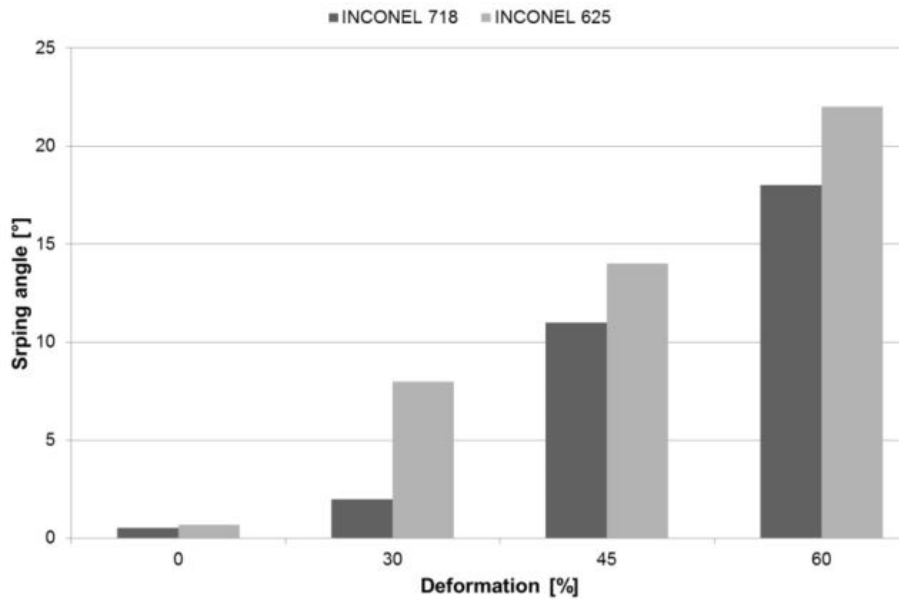


Fig 2-39: Ángulo de springback en función de la deformación uniaxial previa de las probetas de ensayo de doblado libre en V (Nowosielski 2013)

2.5.2 Doblados y embuticiones restringidas

Los ensayos de doblados o embuticiones restringidas, además del punzón y la matriz introducen un nuevo elemento a la lista, un pisador (ver Fig 2-40). En el caso del doblado en L (ver Fig 2-40), el pisador restringe por completo el flujo de la chapa. El ensayo se realiza de la siguiente manera: primero se baja el punzón hasta conseguir un cierto ángulo en la chapa, después como en el caso anterior, se retira para dejar que el espécimen recupere elásticamente. La recuperación elástica se mide mediante la diferencia entre el ángulo de doblado deseado y el ángulo final (Mendiguren 2012).

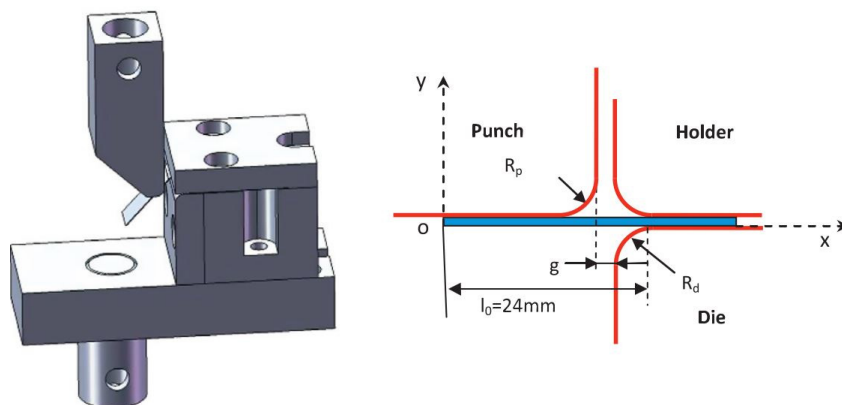


Fig 2-40: Ilustración esquemática del ensayo de doblado en L (Chatti & Hermi 2011)

Ragai (2007) utilizó este tipo de ensayo para analizar el springback del Inconel 718 y observó que el springback aumenta con el incremento del número de ciclos de deformación (ver Fig 2-41).

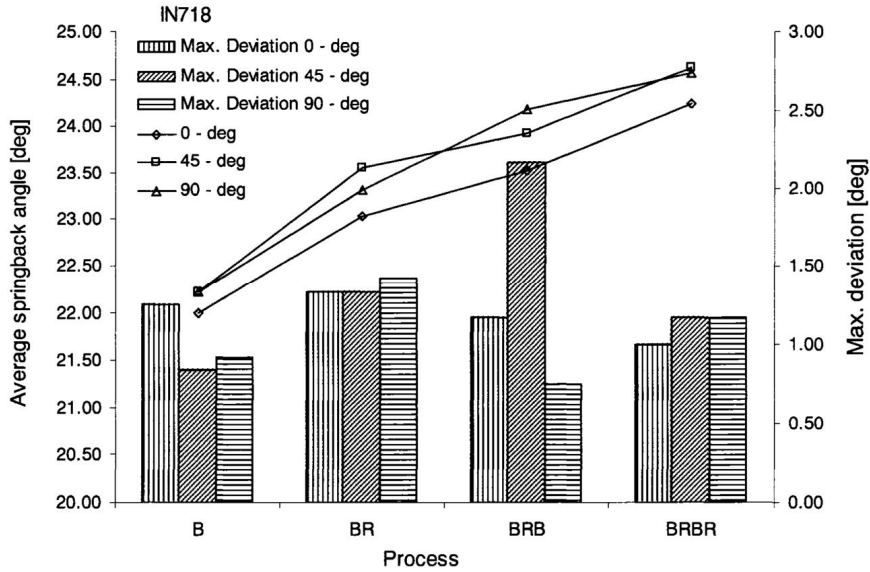


Fig 2-41: Media de los ángulos de springback con la desviación máxima entre mediciones de un proceso de doblado en V del Inconel 718. B: doblado, R: Doblado inverso (Ragai 2007)

El ensayo de embutición restringida U-Drawing, también está compuesto por un punzón, una matriz y un pisador. En este tipo de ensayos, el pisador restringe el flujo de la chapa hacia la cavidad del troquel, pero no por completo como en el caso anterior. Una de las ventajas de este tipo de ensayos, es su gran parecido a un proceso de embutición. La base del punzón puede ser semi circular o plana. De Souza et al. (2010) utilizan un punzón semi circular para analizar el efecto de las variaciones del proceso de embutición de piezas semi cilíndricas en el springback. En el benchmark del Numisheet del año 1993 se definieron los parámetros del ensayo U-Drawing de base plana (ver Fig 2-42).

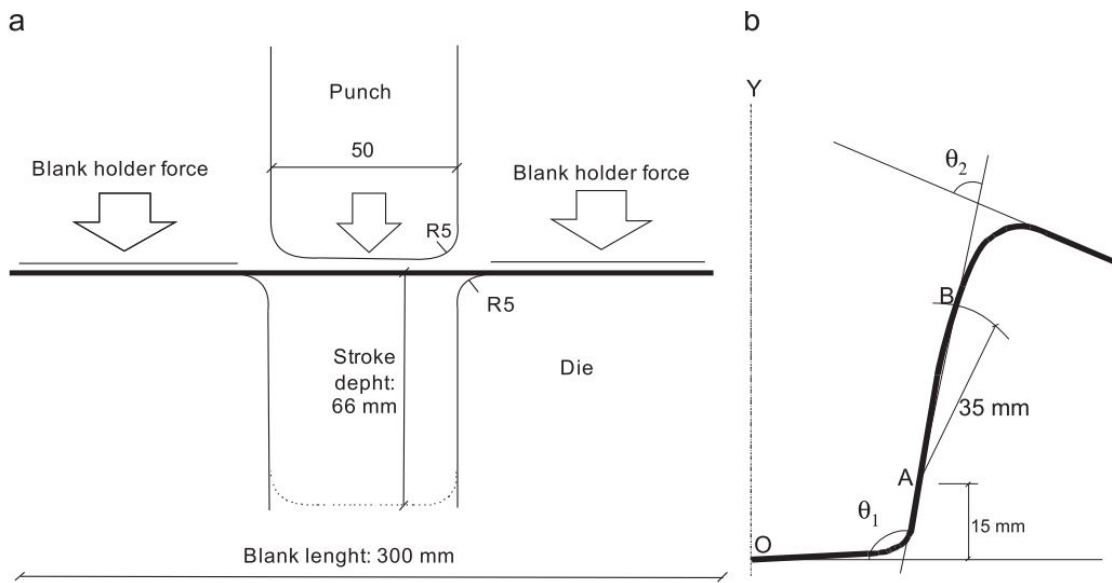


Fig 2-42: Problema planteado en el Numisheet 93. a) ilustración esquemática del ensayo, b) definición de los ángulos usados para la comparación del springback (Eggertsen & Mattiasson 2009)

Firat (2007) utiliza dicho ensayo de U-Drawing para analizar el springback del acero definido en el benchmark del Numisheet del año 1993 y concluye que un modelo de endurecimiento cinemático hace que la predicción del springback sea mejor que la predicción realizada con un modelo isotrópico. Eggertsen y Mattiasson (2009) también utilizaron este ensayo para analizar el springback del DP600, DP600HF, 220IF y DX56D. Compararon el efecto de cinco modelos de endurecimiento diferentes y tres criterios de fluencia en la predicción del springback. Saenz de Argandoña et al. (2017) utilizaron el ensayo de U-drawing para analizar el springback del Fortiform 1050. Para ello compararon la predicción del springback realizada por 8 modelos numéricos diferentes, los cuales servían para comparar cuatro modelos diferentes de material con dos condiciones tribológicas diferentes (coeficiente de fricción constante y coeficiente de fricción variable en función de la presión). Concluyeron que para predecir la recuperación elástica de los aceros de tercera generación, además de tener en consideración el cambio del módulo elástico aparente del material en función de la deformación plástica, también hay que prestar especial atención al coeficiente de fricción variable que se da entre el material y los utillajes.

En el benchmark del Numisheet del año 2005 (Green 2005), definieron un nuevo ensayo de U-Drawing, esta vez añadieron unos frenos para restringir el flujo de la chapa hacia la cavidad del troquel. En el benchmark del Numisheet del año 2011 (Eggertsen et al. 2011) se planteó otro problema relacionado con el análisis del springback mediante la utilización del ensayo de U-Drawing. Esta vez el objetivo era predecir el springback de chapas que previamente habían sido estiradas hasta cierto porcentaje de deformación plástica y que posteriormente iban a ser ensayadas mediante un troquel de U-Drawing. Buscando una solución al problema planteado, Zang et al. (2013) concluyeron que la correcta representación del módulo elástico aparente después de invertir la carga, era más influyente que representar las diferentes etapas del efecto Bauschinger (ver Fig 2-24), a la hora de predecir el springback.

2.5.3 Embuticiones complejas

En este apartado se habla de los ensayos de embutición complejos, estos ensayos son parecidos a los del apartado anterior, el utillaje está formado por un punzón, una matriz y un pisador. La diferencia principal respecto a los anteriores, reside en que la sección del espécimen no es constante. Marretta y Di Lorenzo (2010) analizan la influencia de la variabilidad de las propiedades del material en el springback en un proceso de embutición, mediante una embutición compleja con forma de U (ver Fig 2-43).

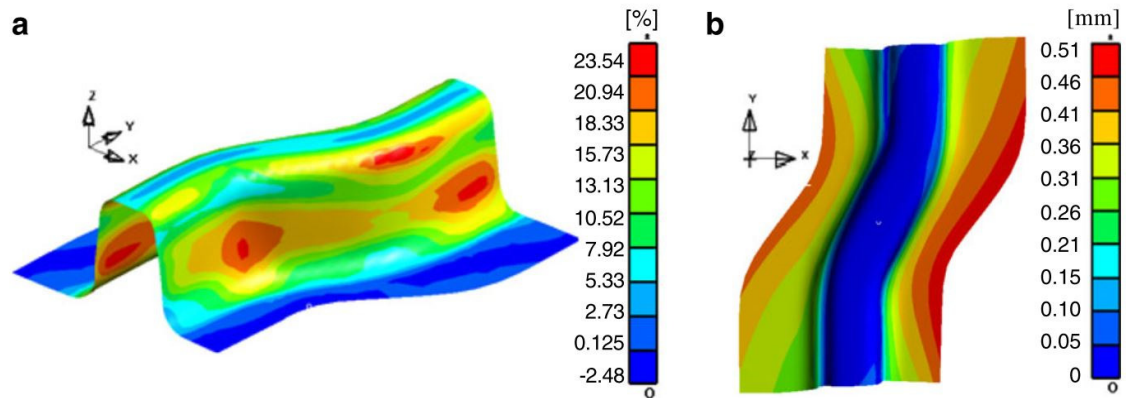


Fig 2-43: Representación numérica de una embutición compleja con forma de U (Marretta & Di Lorenzo 2010)

A continuación se muestra el ensayo CFT (en inglés, Curved Flanging Test) (ver Fig 2-44) utilizado por Xue et al. (2016) para validar los efectos del decremento del módulo elástico aparente en la predicción del springback.

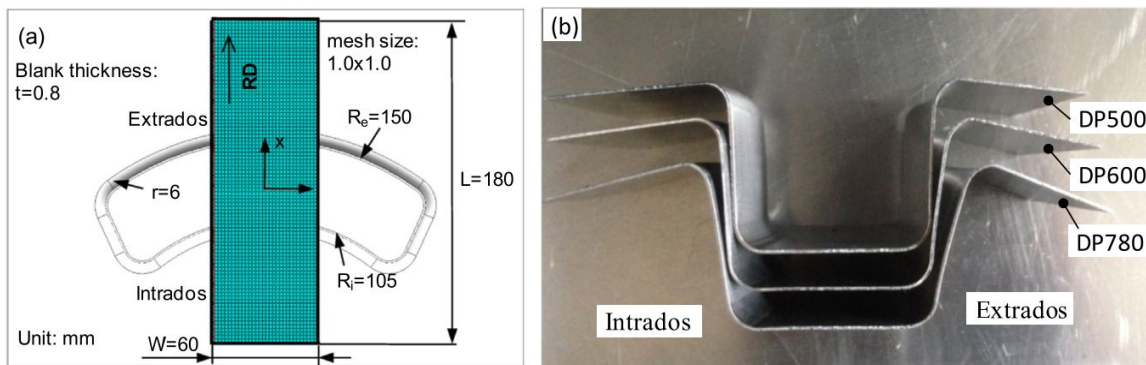


Fig 2-44: a) ilustración esquemática de la forma inicial de la probeta y su colocación, b) probetas ensayadas después del springback (Xue et al. 2016)

Los ensayos descritos en este apartado, se parecen aun más a una pieza industrial que los ensayos anteriores. Pero la medición del ángulo de springback es más compleja y el número de parámetros del proceso aumenta considerablemente.

2.5.4 Otros

En este apartado se presentan otros métodos de análisis del springback como el ensayo de embutición – doblado (en inglés, Draw – Bend test) (ver Fig 2-45) y el ensayo de Demeri cup (ver Fig 2-46). Para realizar el ensayo de Draw - Bend, primero se dobla una probeta hasta conseguir 90° alrededor de un cilindro. Después se aplica una fuerza resistente en un extremo de la probeta y un desplazamiento en el otro. Finalmente se suelta la probeta para ver su relajación. Gan et al. (2006) usaron este test para observar los efectos microestructurales en el springback de un acero de alta resistencia.

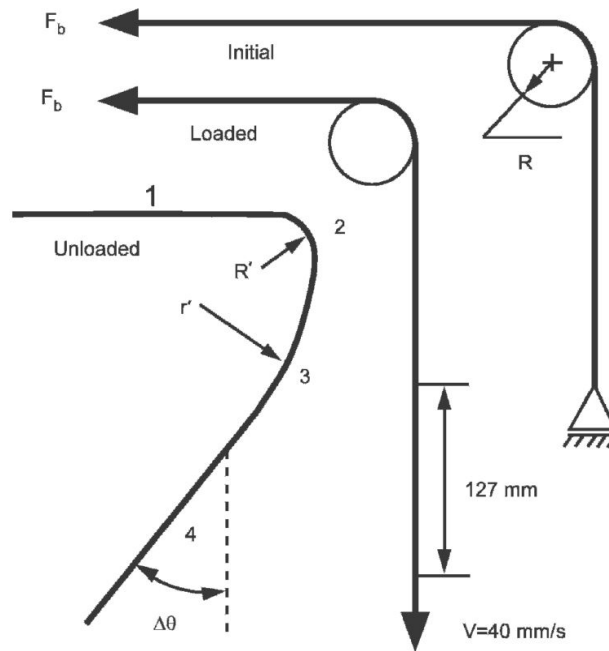


Fig 2-45: Representación esquemática del ensayo Draw – Bend (Gan et al. 2006)

Una de las mayores ventajas de este ensayo reside en la facilidad para controlar los parámetros: la velocidad, la fuerza resistente, el radio del cilindro y la sensibilidad del test a la recuperación elástica.

El último método de esta sección, es el método de ensayo de Demeri cup, también conocido como ensayo Split – Ring. El ensayo sirve para analizar el springback que se da después de una embutición. El ensayo se realiza de la siguiente manera, primero se embute la chapa, después se corta un aro de la copa embutida y finalmente se corta el aro. Después del corte el aro se abre debido al springback, una vez alcanzada una posición estable se mide la distancia del hueco (ver Fig 2-46).



Fig 2-46: De izquierda a derecha, copa embutida, anillos y springback después del corte de un anillo (Laurent et al. 2010)

Gil et al. (2014) utilizaron este método de ensayo para analizar la influencia del modelo de endurecimiento en el springback del proceso de embutición del acero DP1000. Este ensayo es muy sensible al springback y la medición del hueco es relativamente sencilla. La mayor

desventaja del ensayo es, el corte del aro posterior a la embutición. No se han encontrado publicaciones relacionadas con el análisis del springback del Inconel 718 mediante este tipo de test.

2.5.5 Pieza industrial

Los test en los cuales se analiza el springback a través de piezas industriales, son los más demandados por la industria en general. Por ejemplo en el sector del automóvil los pilares A, B, y C se encuentran entre las piezas más demandadas (ver Fig 2-47).

El objetivo principal de estos tipos de test no es entender el fenómeno del springback, lo que se busca es una identificación de los parámetros que más afectan y su efecto en el mismo. La ventaja principal de este ensayo es la aplicación industrial directa de los resultados. Por otro lado, como desventaja, se puede decir que tiene una gran cantidad de parámetros a tener en cuenta y que las conclusiones y los resultados obtenidos raramente pueden ser aplicadas en otros casos (Mendiguren 2012).

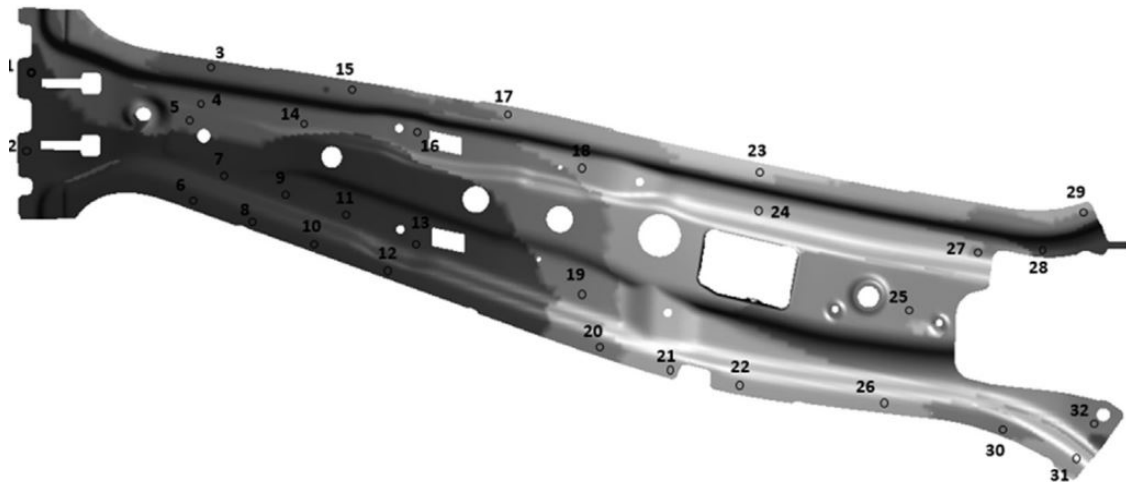


Fig 2-47: Simulación numérica de un pilar B y detalle de los puntos de referencia para la medición del springback (Gil et al. 2016)

2.6 Análisis crítico del estado del arte

Los tiempos de puesta a punto actuales en aeronáutica son extremadamente largos. Además, la automatización y el grado de acierto en cuanto a predicción de springback y roturas de pieza en embutición en frío son inferiores a la del sector de la automoción. Es imprescindible adquirir los conceptos de fabricación del sector de la automoción, para mejorar de la competitividad de las empresas vascas del sector aeronáutico. Es por ello que el uso de software de simulación numérica para la predicción de springback y otros

limitantes del proceso de estampación se ha convertido en práctica habitual en las empresas dedicadas al diseño de troqueles. Mediante una predicción numérica precisa, se reduce la cantidad de correcciones a realizar en la puesta a punto. De esta manera, además del impacto ambiental, también se reduce el coste del proceso.

A continuación se realiza una revisión crítica del estado del arte indicando las oportunidades de investigación detectadas.

El Inconel 718 es una superaleación de base níquel endurecible por precipitación, que además de tener la característica de mantener sus propiedades mecánicas a altas temperaturas, también tienen una resistencia a la fatiga y a la corrosión destacables. Debido a ello, se utiliza con frecuencia en el sector aeronáutico, espacial y nuclear (Davis 1997; Donachie & Donachie 2002; Akca & Gürsel 2015). Cuando está en estado recocido su conformabilidad a temperatura ambiente es destacable y esta puede mejorarse aun más mediante tratamientos térmicos de recocido intermedios (Donachie & Donachie 2002).

Tal y como se ha comentado antes el springback del Inconel 718 es un fenómeno a tener en cuenta en los procesos de fabricación a temperatura ambiente. En el springback influyen todos los parámetros que afecten al estado tensional del material. Estos se pueden dividir en dos grupos: por un lado los parámetros del material (ver Análisis de los parámetros del material) y por otro los parámetros del proceso de fabricación (ver Análisis de los parámetros del proceso).

Se ha observado que la modelización del decremento del módulo elástico en función de la deformación plástica en procesos de embutición en frío de aceros es un factor clave e influyente a la hora de predecir el springback mediante modelos numéricos (Yoshida et al. 2002; Yu 2009; Mendiguren 2012). No se han encontrado artículos relacionados con la experimentación y tampoco con la modelización del módulo elástico aparente del Inconel 718. El único dato encontrado en bibliografía relacionado con el módulo de Young del Inconel 718, es el valor constante 204,9 GPa facilitado por la empresa Ulbrich (2014).

Se han encontrado estudios que indican que cuando el Inconel 718 en estado recocido se conforma a temperatura ambiente, tiene el mismo límite elástico a tracción y a compresión (Lewandowski et al. 2003). Por lo tanto, los criterios de fluencia anisotrópicos, simétricos y con una regla de flujo asociativa, presumen ser los más adecuados para modelizar la superficie de fluencia del Inconel 718 tratado térmicamente, con un tratamiento de recocido de solubilización. Ragai (2007) en su trabajo de investigación, utiliza el criterio de fluencia de Hill 48 para modelizar la superficie de fluencia del Inconel 718. No se han encontrado más referencias bibliográficas acerca de la modelización de la superficie de fluencia del

Inconel 718 y tampoco trabajos relacionados con la caracterización específica, de los puntos biaxiales, de los de cortadura pura y tampoco de los de tensión plana del Inconel 718.

En cuanto a la modelización del endurecimiento del Inconel 718, tampoco se aprecia una tendencia clara. Algarni et al. (2015) dicen que el modelo que mejor representa el endurecimiento isotrópico del Inconel 718 es el de Ludwik. Ragai (2007) en cambio dice que el endurecimiento isotrópico ha de representarse mediante el modelo de Hollomon. También se ha concluido que las leyes isotrópicas no son útiles en situaciones donde los materiales están sometidos a deformaciones plásticas con cambios de dirección de la aplicación de las cargas. Para estos casos las leyes de endurecimiento mixtas son las más adecuadas. El primer modelo mixto utilizado en la modelización del endurecimiento del Inconel 718 en estado de recocido a temperatura ambiente fue el propuesto por Eftis et al. (1989). Gustafsson (2011), combina la ley de endurecimiento cinemático no lineal de Ohno y Wang (1993) con tres tensores Back – stress y una ley de endurecimiento isotrópico. Becker y Hackenberg (2011) en cambio, proponen un modelo mixto de endurecimiento aplicado al Inconel 718 apto para todo rango de temperaturas, y cargas mecánicas. Por otro lado, Rodríguez - Martín et al. (2006) utilizan el modelo de endurecimiento mixto de Chaboche y Lemaitre (1990) para modelizar el endurecimiento del Inconel 625.

Se ha mencionado que se utilizan tratamientos térmicos de recocido intermedios para mejorar la conformabilidad del Inconel 718 pero no hay estudios al respecto que analicen esta mejora. En su defecto Siefert et al. (2011) y El Fakir et al. (2014) analizan la conformabilidad de aluminios de la serie 5000 en función de varios tratamientos térmicos y muestran como la conformabilidad del aluminio aumenta después del uso de dichos tratamientos. Este estudio puede ser de gran interés en el caso del Inconel 718 ya que en ocasiones las geometrías a conformar exigen un nivel de deformación muy alto y es necesario interrumpir el proceso de embutición para restituir el material mediante un recocido.

Como se ha mencionado antes, el coeficiente de fricción tiene un rol importante en los procesos de embutición. Influye directamente en la capacidad que tiene el material para fluir dentro de la cavidad del troquel y afecta al estado tensional final del producto (Albut 2006). Esta distribución de tensiones afecta a la geometría final del producto, ya que una vez abierto el troquel, la pieza sufre el fenómeno del springback. Por eso es muy importante definir bien el modelo capaz de representar el coeficiente de fricción. Los parámetros que más afectan al coeficiente de fricción: La presión de contacto, la velocidad relativa entre la chapa y el utillaje, la cantidad de lubricante, la viscosidad del mismo, la temperatura a la que se da el proceso, la rugosidad de la superficie, la dureza superficial y la dirección de laminación de la chapa (Lee et al. 2015; Altan 2012). Actualmente los estudios que realizan un análisis tribológico de los procesos de embutición los aceros de alta resistencia utilizan el

modelo de Filzek (2011). Ragai (2007) utiliza un coeficiente de fricción constante en sus modelos numéricos para definir el coeficiente de fricción del Inconel 718, pero concluye que debería de utilizarse un coeficiente en función de la presión de contacto para lograr representar de manera más precisa el comportamiento tribológico del sistema chapa – troquel. No hay estudios en torno a la modelización del coeficiente de fricción del Inconel 718.

Entre todos los ensayos para analizar el springback, el ensayo U-Drawing parece que es el más adecuado para analizar la recuperación elástica que se da en los procesos de embutición. Esto es principalmente, debido a que se parece a una embutición y que además es un ensayo en el cual influyen pocos parámetros mecánicos y todos ellos son fáciles de controlar. Hay diferentes benchmark relacionados con el ensayo U-Drawing. Zang et al. (2013) buscando una solución al benchmark del Numisheet del año 2011, concluyeron que la correcta representación del módulo elástico aparente después de invertir la carga, era más influyente que representar en Efecto Bauschinger, el ablandamiento permanente, etc a la hora de predecir el springback.

En resumen se observa que existe un elevado vacío de conocimiento a la hora de modelizar el comportamiento elástico, el endurecimiento, la fluencia y el límite de conformabilidad del Inconel 718 en procesos de embutición en frío. También se ha observado que no hay información sobre los efectos del TTRI en la conformabilidad y en el springback del Inconel 718. Por ello, el presente trabajo tiene por objetivo desarrollar modelos de simulación avanzados que permitan una rápida y correcta definición del proceso de embutición de componentes en Inconel 718 disminuyendo así los tiempos de puesta a punto de los mismos.

CAPÍTULO III

CARACTERIZACIÓN EXPERIMENTAL

3.1 Introducción

Anteriormente, se ha mencionado la importancia y la necesidad de una caracterización apropiada del material. Esta caracterización, por un lado tiene que poder reproducir las condiciones reales del proceso de producción. Por otro lado, tiene que servir para determinar el valor de los parámetros requeridos por los modelos analíticos para la posterior modelización del comportamiento del material. Esta modelización es fundamental para la construcción de modelos de simulación numérica que representen el proceso real de conformado.

Este capítulo está dividido en nueve apartados principales, el primero corresponde a la introducción. En el segundo se presenta el material objeto de análisis, es decir, el Inconel 718 proporcionado por Haynes y se explica el tratamiento térmico intermedio de recocido utilizado por una empresa de troquelería vasca, para la eliminación de tensiones del material entre operaciones de conformado, el cual ha sido desarrollado científicamente por una empresa fabricante OEM de los principales programas europeos de aeronáutica. Los apartados posteriores, hacen referencia a la caracterización realizada al Inconel 718, para analizar tanto los parámetros del propio material, como los parámetros relacionados con el proceso de embutición.

Todos los apartados de caracterización se dividen en dos subapartados, por un lado se hace mención a los procedimientos experimentales empleados para la caracterización y posteriormente se muestran los resultados obtenidos. La cantidad mínima de ensayos realizados para cada caso de estudio es de tres. En los apartados de caracterización se estudia el material en dos condiciones diferentes, una es la del material tal y como se suministra (material de partida). La otra condición, es la del material estirado (prestrain) hasta conseguir cierto porcentaje de plastificación y que posteriormente ha sido tratado térmicamente con un tratamiento térmico de recocido intermedio (TTRI) (ver Fig 3-1).

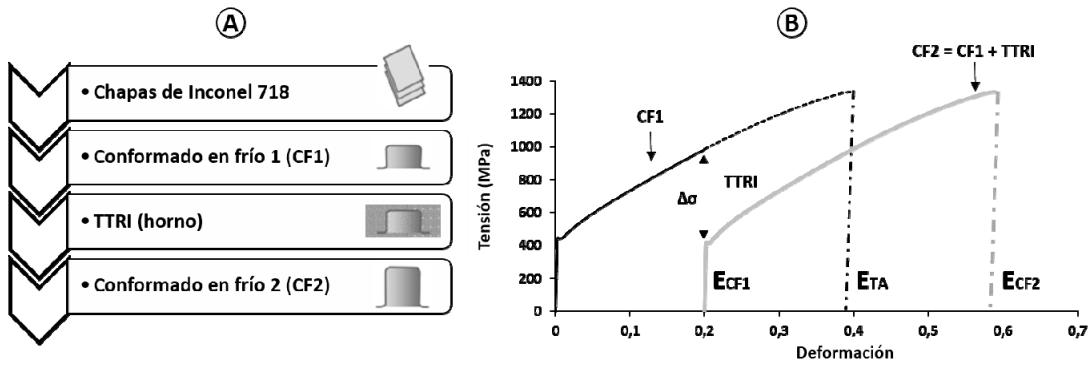


Fig 3-1: A: Detalle del proceso de conformado multietapa a temperatura ambiente (TA) con un TTRI. B: Detalle de la restauración y del aumento de la elongación (E) a rotura de un espécimen de Inconel 718 cortado a 0° de la dirección de laminación estirado y tratado térmicamente con un TTRI

El nivel de plastificación alcanzado en todos los casos excepto para los ensayos del apartado de caracterización tribológica corresponde al 50% del inicio de la estricción en los ensayos de tracción, lo cual equivale a un 22% de deformación plástica del Inconel 718. En el caso de los ensayos de caracterización tribológica el nivel de deformación plástica del Inconel 718 es en torno a un 7.5%. Esto es debido, a una limitación mecánica en fuerza de la máquina de tracción empleada para realizar los prestrains.

3.2 Material y tratamiento térmico

El material objeto de análisis de esta tesis es el Inconel 718, suministrado por Haynes International y con un espesor de 1,645 mm. Este material, es una superaleación de base níquel endurecible por tratamientos térmicos de precipitación y está registrada con el nombre HAYNES® 718 (UNS N07718). Se suministra en un estado de recocido (solution anneal) optimizado para el conformado del material a temperatura ambiente. En la tabla que se muestra a continuación (ver Tabla 3-1) se puede observar la composición del material suministrado.

Tabla 3-1: Composición química del Inconel 718 suministrado por la empresa Haynes International

Al	B	C	Co	Cr	Cu	Fe	Mn	Mo
0,65	0,004	0,049	0,37	18,10	0,04	18,60	0,22	3,07
Ni	P	S	Si	Ti	Ta	Bi	Pb	Ag
52,90	<0,005	<0,002	0,08	1,04	<0,05	<0,00003	<0,0005	<0,0002

A continuación se muestran algunos datos nominales del Inconel 718, facilitados por la empresa de Haynes International (ver Tabla 3-2).

Tabla 3-2: Propiedades del Inconel 718 en estado de recocido a temperatura ambiente (Haynes International 2015)

E (GPa)	σ_e (MPa)	σ_u (MPa)	Elongación (%)	Dureza (HRB)	Tamaño de grano (ASTM)
200	419	871	46,7	92,4	6-8

Como se ha comentado antes en la bibliografía (ver Tratamientos térmicos) el Inconel 718 puede ser tratado térmicamente con distintas finalidades. En la Tabla 3-3 se describe el tratamiento térmico de recocido intermedio (TTRI) realizado en esta caracterización avanzada al Inconel 718, con la finalidad de restaurar las propiedades mecánicas del material previamente estirado y conseguir un aumento de su conformabilidad.

Tabla 3-3: Descripción del tratamiento térmico de recocido intermedio (TTRI) para Inconel 718

Tratamiento térmico de recocido intermedio (TTRI)
6 min a 980 °C, enfriamiento al aire hasta alcanzar la temperatura ambiente

Además de comprobar macroscópicamente el efecto del TTRI tal y como se verá en apartados posteriores, también se ha realizado un estudio microscópico para corroborar dicho efecto. Para este análisis se ha utilizado un microscopio óptico DM IRM LEICA y un microscopio electrónico SEM FEI NOVA NANOSEM 4 equipado con un sensor CBS y ETD. También se ha hecho un análisis con un microscopio electrónico SEM equipado con un sensor EBSD. En este apartado solo se muestra el estudio microscópico realizado con el microscopio óptico. El estudio microscópico avanzado realizado con los microscopios electrónicos se muestra en el apartado Caracterización microestructural.

Observando el tamaño de los granos de las muestras de la Fig 3-2 se puede ver, como la microestructura del material de partida, es similar a la microestructura de la muestra de Inconel 718 que ha sido estirada hasta alcanzar un 22% de deformación plástica y que posteriormente ha sido tratada térmicamente con un TTRI. Esto indica que el material ha sufrido una restauración a nivel microestructural durante el TTRI. Esta restauración también se puede observar macroscópicamente en el estudio experimental del Capítulo Caracterización experimental. Analizando los resultados de dicho estudio se ha observado que las propiedades mecánicas del material que ha sido estirado y tratado térmicamente son muy similares a las del material de partida, lo cual es un posible indicativo de que las tensiones residuales se han reducido y de que el TTRI transforma el material hasta alcanzar las características del material de partida o similares. Sin embargo, en la Fig 3-2 también se observan unas maclas remanentes del proceso de deformación que no son completamente restauradas durante el TTRI. Por otro lado observando las fotos de la Fig

3-2, no se aprecian cambios de fase originados por el TTRI. Esto era de esperar ya que según el diagrama TTT del Inconel 718 (ver Fig 2-7), siguiendo las pautas del tratamiento térmico (ver Tabla 3-3) utilizado en esta tesis no se producen cambios de fases. En la gráfica que se muestra en la Fig 3-3 se puede ver de manera cuantitativa las apreciaciones realizadas. El cálculo del tamaño de grano se ha realizado con el módulo Grain Expert del programa de análisis de imagen LAS V4.9 y la norma ISO 643: 2003.

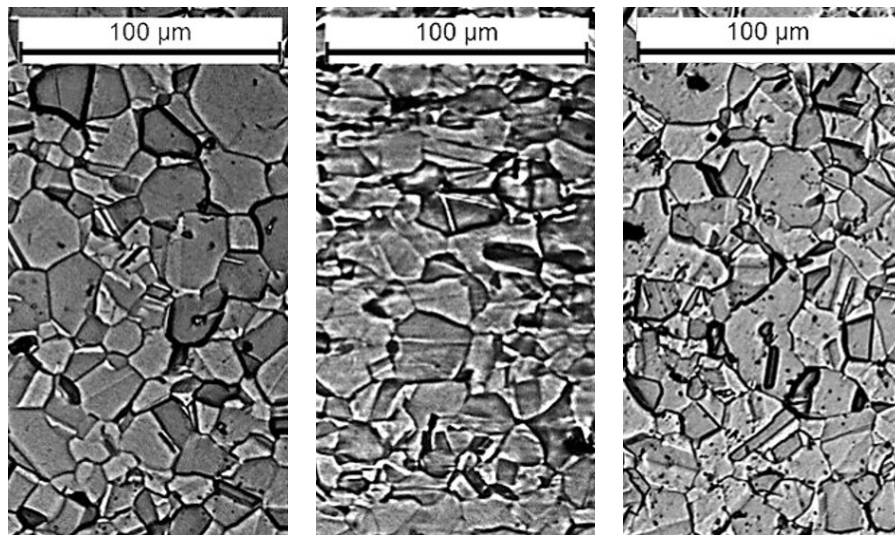


Fig 3-2: Fotos de muestras de Inconel 718 obtenidas con un microscopio óptico DM IRM LEICA con una lente de 20 aumentos. Izquierda: material de partida. Centro: material estirado hasta el 22% de deformación plástica. Derecha: material estirado hasta el 22% de deformación plástica y con TTRI

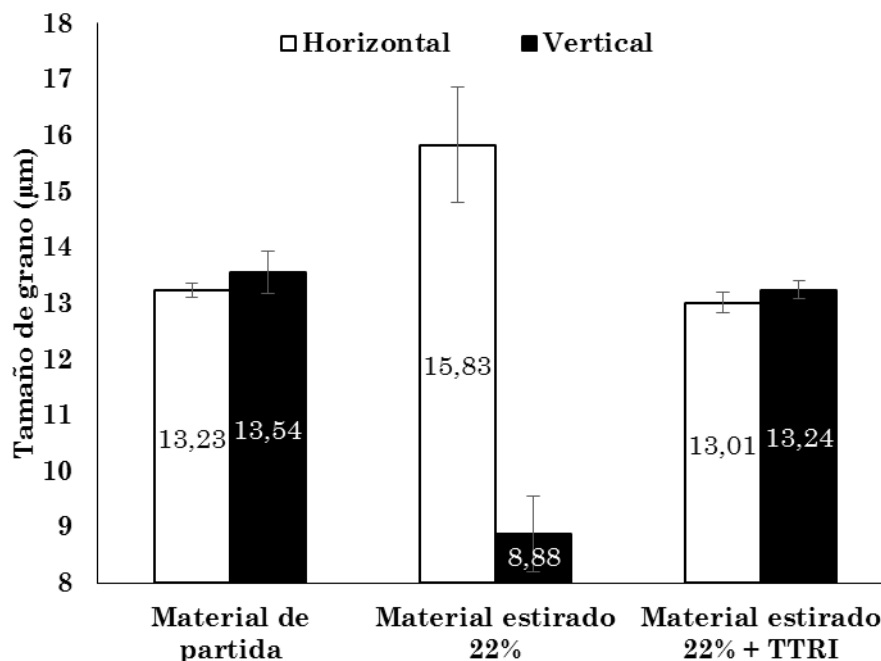


Fig 3-3: Media y desviación estándar del tamaño de grano de las muestras de la Fig 3-2 medido en cinco campos diferentes por cada tipo de muestra de Inconel 718 siguiendo la ISO 643: 2003

Las muestras de Inconel 718 analizadas mediante el microscopio óptico, corresponden a la zona central de la zona calibrada de probetas de tracción cortadas en la dirección de laminación del material de partida, material estirado y material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. Se han engastado con baquelita conductora Polyfast de Struers de manera que el plano descubierto para realizar las fotos corresponda al plano principal de la chapa de Inconel 718. En la Tabla 3-4 se muestra el procedimiento de la preparación de muestras. Una vez realizado el pulido la superficie a analizar de cada muestra se ha atacado con Grundy utilizando el método de inmersión. Para realizar las fotos, las muestras se han orientado haciendo coincidir el eje X del microscopio óptico con la dirección de laminación.

Tabla 3-4: Preparación de muestras de Inconel 718

Etapa	Paño / Lija	Pasta / Agua	Velocidad (rpm)	Tiempo (min)	Carga (N)
1	Lija 240	Agua	240 – 300	10	27
2	Lija 600	Agua	240 – 300	10	27
3	Lija 800	Agua	240 – 300	10	27
4	Lija 1000	Agua	240 – 300	10	27
5	Paño 6 μm	Pasta diamante 6 μm	150 – 175	10	27
6	Paño 3 μm	Pasta diamante 3 μm	150 – 175	10	27
7	Paño 1 μm	Pasta diamante 1 μm	150 – 175	12	27

3.3 Caracterización elástica

Como se ha mencionado antes en el apartado bibliográfico Elasticidad, la variación no lineal del módulo elástico del material en función de la deformación plástica es un parámetro muy influyente a la hora de predecir el springback en procesos de conformado. También se ha concluido que no existen trabajos que hagan referencia a un estudio exhaustivo de la caracterización elástica del Inconel 718. Por ello, en este apartado se hace un estudio experimental para caracterizar todos los parámetros relacionados con la elasticidad del Inconel 718, tanto en condiciones estándares (material de partida) como en condiciones post prestrain con TTRI.

3.3.1 Procedimientos experimentales

Para obtener los parámetros elásticos del material, como el número de Poisson y el módulo de Young, se han hecho ensayos de tracción en la máquina de tracción Instron Zwick / Roell

Zmart.PRO 5 Tn siguiendo la norma UNE – E 10002 – 1. Las mediciones se han realizado con el sistema de medición DIC (Digital Image Correlation) GOM Aramis. Además, simultáneamente, se han obtenido los datos de fuerza y el desplazamiento del extensómetro directamente de la máquina. Para este estudio se han analizado las direcciones 0° , 45° y 90° con respecto a la dirección de laminación del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. El ratio de deformación para todos los casos ha sido $0,03 \text{ s}^{-1}$.

Por otro lado, tras observar la diferencia existente entre el módulo de Young medido experimentalmente y los valores encontrados en bibliografía, también se ha utilizado el ensayo de tracción para comparar los valores de módulo de Young obtenidos mediante diferentes técnicas de medición como galga extensiométrica de pequeñas deformaciones (TML – FLA-1-11-3LJC), extensómetro y el sistema de medición DIC (Digital Image Correlation) GOM Aramis (ver Fig 3-4). El objetivo de este estudio es definir una metodología para la medición y el cálculo del módulo de Young del Inconel 718. Para realizar esta comparativa se ha estudiado el material de partida. Tanto para este estudio, como para los que se enumeran a continuación, la dirección del material analizada ha sido la dirección de laminación.

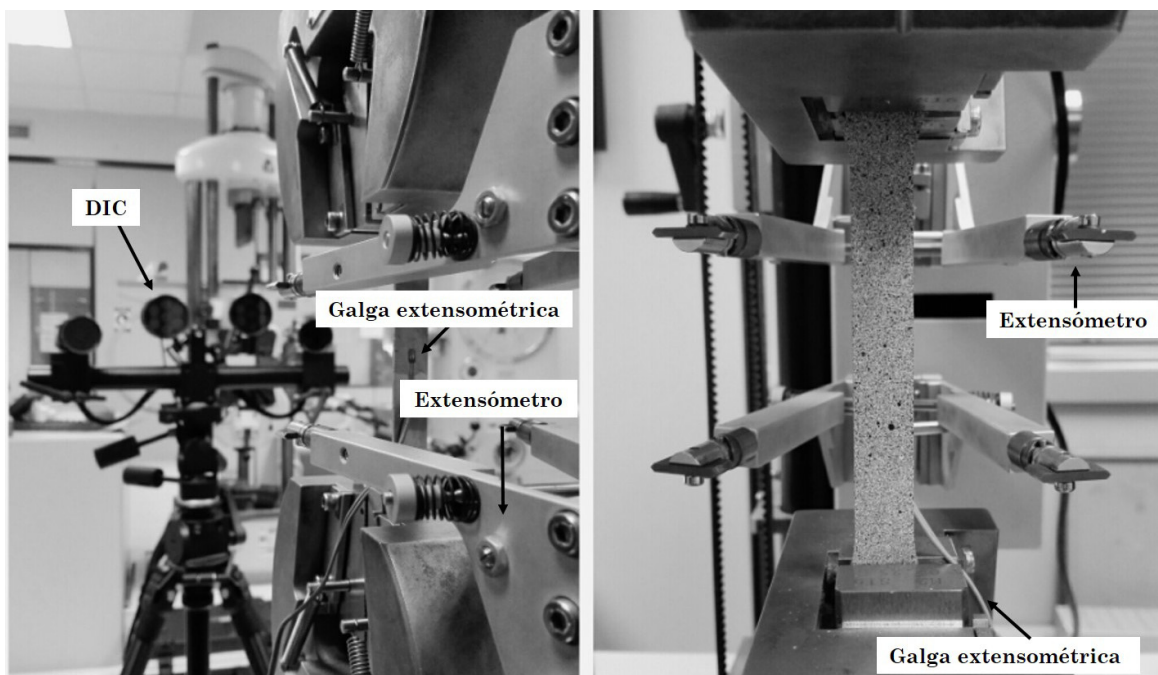


Fig 3-4: Ensayo de tracción con tres sistemas de medición de la deformación

Además, también se ha analizado para cada método de medición la variación del módulo de Young en función del rango elástico utilizado para su obtención (ver Fig 3-5), pero siempre respetando las bases de la norma UNE – E 10002 – 1. Los valores obtenidos se han

contrastado con los valores medidos mediante el ensayo no destructivo de vibración forzada con resonancia y con los valores de bibliografía.

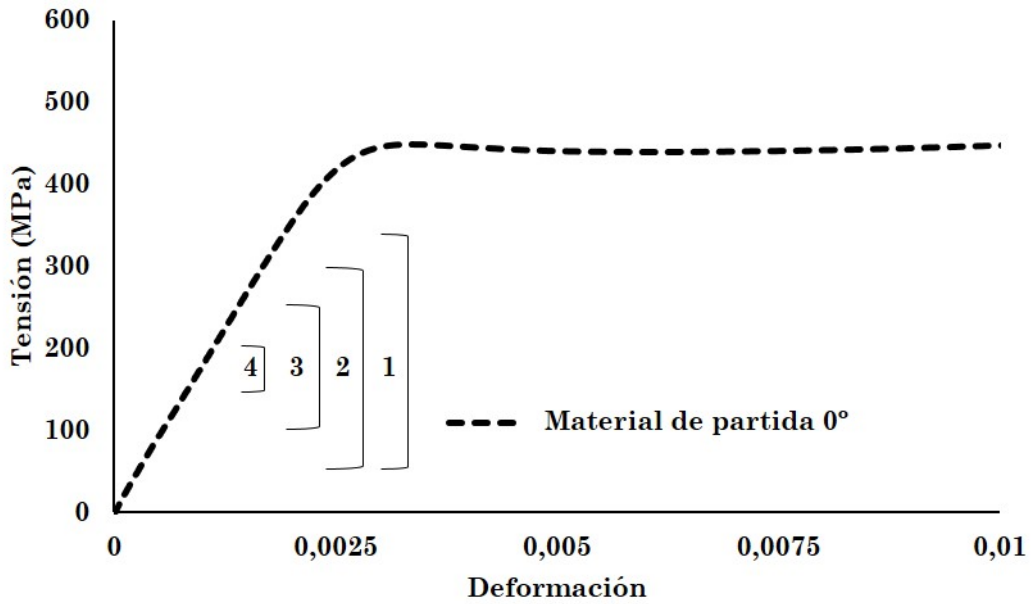


Fig 3-5: Detalle de los rangos elásticos analizados respetando la norma UNE – E 10002 – 1 para el cálculo del módulo de Young mediante una aproximación lineal. R1= 50 – 360 MPa. R2= 50 – 300 MPa. R3= 100 – 250 MPa. R4= 150 – 200 MPa

Los ensayos no destructivos mediante el método de vibración forzada con resonancia se han realizado siguiendo la norma ASTM E 756-05. En la Fig 3-6 se puede ver la configuración necesaria para medir las funciones de transmisibilidad de vigas cantiléver.

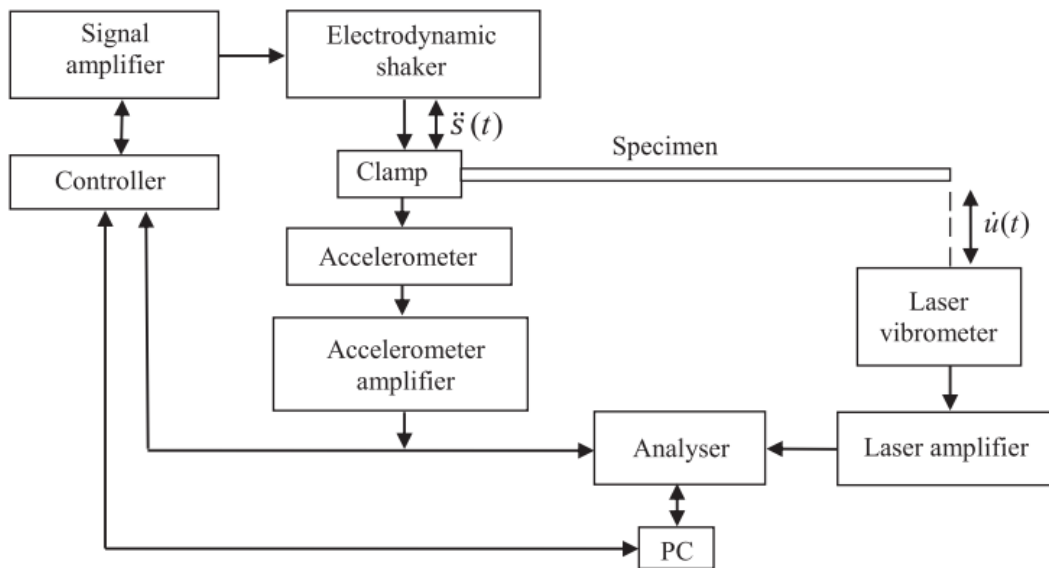


Fig 3-6: Representación esquemática de la preparación experimental (Irazu & Elejabarrieta 2015)

Los especímenes se excitan mediante la base que está sujeta al vibrador electrodinámico Ling Dynamic Systems Vibrator 406. La aceleración de la base consiste en un sonido blanco que oscila entre 0 y 1 kHz generado por un controlador LDS Dactron LASER Shaker Control System. La aceleración de la base $\ddot{S}(t)$, se mide mediante un acelerómetro piezoeléctrico (B&K Type 4371) con un amplificador de acondicionamiento de carga (B&K Type 2635). La velocidad del extremo libre del espécimen $\dot{u}(t)$, se mide mediante un vibrómetro laser Polytec OFV 505 LR100. La adquisición de datos y el procesamiento de la señal se realizan mediante el sistema OROS OR763 de cuatro canales conectado directamente al ordenador. Las funciones de transmisibilidad obtenidas corresponden a la derivada de la velocidad de salida del extremo libre del espécimen dividido entre la aceleración de la base.

Tal y como se detalla en la norma ASTM E 756-05, el módulo de Young se determina mediante la ecuación

$$E = \frac{(12\rho l^4 f_n^2)}{(e^2 C_n^2)} \quad (\text{Ec. 3-1})$$

donde:

E (Pa), es el módulo de Young del espécimen, n , el número de modo, f_n (Hz), la frecuencia de resonancia para el modo n , e (m), el espesor del espécimen, l (m), la longitud del espécimen, ρ (kg/m³), la densidad del espécimen y C_n , un valor constante para cada modo n (ver Tabla 3-5).

Tabla 3-5: Valor de la constante C_n para cada modo n

C_n	Valor
C_1	0,55959
C_2	3,5069
C_3	9,8194
C_4	19,242
C_5	31,809

Por otro lado tras el estudio de la metodología para la medición y el cálculo del módulo de Young del Inconel 718, se han realizado ensayos de tracción – relajación para analizar el decremento del módulo elástico en función del incremento de la deformación plástica del Inconel 718. Estos ensayos se han realizado en la máquina de tracción servo hidráulica

MTS 810 (100 kN). La geometría de las probetas es la misma que la de la norma empleada para realizar los ensayos de tracción. Los especímenes para realizar este estudio se han cortado en la dirección de laminación. En este tipo de ensayos la fuerza también se ha obtenido directamente de la máquina. Para medir la deformación de los especímenes en cambio, se han utilizado galgas extensiométricas de grandes deformaciones MM – EP-08-250BF-350. Los rangos de descarga analizados para el estudio del módulo elástico aparente del Inconel 718 son, el 1%, 1,5%, 2%, 3%, 4,5%, 7%, 9% y el 10% de deformación plástica.

Tal y como realizaron los autores Chen et al. (2016) en su trabajo sobre la variación y la consistencia del módulo elástico en los aceros (ver Fig 2-14), también se han analizado diferentes métodos de obtención del módulo elástico a partir de los ensayos experimentales de tracción – relajación para el análisis de la evolución no lineal del módulo elástico aparente y además se han comparado con los valores obtenidos mediante el método de ensayo de vibración forzada con resonancia. El objetivo de este estudio es definir la metodología de medición y de cálculo del módulo elástico aparente del Inconel 718. Para este estudio se han utilizado especímenes del material de partida cortados en la dirección de laminación.

3.3.2 Análisis de los resultados experimentales

En este apartado se muestran los resultados experimentales propios de la caracterización elástica del Inconel 718. En la tabla que se muestra a continuación (ver Tabla 3-6) se recogen los datos obtenidos mediante ensayos de tracción uniaxiales. Estos datos tal y como se ha comentado al inicio del apartado anterior, se han obtenido mediante el sistema de medición digital de GOM Aramis. El cálculo de los parámetros E y ν se ha realizado en el rango de 50 a 360 MPa.

Tabla 3-6: Resumen de los datos obtenidos de la caracterización elástica del Inconel 718

Orientación respecto dirección laminación	Estado material	E (GPa)		ν	
		Media	Desviación	Media	Desviación
0°	Material Partida	183,83	0,40	0,291	0,004
	Prestrain + TTRI	195,11	2,09	0,288	0,020
45°	Material Partida	187,64	0,68	0,319	0,009
	Prestrain + TTRI	196,88	1,12	0,308	0,004
90°	Material Partida	196,99	1,14	0,314	0,002
	Prestrain + TTRI	200,38	3,41	0,303	0,001

Tal y como se ha avanzado en el apartado anterior, comparando los valores de los módulos de Young de la tabla anterior (ver Tabla 3-6), con la media de los módulos de Young del Inconel 718 encontrados en bibliografía (204,9 GPa), se puede observar que existe cierta disparidad entre ellos. Por ello se ha realizado el estudio que se muestra a continuación.

Según la norma UNE – E 10002 – 1, el módulo de Young se determina mediante la pendiente de una aproximación lineal de un rango de la parte elástica del material. El ajuste de la recta escogida para el cálculo del módulo de Young se valida cuando el valor R^2 de la aproximación lineal es igual o muy cercano a 1. En la Tabla 3-7 se recogen los módulos de Young obtenidos mediante diferentes técnicas de medición y en cuatro rangos diferentes. El valor de R^2 de las aproximaciones lineales analizadas oscila entre 0,99998 y 1.

Tabla 3-7: Comparación de los módulos de Young obtenidos mediante diferentes métodos de medición y mediante el estudio de diferentes rangos para su cálculo a partir del ensayo realizado a un espécimen del material de partida cortado en la dirección de laminación

Rango elástico	Parámetro	Método de medición módulo de Young		
		DIC	Galga	Extensómetro
R1= 50 – 360 (MPa)	E (GPa)	184,59	177,85	156,05
	Desviación (%)	0,10	3,20	13,20
R2= 50 – 300 (MPa)	E (GPa)	184,23	177,15	154,10
	Desviación (%)	0,50	3,20	13,50
R3= 100 – 250 (MPa)	E (GPa)	183,80	176,50	150,50
	Desviación (%)	0,20	2,80	14,60
R4= 150 – 200 (MPa)	E (GPa)	182,90	156,00	146,10
	Desviación (%)	2,00	5,40	6,80
Desviación estándar entre rangos (GPa)		0,73	10,60	4,38
Diferencia máxima entre rangos (GPa)		1,69	21,85	9,95

Tal y como se ve en la Tabla 3-7, independientemente del método de medición, el valor de los módulos de Young obtenidos mediante los rangos elásticos R1 y R2 es superior al de los rangos elásticos R3 y R4. Esta diferencia es más evidente en los valores obtenidos mediante la galga extensométrica y el extensómetro. Por otro lado, analizando los valores obtenidos a través de los diferentes métodos, se puede observar como los valores obtenidos mediante el sistema de medición DIC son los más elevados, mientras que los obtenidos mediante el extensómetro son los más bajos.

Ninguno de los valores de módulo de Young recogidos en la tabla es similar al valor de módulo de Young observado en bibliografía (204,9 GPa). Por otro lado, el valor de módulo de Young obtenido mediante el método de ensayo no destructivo de vibración forzada con resonancia (183,4 GPa) es muy similar al obtenido mediante el método de medición DIC en cualquiera de los rangos analizados.

A continuación en la Fig 3-7 se comparan las curvas obtenidas simultáneamente mediante diferentes métodos de medición durante el ensayo de tracción de un espécimen de Inconel 718 cortado en la dirección de laminación.

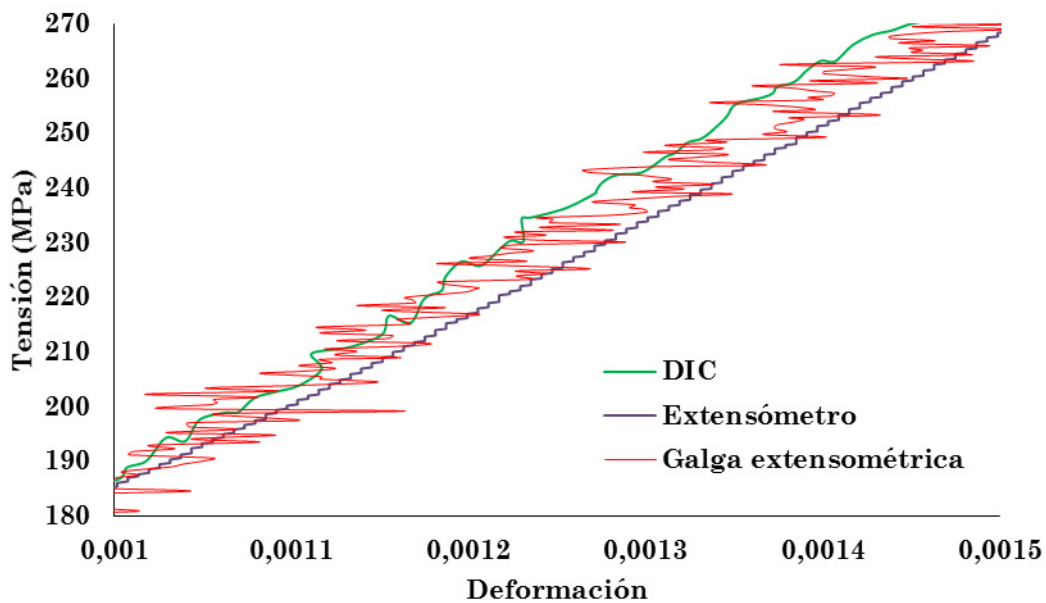


Fig 3-7: Detalle de la forma de las señales medidas mediante los diferentes métodos de medición analizados para la obtención del módulo de Young del Inconel 718

Tal y como se observa en el gráfico anterior, la forma de las señales obtenidas mediante los métodos de medición analizados es diferente en cada caso. Por un lado, se puede observar que la señal con más ruido corresponde a la medida mediante la galga extensométrica, mientras que la señal con menos ruido corresponde a la medida mediante el extensómetro. Por otro lado se observa que la señal con más pendiente corresponde a la señal medida mediante el método DIC, mientras que la de menor pendiente corresponde a la medida mediante el extensómetro.

Después del análisis anterior, se ha observado que el cambio del valor del módulo de Young del Inconel 718 reflejado en la Tabla 3-7, se debe a la suma de los efectos del ruido y la pendiente de la señal medida. Teniendo en cuenta lo anterior, también se ha observado que el cambio del valor del módulo de Young del Inconel 718 en función del rango elegido para su cálculo, se puede relacionar con el ruido de la señal analizada. Por otro lado, la

dispersión del valor del módulo de Young analizado en el mismo rango mediante diferentes métodos de medición se puede relacionar con la pendiente que adopta cada curva.

Con la finalidad de obtener más información acerca de la variación del módulo de Young del Inconel 718 en función del rango elástico y el método de medición utilizado para su cálculo, se ha realizado el estudio que se muestra a continuación. En el estudio se han analizado diferentes rangos elásticos para el cálculo del módulo de Young. En esta ocasión todos los rangos parten desde el origen. El rango mayor va desde el valor de tensión 0 hasta 360 MPa. Teniendo en cuenta que el rango anterior es el 100%, el resto de rangos se han definido de manera porcentual en función de la tensión y siempre partiendo desde el origen. Para completar el estudio, se ha realizado dicho procedimiento con cada método de medición analizado (ver Fig 3-8).

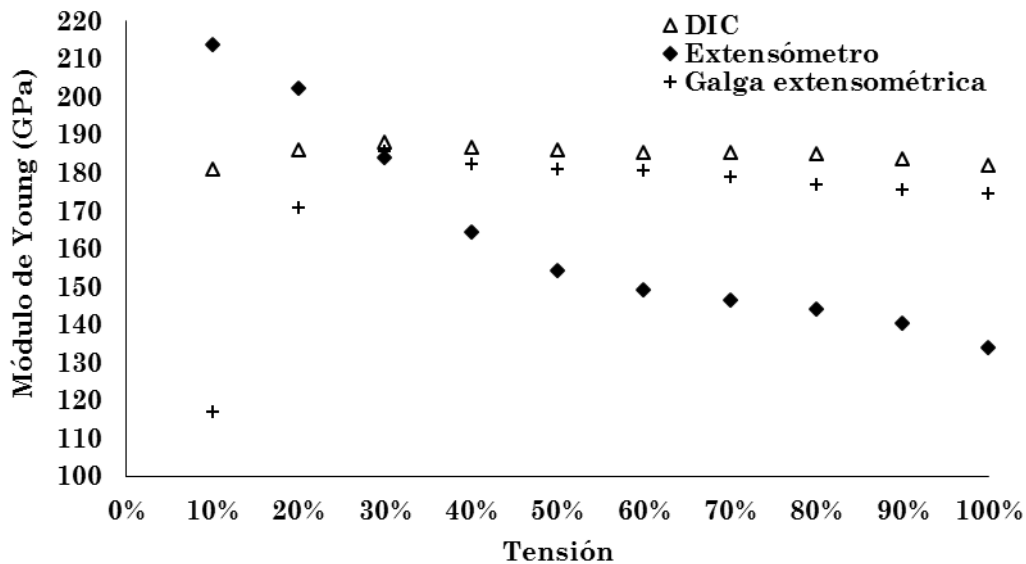


Fig 3-8: Degradación del módulo de Young de los diferentes métodos de medición analizados en función de los rangos definidos desde el origen de manera porcentual en función de la tensión

En la gráfica anterior se puede observar la degradación del módulo de Young de los diferentes métodos de medición analizados en función de los rangos definidos desde el origen de manera porcentual en función de la tensión y teniendo en cuenta que el rango de mayor tamaño se ha definido entre los valores de tensión 0 – 360 MPa. En ella se observa que la señal del extensómetro es la que más cambia en función del rango analizado. En cambio la degradación de las señales medidas mediante la galga extensométrica y mediante el sistema de medición digital DIC es imperceptible. Por otro lado es interesante mencionar que los valores obtenidos mediante la galga extensométrica son ligeramente menores que los obtenidos mediante el método de medición DIC. Este análisis muestra la consistencia del método de medición digital DIC para la medición del módulo de Young del Inconel 718.

Además también hay que destacar una vez más la similitud de los valores obtenidos mediante esta técnica de medición y el método de vibraciones forzadas con resonancia.

Además del estudio anterior, también se ha analizado el módulo elástico aparente, también conocido como la evolución del módulo elástico en función de la deformación plástica. Para realizar este estudio, tal y como se menciona en el apartado donde se describe la metodología que se ha seguido para llevar a cabo la caracterización elástica del Inconel 718, se han realizado ensayos de tracción – relajación.

En la Fig 3-9 se muestran superpuestos los módulos elásticos aparentes del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. En la gráfica se aprecia como tanto el módulo elástico aparente del material de partida, como el del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI tienen un parecido notable. Siendo la diferencia máxima entre ambos en torno a un 1,3 %. Se ha observado que el decremento máximo del módulo elástico se alcanza en porcentajes de deformación plástica muy bajos. El cálculo de los módulos elásticos se ha realizado mediante la aproximación lineal del módulo de cuerda comprendido entre la tensión máxima y mínima de cada ciclo de carga y descarga (ASM 1981; Mendiguren 2012; Chen et al. 2016).

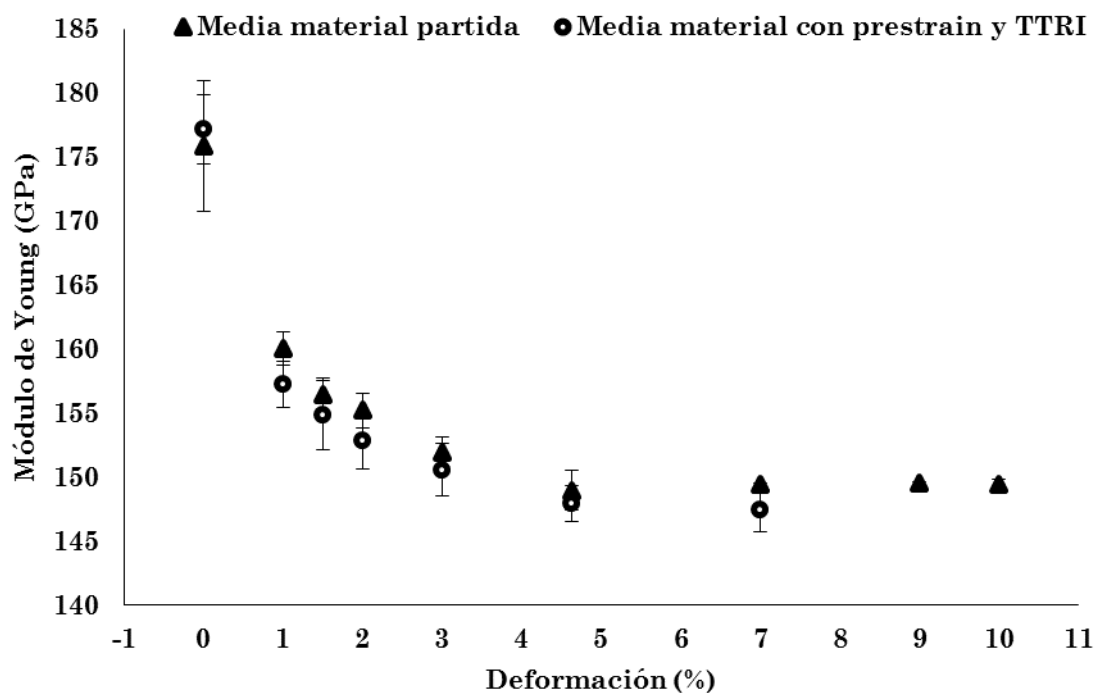


Fig 3-9: Superposición de la evolución del módulo elástico del Inconel 718 en función de la deformación del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI cortado en la dirección de laminación

Tal y como se ha mencionado al final del apartado anterior, al igual que en el trabajo realizado por los autores Chen et al. (2016) (ver Fig 2-14), también se han analizado

diferentes métodos de obtención del módulo elástico aparente a partir de los ensayos experimentales de tracción – relajación para el análisis del módulo elástico aparente del Inconel 718. Además se han comparado con los valores obtenidos mediante el método de ensayo de vibración forzada con resonancia y el valor constante encontrado en bibliografía (ver Fig 3-10).

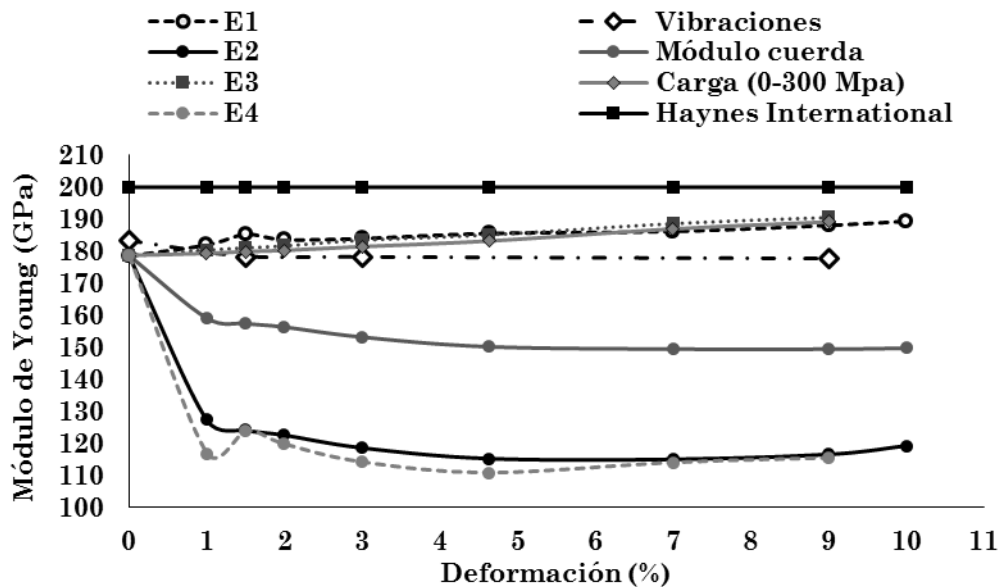


Fig 3-10: Comparación de la evolución de los módulos elásticos del Inconel 718 en función de la deformación, obtenidos mediante diferentes métodos de medición y técnicas de cálculo de especímenes del material de partida cortados en la dirección de laminación

Las curvas E1, E2, E3 y E4 de la Fig 3-10, corresponden a los diferentes módulos elásticos aparentes del Inconel 718 evaluados según los mismos rangos del estudio realizado por Chen et al. (2016) (ver Fig 2-14). Por otro lado en la gráfica también aparece la curva que hace referencia al módulo de Young constante encontrado en bibliografía, la curva del módulo elástico aparente evaluado con el módulo de cuerda de cada ciclo de carga y descarga y la curva del módulo elástico aparente obtenido mediante el método de ensayo no destructivo de vibración forzada con resonancia. También se incluye la evolución del módulo elástico aparente evaluado mediante el análisis de las cargas de 0 – 300 MPa de cada ciclo de carga y descarga. Tras el análisis de la Fig 3-10, se puede observar la dispersión del módulo elástico aparente del Inconel 718 dependiendo del método de cálculo utilizado para evaluar el valor del módulo elástico en cada ciclo y del método de medición utilizado.

3.4 Caracterización de la superficie de fluencia

Según algunos de los trabajos citados en el apartado bibliográfico Criterio de fluencia, el Inconel 718 en estado de recocido de solubilización, cuando se conforma a temperatura

ambiente, tiene el mismo límite elástico tanto a tracción como a compresión (ver Fig 2-22). En cambio, el Inconel 718 que ha sido endurecido mediante un tratamiento térmico de precipitación, tiene un límite elástico a compresión mayor que a tracción (fenómeno llamado en inglés, Strength Differential effect o SD) (ver Fig 2-22) (Gil et al. 1998; Saiganesh & Lissenden 2000; Iyer & Lissenden 2000; Lewandowski et al. 2003; Saiganesh & Lissenden 2003; Ragai 2007).

En este apartado se analiza el comportamiento del material a tracción y compresión en dos direcciones (dirección de laminación 0° y dirección transversal de laminación 90°). También se han realizado ensayos de tracción a 45°. Al igual que en otros apartados, el estudio se extiende mediante el análisis del material de partida y del material que ha sido estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

3.4.1 Procedimientos experimentales

Para realizar el análisis de la superficie de fluencia del Inconel 718, se han resumido en una tabla los límites elásticos de las curvas de tracción y de compresión del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

La geometría de las probetas empleadas para los ensayos de tracción es la geometría estándar recogida en la norma UNE – E 10002 – 1. Para realizar estos ensayos se ha utilizado la máquina de tracción Instron Zwick / Roell Zmart.PRO 50 kN. Las mediciones de fuerza y el desplazamiento del extensómetro se recogieron directamente de la máquina, además también se utilizó simultáneamente el sistema DIC de GOM Aramis.

Por otro lado, la geometría de las probetas de compresión, la cual no está recogida en norma, es la que se detalla en el trabajo de investigación de Silvestre et al. (2013). La geometría de esta probeta fue desarrollada por Silvestre et al. (2013) con el objetivo de eliminar el pandeo durante los ensayos cíclicos de compresión – tracción para analizar el endurecimiento del acero de alta resistencia TRIP 700. Para realizar los ensayos de compresión del Inconel 718, es necesario utilizar tanto la máquina de tracción servo hidráulica MTS 810 (100 kN), como el utillaje específico diseñado por Silvestre et al. (2013) para evitar el pandeo de la probeta durante la compresión (ver Fig 2-27). En este caso, la medición de la fuerza también fue recogida directamente de la máquina, pero para medir la deformación de la probeta se emplearon galgas extensiométricas de pequeñas deformaciones TML – FLA-1-11-3LJC.

3.4.2 Análisis de los resultados experimentales

En este apartado se muestran los resultados obtenidos de la caracterización necesaria para determinar la fluencia del Inconel 718. Primero se muestran los coeficientes de anisotropía de especímenes de material de partida y de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI cortados a 0°, 45° y 90° de la dirección de laminación. Para obtener estos coeficientes, los experimentos realizados en la máquina de tracción Instron Zwick / Roell Zmart.PRO 50 kN siguiendo la norma UNE – E 10002 – 1 se han evaluado en el rango 10 – 20 % de deformación con el sistema digital de medición de GOM Aramis (ver Tabla 3-8).

Tabla 3-8: Coeficientes de anisotropía de especímenes del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI

Estado del material	r_0	r_{45}	r_{90}
Material de partida	0,616	1,043	1,085
Prestrain + TTRI	0,766	0,983	0,981

Tabla 3-9: Tabla resumen de límites elásticos del Inconel 718 a tracción y a compresión de especímenes de material de partida y estirados y tratados térmicamente con un TTRI

Orientación espécimen	Estado espécimen	Tipo de ensayo	Promedio σ_e (MPa)	Desviación estándar (MPa)	Diferencia tracción – compresión (MPa)	Diferencia tracción – compresión (%)
0°	Material partida	Tracción	431,2	2,10	9,8	2
		Compresión	441,0	1,90		
	Prestrain + TTRI	Tracción	422,2	2,30	12,8	2,6
		Compresión	435,0	4,05		
90°	Material partida	Tracción	449,0	2,02	8,0	1,8
		Compresión	457,0	1,98		
	Prestrain + TTRI	Tracción	434,4	2,20	21,9	5
		Compresión	456,3	2,50		
45°	Material partida	Tracción	448,92	0,78	–	–
	Prestrain + TTRI	Tracción	434,43	2,74	–	–

La tabla anterior refleja el resumen de los ensayos realizados y permite estudiar la fluencia del Inconel 718 a través del análisis de los límites elásticos presentes en la tabla. Tal y

como se puede ver en la tabla, la diferencia entre los límites elásticos de tracción y de compresión de los especímenes de material de partida, es menor que la que presentan los especímenes del material tratados térmicamente con un TTRI. La diferencia máxima (21,9 MPa) la marcan los ensayos de especímenes cortados a 90° de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. Estos valores serán utilizados más adelante en el apartado 4.3 Modelización de la superficie de fluencia para determinar la función de fluencia más adecuada para representar numéricamente en las simulaciones posteriores de U-Drawing la superficie de fluencia del Inconel 718.

En la Fig 3-11 se grafican algunos de los datos de la tabla anterior. En concreto los límites elásticos de los especímenes cortados a 0° y 90° de la dirección de laminación del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. Esta representación gráfica sirve para observar el tipo de superficie de fluencia del Inconel 718. Tal y como se ve en la imagen esta se puede considerar simétrica. Además hay que destacar la similitud que presentan las dos superficies de fluencia analizadas.

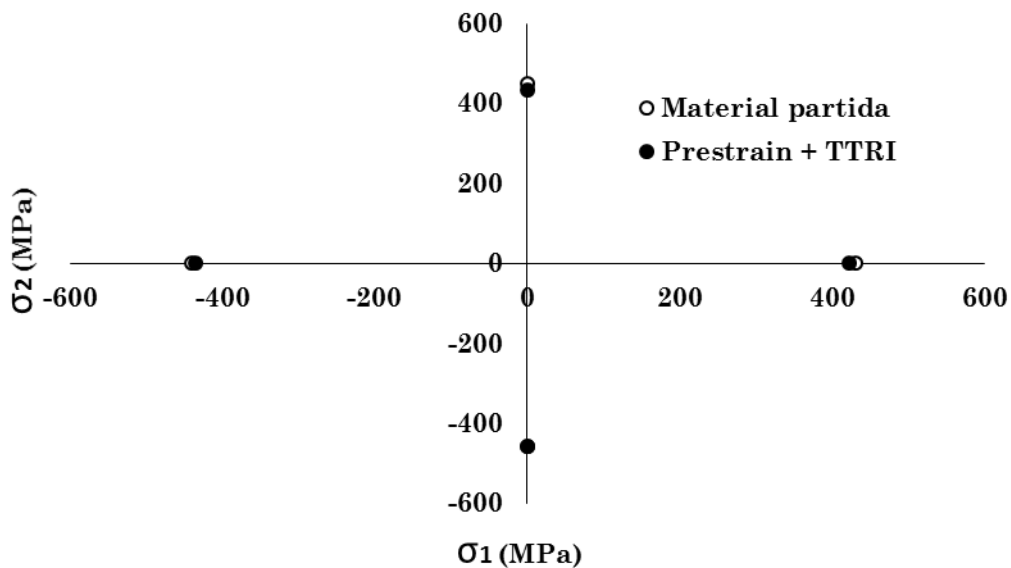


Fig 3-11: Representación gráfica de los límites elásticos a tracción y a compresión de especímenes cortados a 0° y 90° de la dirección de laminación del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI

3.5 Caracterización del endurecimiento

En el apartado bibliográfico Endurecimiento, se puede ver la disparidad que existe a la hora de modelizar tanto el endurecimiento isotrópico, como el endurecimiento cinemático del Inconel 718. Además los autores que hablan del tema no muestran resultados experimentales.

Por ello, en este apartado se analiza experimentalmente el endurecimiento isotrópico y cinemático del Inconel 718 en condiciones estándares y en condiciones en las cuales el material ha sido estirado previamente y luego ha sufrido un TTRI.

3.5.1 Procedimientos experimentales

Para el análisis del endurecimiento isotrópico del Inconel 718 se han realizado ensayos de tracción en la máquina Instron Zwick / Roell Zmart.PRO 50 kN. La geometría de las probetas se ha definido siguiendo la norma UNE – E 10002 – 1. La medición se ha realizado digitalmente mediante el equipo GOM Aramis, además simultáneamente se han obtenido directamente de la máquina las señales de fuerza y del extensómetro. Se han analizado diferentes orientaciones de especímenes (0°, 45° y 90°) del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente.

El estudio del endurecimiento cinemático se ha realizado mediante ensayos cíclicos de compresión – tracción. La geometría de la probeta utilizada en los ensayos, es la misma que la del apartado anterior (ver Caracterización de la superficie de fluencia). Para evitar el pandeo de la probeta durante la compresión se ha utilizado el correspondiente utillaje diseñado por Silvestre et al. (2013). Como en ocasiones anteriores, la medición de la fuerza se ha obtenido directamente de la máquina, mientras que la medición de la deformación de la probeta se ha realizado mediante galgas extensiométricas de pequeñas deformaciones TML – FLA-1-11-3LJC. Los ensayos se han realizado de la siguiente manera, primero se comprime la probeta hasta alcanzar el 2% de deformación plástica del material. Inmediatamente después de alcanzar dicho valor de deformación plástica, se invierte la dirección de la carga y se tracciona hasta llegar al 2% de deformación plástica. El motivo de empezar el ensayo comprimiendo el material es el aumento de la eficiencia del utillaje y como consecuencia la disminución del pandeo de la probeta. Tal y como se ha realizado en apartados anteriores, para realizar el estudio del endurecimiento cinemático, también se ha analizado el comportamiento del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI en diferentes orientaciones.

3.5.2 Análisis de los resultados experimentales

En este apartado se muestran los resultados experimentales para el estudio del endurecimiento del Inconel 718. Tal y como se ha comentado anteriormente, el estudio del endurecimiento isotrópico se ha realizado mediante ensayos de tracción. A continuación se muestra una gráfica con todos los ensayos realizados (ver Fig 3-12).

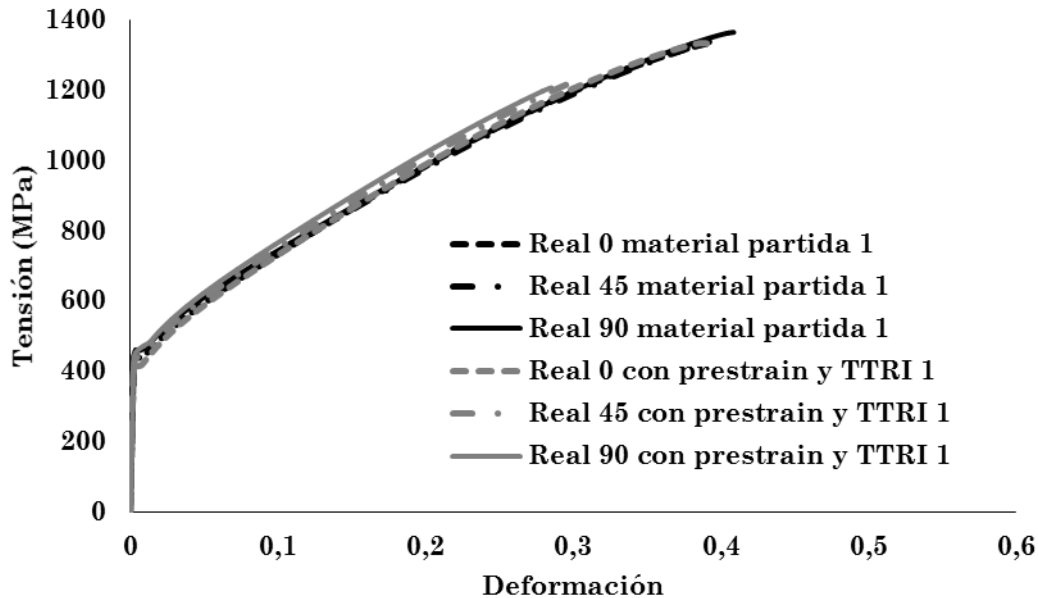


Fig 3-12: Comparación de las curvas de tracción reales del material de partida y el material estirado y con TTRI a 0°, 45° y 90° de la dirección de laminación

En la Fig 3-12 se puede observar que el Inconel 718 es un material que tiene un endurecimiento notable. También se puede observar como el endurecimiento y el límite elástico de los especímenes analizados es similar, mientras que su tensión última es diferente en función de la dirección analizada del material y el estado inicial de los especímenes, es decir, si se trata de probetas del material de partida o del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

A continuación se muestran los ensayos de compresión – tracción realizados para analizar el endurecimiento cinemático del Inconel 718. En los gráficos, las curvas de compresión – tracción se muestran dadas la vuelta para poder compararlas con los ensayos de tracción correspondientes en cada caso de estudio. El acrónimo que describe esta inversión de las curvas es CTI (Compresión – Tracción Inversa).

La siguiente imagen compara la curva real de CTI de un espécimen del material de partida cortado a 0° de la dirección de laminación con la curva de tracción del material de partida de un espécimen cortado en la misma dirección (ver Fig 3-13). En ella se puede ver la semejanza entre dichas curvas y por lo tanto la validación del ensayo de compresión – tracción. También se puede observar que el endurecimiento que presenta el Inconel 718 no es puramente cinemático, más bien se puede observar un endurecimiento mixto. El análisis también se ha realizado alcanzando el 6% de deformación plástica (ver Fig 3-14).

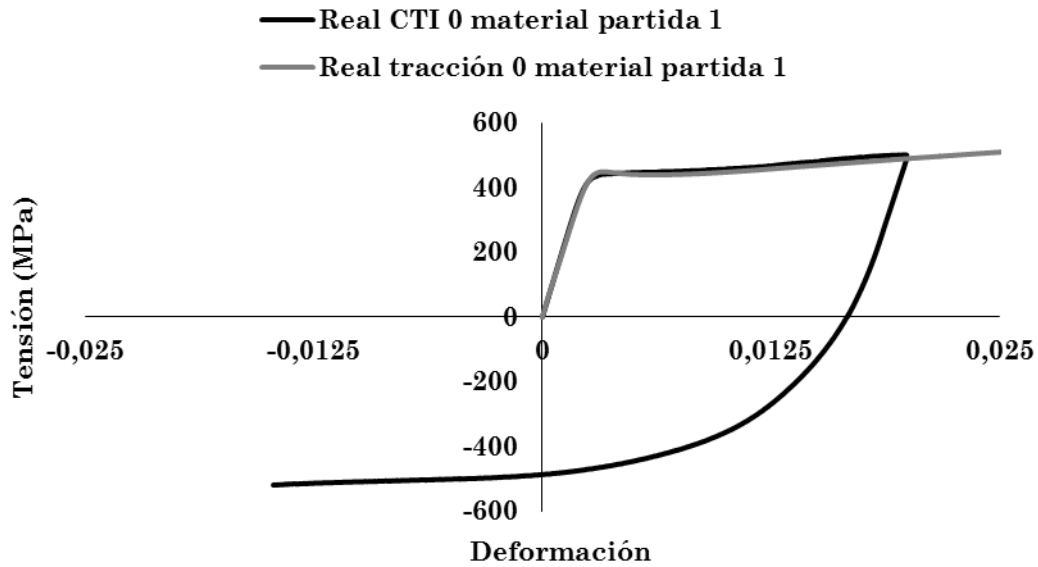


Fig 3-13: Comparación de curva de CTI de una probeta cortada a 0° del material de partida deformada plásticamente hasta el 2% a compresión y una curva de tracción del mismo material

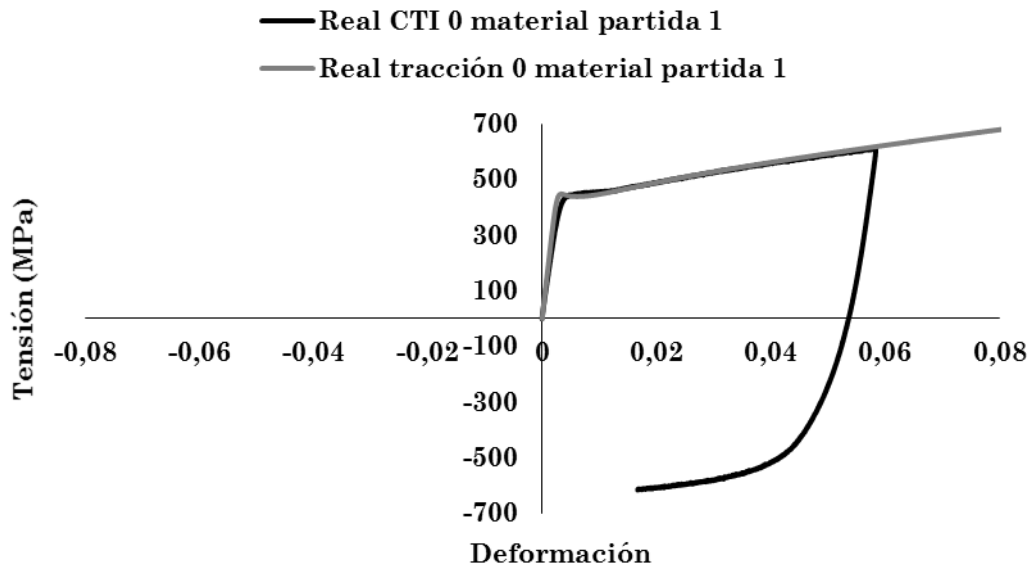


Fig 3-14: Comparación de curva de CTI de una probeta cortada a 0° del material de partida deformada plásticamente hasta el 6% a compresión y una curva de tracción del mismo material

Tal y como se verá más adelante en el apartado Modelización del endurecimiento, la modelización del endurecimiento cinemático del Inconel 718 se ha realizado mediante el modelo de endurecimiento de Autoform. Este modeliza el endurecimiento cinemático del Inconel 718 mediante el ajuste automático de una o más curvas que hagan referencia a la inversión de la dirección de la carga. Esta característica es el motivo por el cual se ha extendido el análisis anterior alcanzando el 6% de deformación plástica del Inconel 718 antes de invertir la dirección de la carga.

En la Fig 3-15 se muestran la curva real de CTI y la curva de tracción de especímenes cortados en la dirección de laminación del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. En esta ocasión el parecido entre curvas también es destacable.

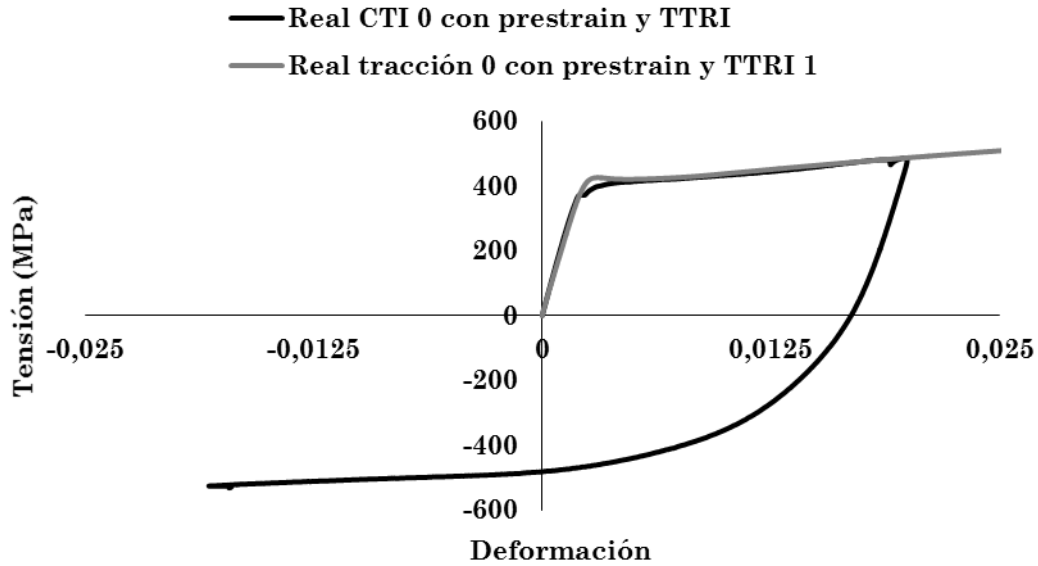


Fig 3-15: Comparación de curva de CTI de una probeta cortada a 0° del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI deformada plásticamente hasta el 2% a compresión y una curva de tracción del mismo material

La imagen que se muestra a continuación (ver Fig 3-16) compara la curva de CTI de un espécimen cortado a 0° de la dirección de laminación del material de partida con la curva de CTI de una probeta del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI cortada en la misma dirección.

Tal y como se puede observar en la imagen, ambas curvas son muy parecidas. Esto quiere decir que el TTRI elimina las tensiones residuales provocadas por el estiramiento y restaura por completo las propiedades mecánicas del Inconel 718.

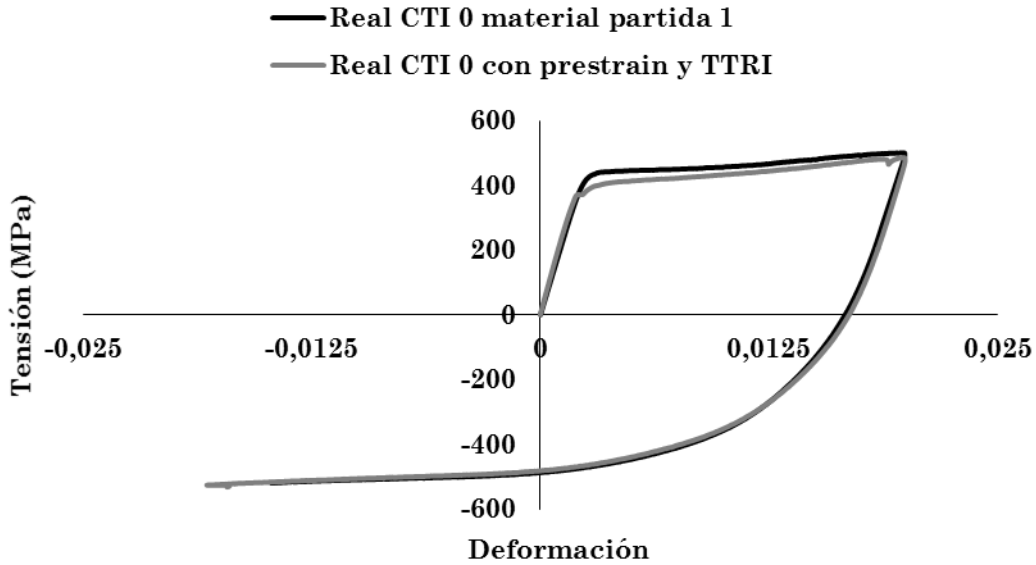


Fig 3-16: Comparación de curva de CTI de una probeta cortada a 0° del material de partida deformada plásticamente hasta el 2% a compresión y curva de CTI de una probeta cortada a 0° del material tratado térmicamente con un TTRI deformada plásticamente hasta el 2% a compresión

La Fig 3-17 muestra la curva CTI de un espécimen cortado a 90° de la dirección de laminación del material de partida y la curva de tracción de un espécimen cortado en la misma dirección de dicho material. En esta ocasión el parecido también es destacable.

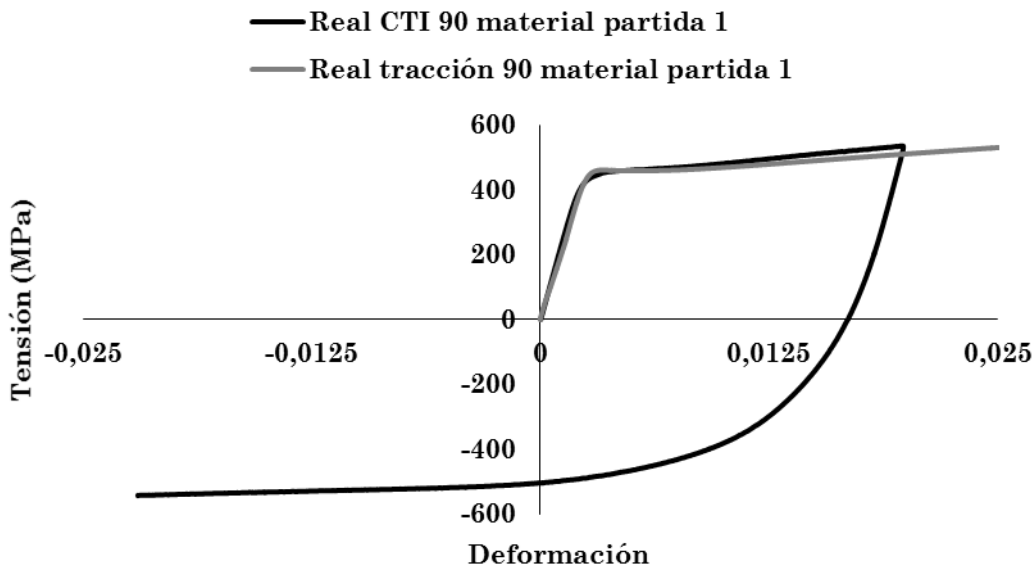


Fig 3-17: Comparación de curva de CTI de una probeta cortada a 90° del material de partida deformada plásticamente hasta el 2% a compresión y una curva de tracción del mismo material

A continuación se realiza el mismo análisis anterior, pero esta vez con especímenes de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI (ver Fig 3-18). En esta ocasión las curvas también se parecen.

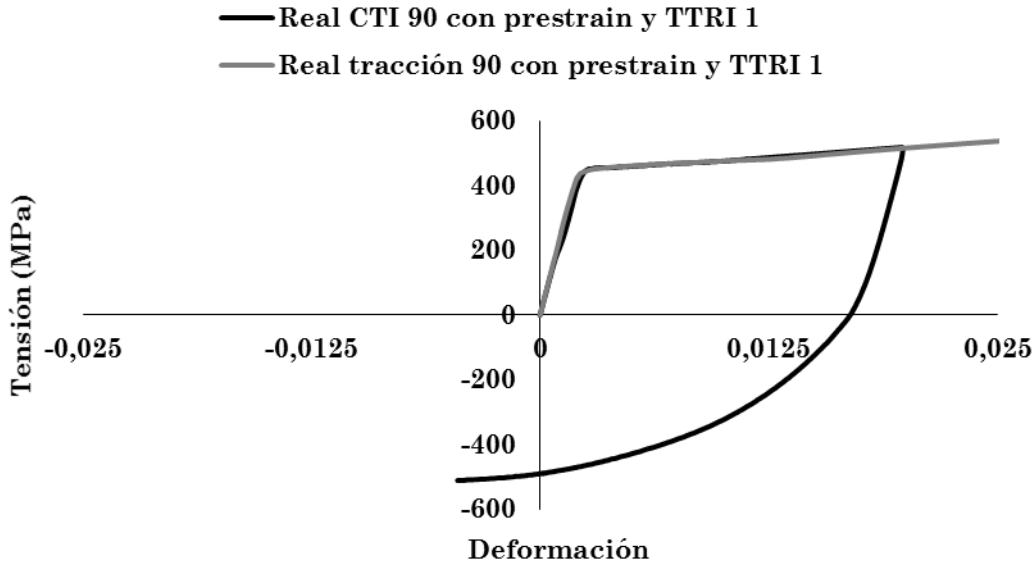


Fig 3-18: Comparación de curva de CTI de una probeta cortada a 90° del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI deformada plásticamente hasta el 2% a compresión y una curva de tracción del mismo material

La Fig 3-19 compara las curvas CTI de especímenes cortados a 90° de la dirección de laminación del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. Hay una ligera diferencia tras la inversión de la carga, pero se presume que en esta ocasión también el material estirado hay sido restaurado tras el TTRI.

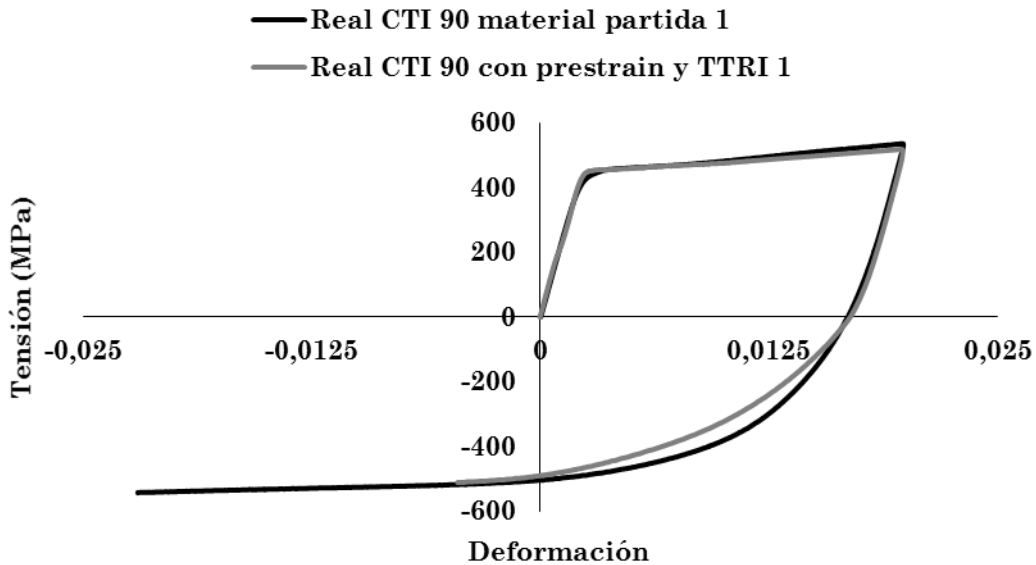


Fig 3-19: Comparación de curva de CTI de una probeta cortada a 0° del material de partida deformada plásticamente hasta el 2% a compresión y curva de CTI de una probeta cortada a 0° del material tratado térmicamente con un TTRI deformada plásticamente hasta el 2% a compresión

3.6 Caracterización de la conformabilidad del material

Tal y como se puede ver en el apartado bibliográfico Tratamientos térmicos, el uso de TTRI es habitual a la hora de conformar materiales como el aluminio. Por ejemplo, Siefert et al. (2011) y El Fakir et al. (2014) analizan la conformabilidad de aluminios de la serie 5000 en función de varios tratamientos térmicos y muestran como la conformabilidad del aluminio aumenta después del uso de dichos tratamientos térmicos.

En ocasiones las geometrías de las piezas a conformar de Inconel 718, exigen un nivel de deformación muy elevado y es necesario interrumpir el proceso de embutición para restituir el material mediante un recocido. Debido a ello, se presume que realizar el estudio relacionado con el incremento de la conformabilidad mediante TTRI puede ser de gran interés.

3.6.1 Procedimientos experimentales

En el apartado Caracterización de la conformabilidad del material, por un lado se ha analizado el efecto del TTRI en la elongación a rotura de especímenes de material que previamente se han estirado hasta el 22% de deformación plástica. Se ha analizado dicho efecto en especímenes de material cortado a 0°, 45° y 90° de la dirección de laminación. Para realizar este análisis se ha utilizado la máquina de tracción Instron Zwick / Roell Zmart.PRO 5 Tn, la geometría de las probetas se ha definido siguiendo la norma UNE – E 10002 – 1.

Por otro lado, se ha analizado el límite de conformabilidad del material de partida y del material estirado y con un TTRI mediante el ensayo Nakajima. Para llevar a cabo los ensayos se ha utilizado una prensa servo hidráulica de doble efecto. Para analizar la deformación y rotura de las probetas se ha utilizado el sistema de medición de GOM Aramis.

El prestrain de los especímenes se ha realizado embutiendo los especímenes objeto de análisis en el utillaje Nakajima hasta alcanzar el 25% de deformación de la deformación máxima que alcanzaría cada probeta en dicho utillaje. Una vez estiradas todas las probetas se han introducido en el horno para realizar el TTRI.

Para poder analizar la conformabilidad del material adecuadamente, el coeficiente de fricción entre el punzón y el material debe ser prácticamente nulo. Para lograrlo se ha utilizado el lubricante Condat Vicafil TFH 4002 sobre los especímenes antes de realizar los ensayos. Pero para poder aplicarlo, es necesario aplicar antes una capa del spray de grafito condat G – Start. El lubricante se aplica con la ayuda de un rodillo de espuma una vez que la imprimación se ha secado. Por el otro lado de la probeta se pinta un patrón de puntos

negros sobre una capa de pintura blanca para que el sistema GOM Aramis logre captar su desplazamiento, que posteriormente a través del programa de análisis se traducen en deformaciones.

Según la norma ISO 12004-2 (2008) del ensayo Nakajima, las geometrías de las probetas que no son equibiaxiales deben comprenderse dentro de unas medidas concretas. El largo de la zona calibrada de la probeta debe oscilar entre 25 – 50 mm, mientras que el radio de transición de la zona calibrada debe de estar comprendido entre 20 – 30 mm. Para realizar el estudio de conformabilidad del Inconel 718 se han definido cinco probetas de geometrías diferentes (ver Fig 3-20). Las geometrías A, B, D y E cumplen con la norma en cuanto a las limitaciones mencionadas sobre las medidas de los especímenes, pero la geometría C está fuera de esta. Esto es debido a que no es posible definir bajo norma unas geometrías válidas para los ratios de deformación de tensión plana (C).

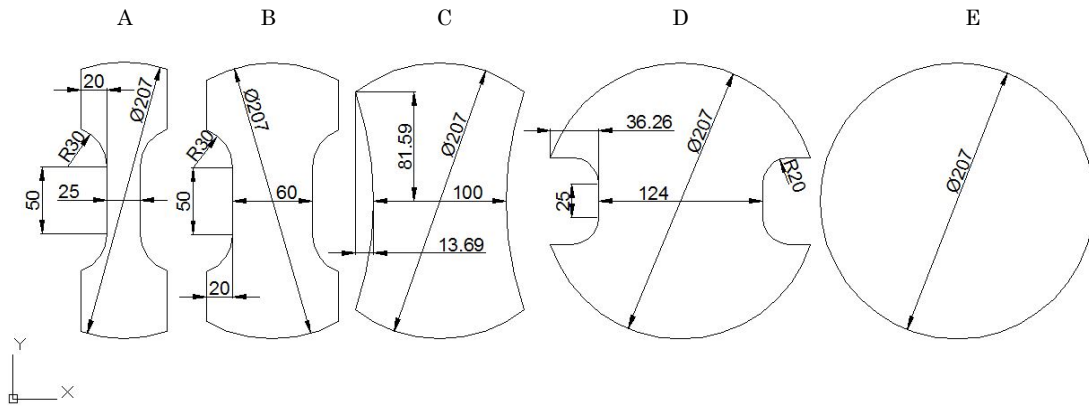


Fig 3-20: Detalle de las geometrías de las probetas de Inconel 718 para el ensayo Nakajima

En la Fig 3-21 se muestran probetas de la geometría tipo A estiradas a dos niveles diferentes de deformación y con un TTRI.

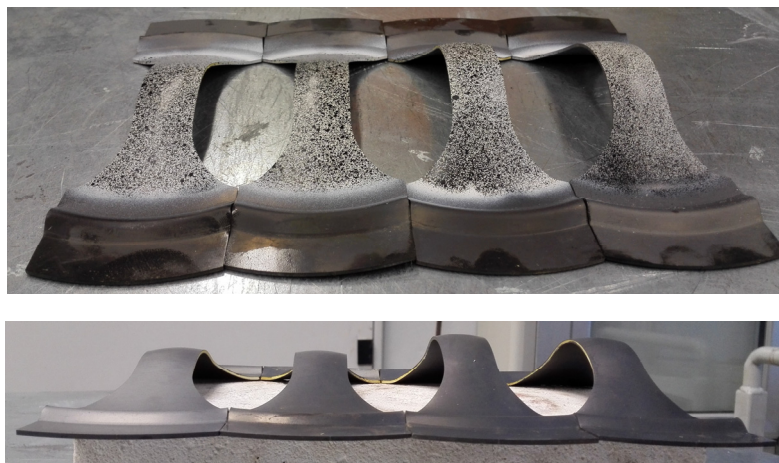


Fig 3-21: Probetas de geometría tipo A estiradas hasta el 25% y 50% del camino de deformación del material de partida y tratadas térmicamente con un TTRI

3.6.2 Análisis de los resultados experimentales

En la primera parte de este apartado, se muestran los efectos del TTRI en la elongación a rotura de probetas de Inconel 718 previamente estiradas hasta el 22% de deformación plástica. En la Fig 3-22 se muestran tres curvas de tracción ingenieriles de especímenes cortados en la dirección de laminación, por un lado la del material estirado hasta el 22% de deformación plástica, por otro lado la del material de partida hasta rotura y por otro la del material que ha sido estirado y tratado térmicamente con un TTRI hasta rotura. Esta última se ha desfasado hasta el 22% de deformación plástica para reflejar el estiramiento previo hasta dicho porcentaje de deformación. Tal y como se ve en la Fig 3-22 tras el TTRI el material aumenta en torno a un 20% su conformabilidad. Esto quiere decir que el material se ha restaurado.

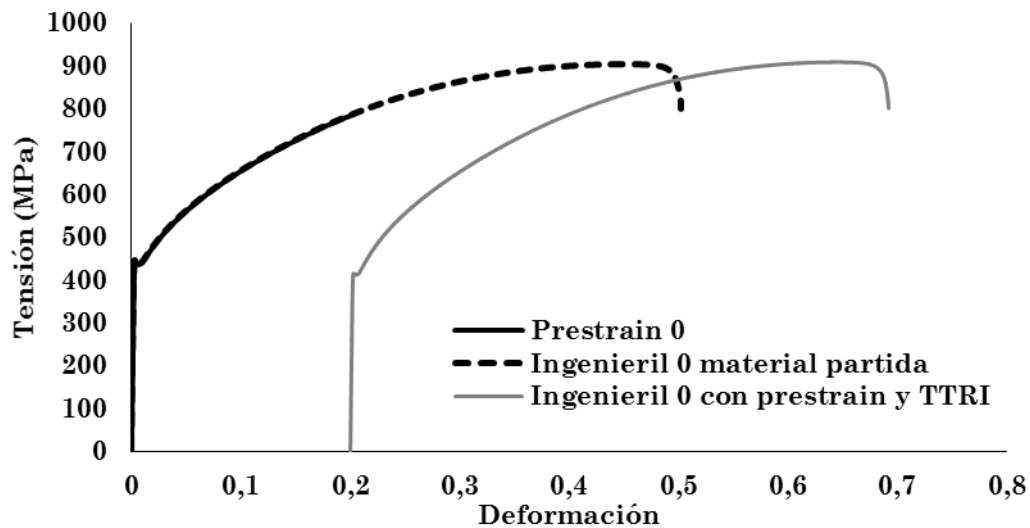


Fig 3-22: Aumento de la elongación a rotura en la dirección de laminación

En la siguiente imagen (ver Fig 3-23) se superponen las curvas de tracción ingenieriles del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. Se puede observar como el comportamiento de este último es exactamente igual que el material de partida. Esto quiere decir que el material ha restaurado por completo sus propiedades mecánicas.

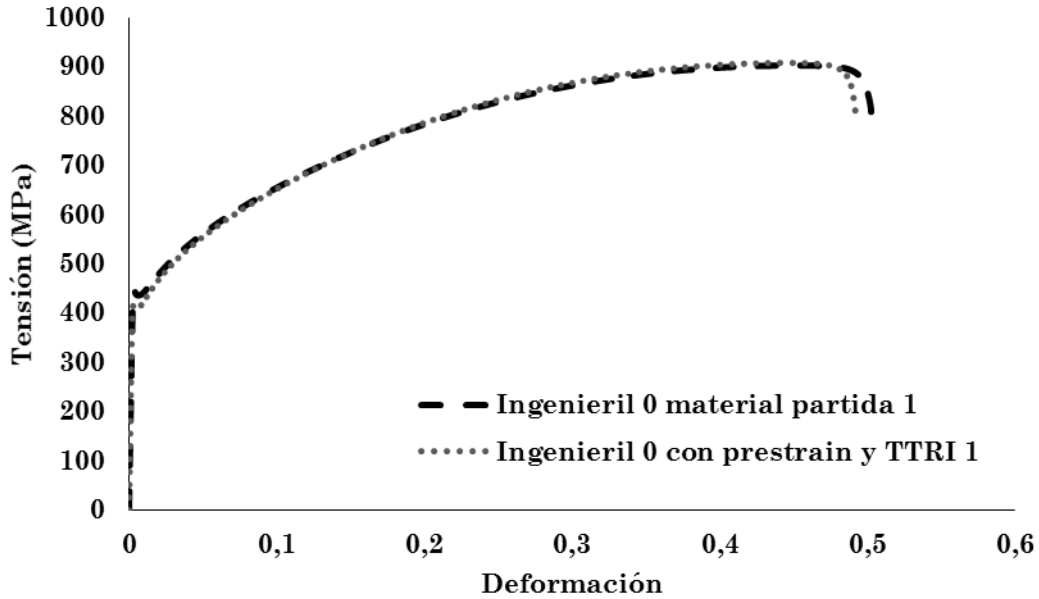


Fig 3-23: Comparación de las curvas ingenieriles del material de partida y del material estirado y con TTRI en la dirección de laminación

En la figura que se muestra a continuación (ver Fig 3-24) se hace el mismo análisis que antes pero esta vez con especímenes cortados a 45° de la dirección de laminación. En esta ocasión el aumento de la conformabilidad no es semejante al obtenido en los especímenes cortados en la dirección de laminación, ya que es en torno al 5% en vez del 20% esperado.

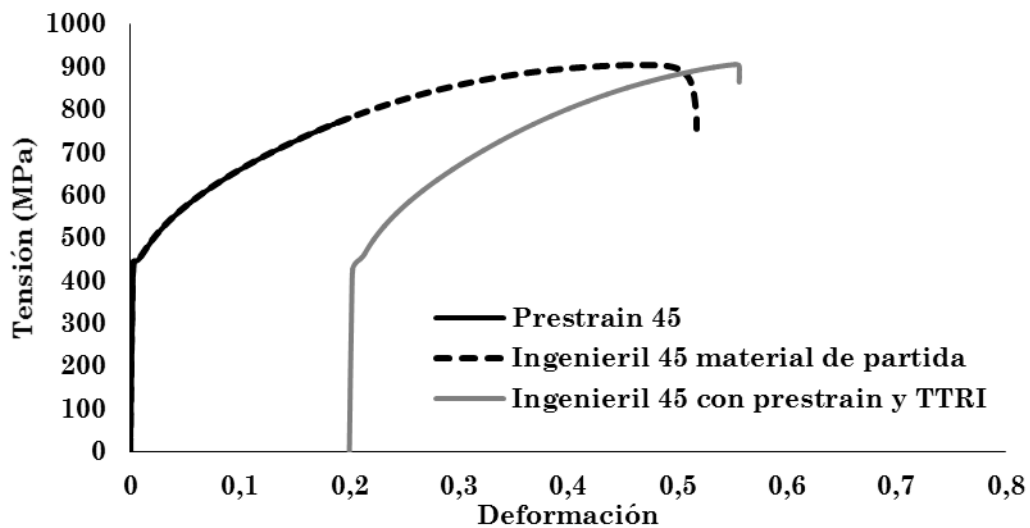


Fig 3-24: Aumento de la elongación a rotura a 45° de la dirección de laminación

Al superponer las curvas de tracción ingenieriles de probetas del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI cortadas a 45° de la dirección de laminación, se puede ver como el comportamiento mecánico no es exactamente igual. La forma en la que endurecen y el límite elástico de ambos tipos de especímenes es semejante,

pero la tensión última y el alargamiento del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI es menor que la del material de partida (ver Fig 3-25).

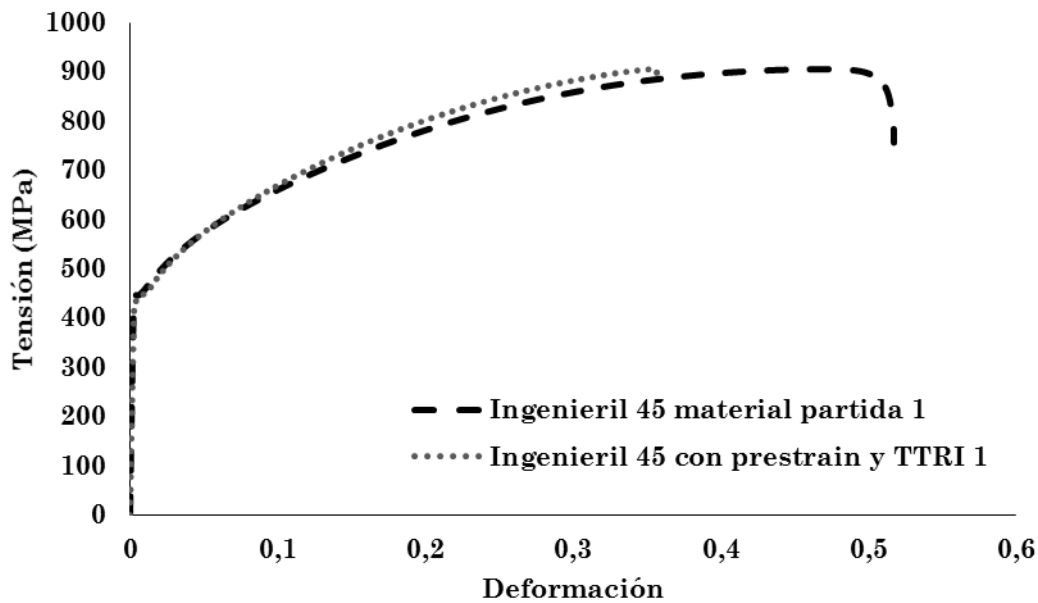


Fig 3-25: Comparación de las curvas ingenieriles del material de partida y del material estirado y con TTRI a 45° de la dirección de laminación

A continuación se muestran las curvas de tracción ingenieriles de especímenes cortados a 90° de la dirección de laminación del material de partida, material estirado y material estirado y tratado térmicamente con un TTRI (ver Fig 3-26). En esta ocasión, el aumento de conformabilidad (en torno al 1,5%) de estas últimas, también es menor que el porcentaje de deformación plástica inducido por el estiramiento previo.

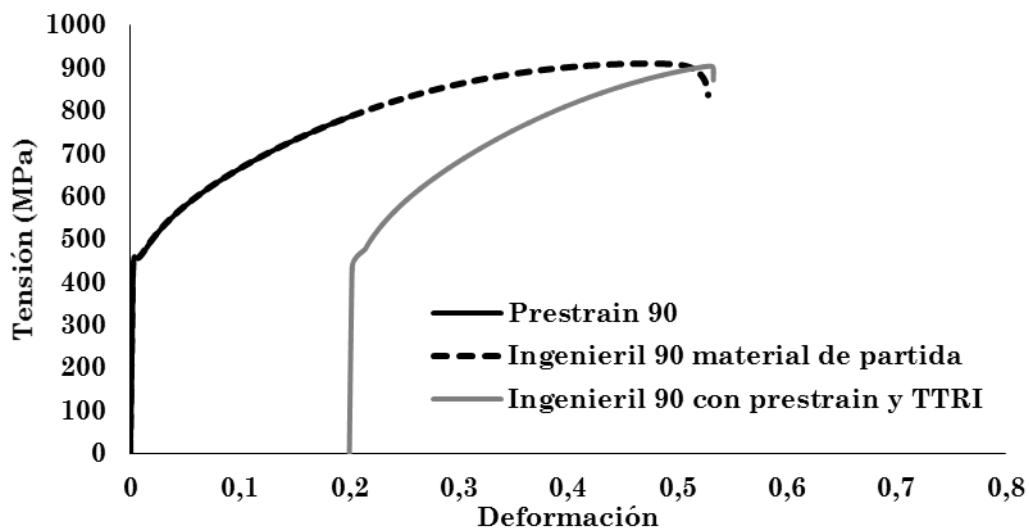


Fig 3-26: Aumento de la elongación a rotura en la dirección transversal de laminación

Al superponer las curvas de tracción ingenieriles, se puede observar que el endurecimiento y el límite elástico de los especímenes cortados a 90° de la dirección de laminación que han

sido estirados y tratados térmicamente con un TTRI es similar al del material de partida, mientras que la tensión última y el alargamiento de la probetas es menor (ver Fig 3-27).

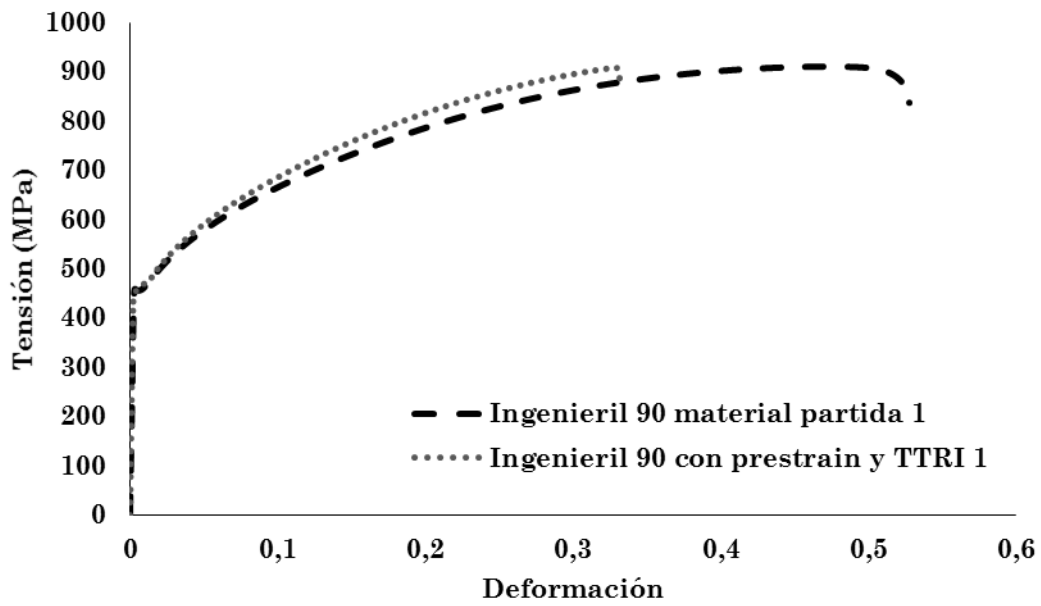


Fig 3-27: Comparación de las curvas ingenieriles del material de partida y del material estirado y con TTRI en la dirección transversal de laminación

A continuación se muestra el diagrama FLD basado en deformaciones del Inconel 718 (ver Fig 3-28), el cual se ha utilizado para realizar los análisis numéricos que se muestran más adelante en el apartado Modelización de la conformabilidad.

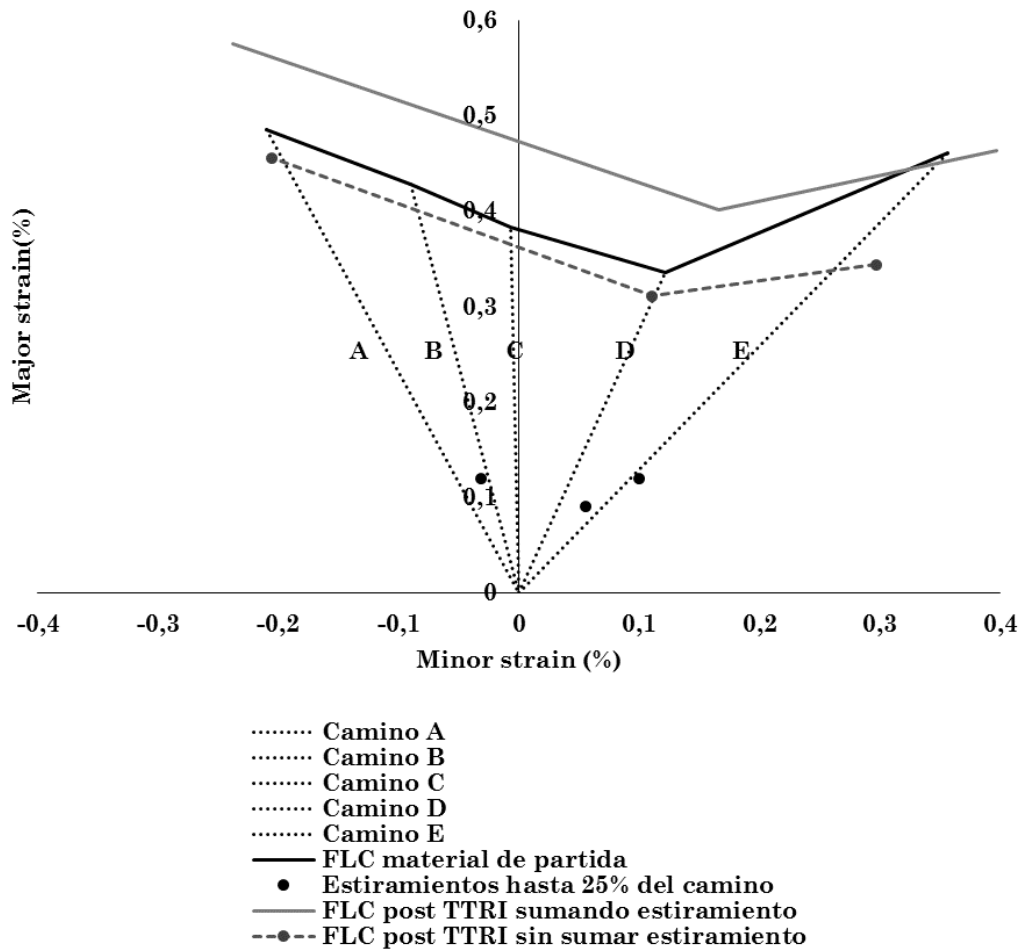


Fig 3-28: Diagrama FLD del Inconel 718. Curva FLC del material de partida vs curva FLC del material estirado y con TTRI

En la Fig 3-28 se pueden observar varias curvas FLC. Una de ellas es la curva que representa la conformabilidad del material de partida. Otra es la del material que ha sido estirado previamente hasta el 25% del camino de deformación y que posteriormente ha sido tratado térmicamente con un TTRI, pero sin sumar su estiramiento. La última curva FLC, es la del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI sumando el estiramiento previo. También se muestran los estiramientos de las probetas A, D y E.

En el diagrama FLD se puede ver como las geometrías A y D que previamente fueron estiradas hasta el 25% de deformación de sus caminos se restauran prácticamente del todo tras haber sido tratadas térmicamente con un TTRI. En cambio, se puede apreciar como no ocurre lo mismo con la geometría de probeta E. La restauración y el aumento de conformabilidad es menor que en los casos anteriores.

A continuación se analiza detalladamente la deformación real que sufre cada geometría tras ser estirada y tratada térmicamente con un TTRI y se compara con la deformación teórica que debería de haber alcanzado suponiendo que la restauración y el incremento de conformabilidad es directamente proporcional al estiramiento previo de cada geometría.

En la primera gráfica (ver Fig 3-29), se muestra cuantitativamente el incremento de la conformabilidad de la probeta A (Mayor Strain (%)) tras haber sido estirada hasta el 25% de deformación del camino original de la curva FLC del material de partida y posteriormente tratada con un TTRI.

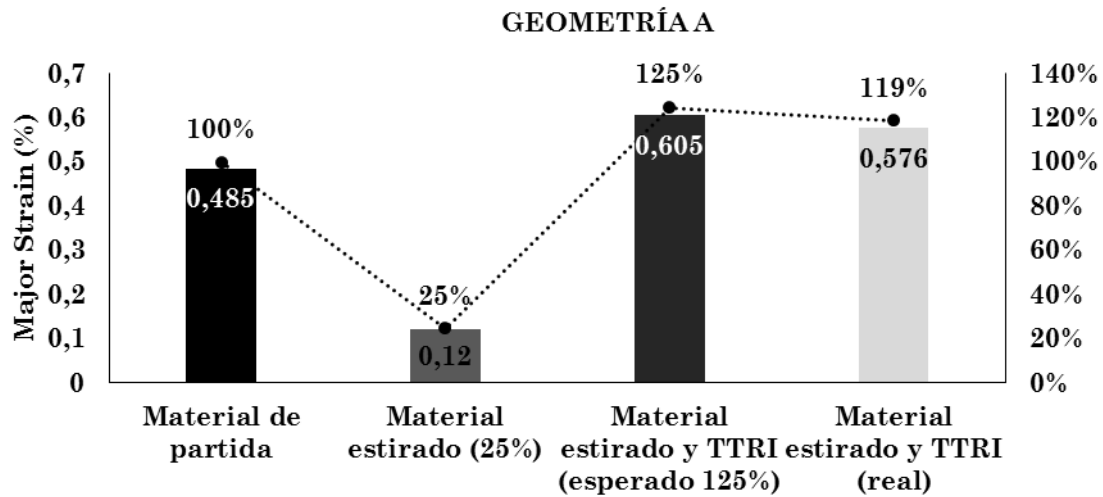


Fig 3-29: Análisis cuantitativo (Mayor Strain (%)) del incremento de la conformabilidad de la geometría de la probeta A estirada hasta el 25% de deformación del camino original de la curva FLC del material de partida y posteriormente tratada con un TTRI

En la gráfica anterior se puede observar que el aumento de conformabilidad real de la probeta A es similar al esperado, los resultados obtenidos tan solo difieren en un 6%. A continuación se realiza el mismo análisis con la probeta D (ver Fig 3-30).

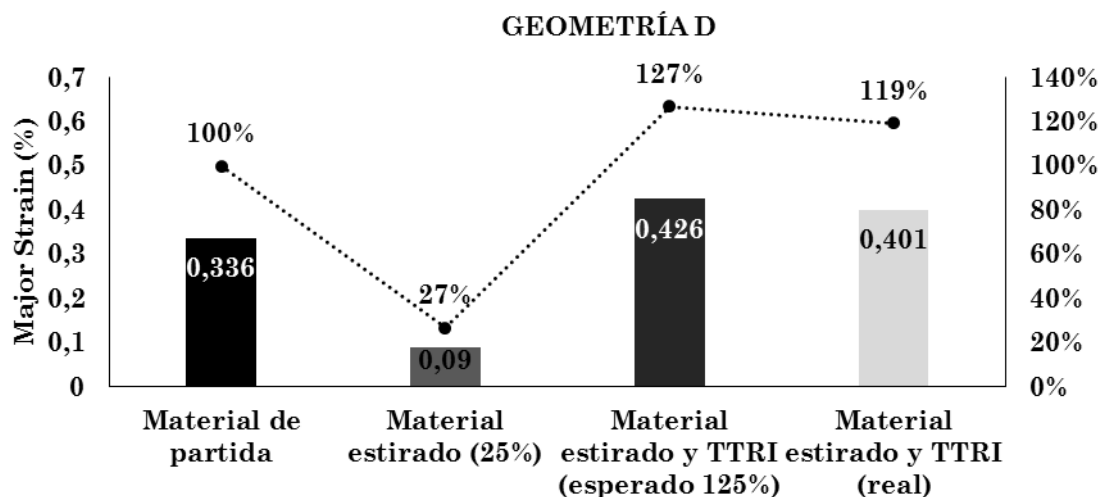


Fig 3-30: Análisis cuantitativo (Mayor Strain (%)) del incremento de la conformabilidad de la geometría de la probeta D estirada hasta el 25% de deformación del camino original de la curva FLC del material de partida y posteriormente tratada con un TTRI

En esta ocasión, se puede observar que el aumento de conformabilidad real de la probeta D difiere en un 8% respecto al incremento de conformabilidad esperado. En la siguiente figura se muestra el análisis de la probeta E (ver Fig 3-31).

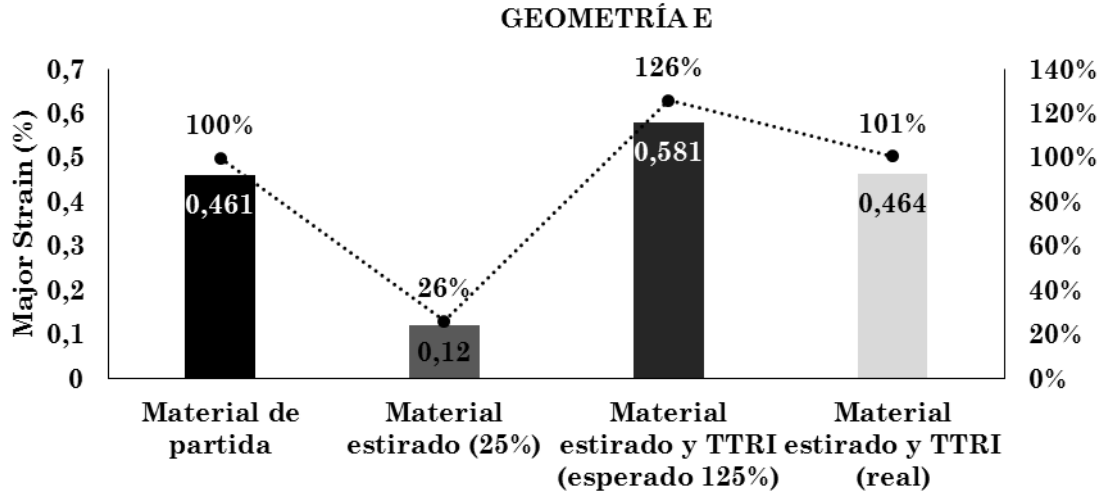


Fig 3-31: Análisis cuantitativo (Mayor Strain (%)) del incremento de la conformabilidad de la geometría de la probeta E estirada hasta el 25% de deformación del camino original de la curva FLC del material de partida y posteriormente tratada con un TTRI

En la gráfica anterior se puede observar que la diferencia entre la conformabilidad real de la probeta E y la esperada, es considerable. Tras el TTRI, la probeta E solo ha aumentado un 1% la conformabilidad respecto al valor de deformación alcanzado durante la caracterización de la probeta E del material de partida. A continuación se muestra otro análisis diferente, esta vez centrado en la deformación Minor Strain (ver Fig 3-32).

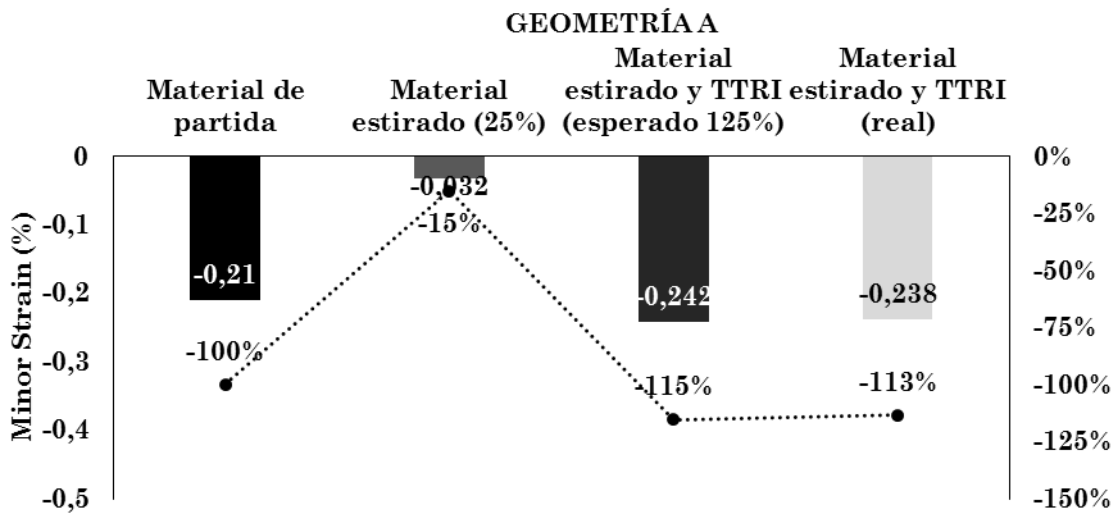


Fig 3-32: Análisis cuantitativo (Minor Strain (%)) del incremento de la conformabilidad de la geometría de la probeta A estirada hasta el 25% de deformación del camino original de la curva FLC del material de partida y posteriormente tratada con un TTRI

En la Fig 3-32 se puede observar que la conformabilidad real de la probeta A difiere en un 2% respecto al incremento de conformabilidad esperado. A continuación se muestra el análisis de la probeta D (ver Fig 3-33).

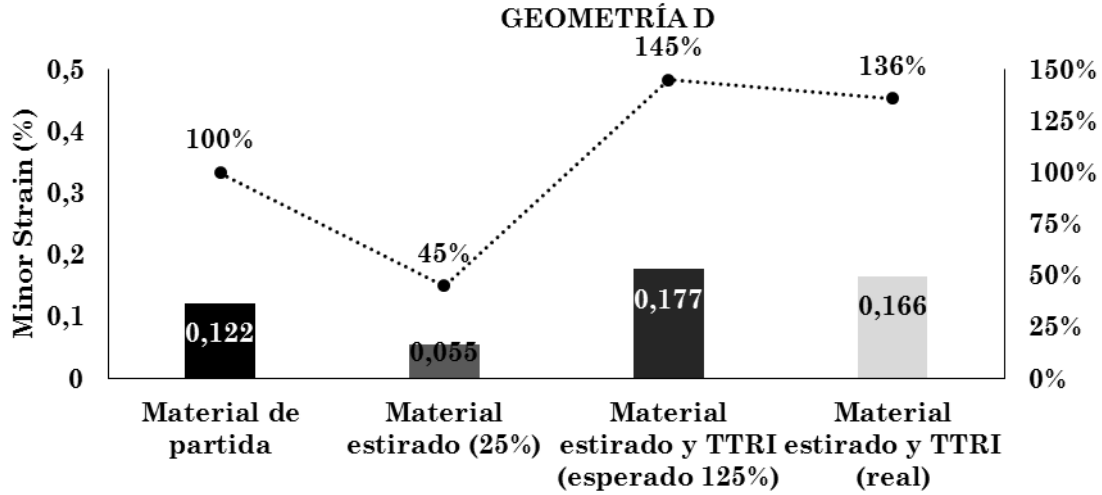


Fig 3-33: Análisis cuantitativo (Minor Strain (%)) del incremento de la conformabilidad de la geometría de la probeta D estirada hasta el 25% de deformación del camino original de la curva FLC del material de partida y posteriormente tratada con un TTRI

En esta ocasión, el porcentaje de deformación real de la probeta D difiere en un 9% del porcentaje de deformación total esperado. Finalmente para concluir con este estudio se muestra el análisis de la probeta E (ver Fig 3-34).

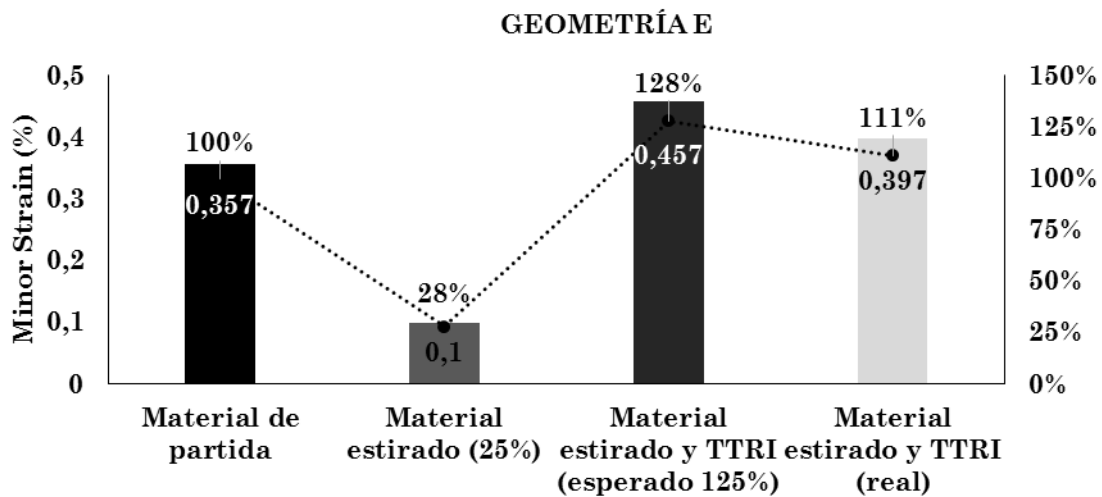


Fig 3-34: Análisis cuantitativo (Minor Strain (%)) del incremento de la conformabilidad de la geometría de la probeta E estirada hasta el 25% de deformación del camino original de la curva FLC del material de partida y posteriormente tratada con un TTRI

En la gráfica anterior, se puede observar que la diferencia entre el incremento de conformabilidad real de la probeta E y la conformabilidad esperada es de un 17%.

En los gráficos de barras de las figuras anteriores se puede ver como el porcentaje de restauración real de la geometría del camino biaxial (E) es menor que la del resto de geometrías.

Como se ha mencionado antes en el apartado bibliográfico Conformabilidad del material, se sabe que el límite de fluencia de la zona equibiaxial del diagrama FLD está muy próximo al límite de fractura (Li et al. 2013; Martins et al. 2014). Con el diagrama FLD basado en deformaciones, no es posible confirmar que la geometría de probeta E haya superado el límite de fractura antes que el de fluencia, o si han coincidido en el mismo punto. Lo que se puede apreciar en las gráficas es que la restauración en este punto es menor que la del resto. En los trabajos realizados por Li et al. (2011), Li et al. (2013) y Li (2011) se analiza la conformabilidad del aluminio AA 5182-O conformado en dos etapas y con un tratamiento térmico intermedio. En ellos se puede observar como el punto equibiaxial también presenta una restauración menor que la del resto y se presume que puede ser debido a que se alcanza antes el límite de fractura del material antes que el de fluencia.

3.7 Caracterización microestructural

Tal y como se ha comentado antes en el apartado Material y tratamiento térmico, en el presente apartado se realiza un estudio más avanzado de la microestructura del Inconel 718, con la finalidad de obtener más información acerca de los efectos del TTRI en la microestructura del Inconel 718 previamente estirado. Este apartado de Caracterización m, como el resto de apartados del Capítulo 3, también está dividido en dos subapartados. En el primer subapartado se muestra la metodología de ensayo para realizar la caracterización metalográfica y a continuación se muestran los resultados obtenidos.

3.7.1 Procedimientos experimentales

En el presente apartado se describen los procedimientos experimentales para realizar la caracterización metalográfica avanzada del Inconel 718.

Para realizar el estudio que se muestra a continuación, se han utilizado las mismas muestras de material utilizadas anteriormente para el análisis microestructural realizado mediante el microscopio óptico. Como se ha mencionado anteriormente las muestras de Inconel 718 analizadas corresponden a la zona central de la zona calibrada de probetas de tracción cortadas en la dirección de laminación del material de partida, material estirado y material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. Las muestras están engastadas con baquelita conductora Polyfast de Struers de manera que el plano descubierto para realizar las fotos corresponda al plano principal de la chapa de Inconel 718. Al igual que en el

estudio microscópico inicial, para realizar las fotos del presente estudio, las muestras se han orientado haciendo coincidir el eje X del microscopio electrónico con la dirección de laminación.

El procedimiento de preparación de las muestras para su posterior análisis en el microscopio electrónico equipado con sensores CBS y ETD es el mismo que el descrito en la Tabla 3-4. El ataque de las muestras también se realiza con Grundy. En cambio para realizar el análisis en el microscopio electrónico equipado con un sensor EBSD, además de seguir los pasos de preparación de muestras de la Tabla 3-4 hay que añadir una etapa más de pulido. En esta etapa de pulido se utiliza el paño de 0,05 μm a una velocidad de 50-80 rpm durante una hora. La pasta utilizada en esta ocasión es de sílice coloidal rebajada con agua al 50%. En esta ocasión no es necesario atacar la superficie de las muestras para llevar a cabo el estudio de las mismas.

3.7.2 Análisis de los resultados experimentales

Tal y como se ha observado anteriormente en la Fig 3-3 del apartado Material y tratamiento térmico, la equiaxialidad y similitud de tamaño que existe entre los granos del material de partida y los del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI es evidente, lo cual indica que el tratamiento térmico restaura la microestructura del Inconel 718. Como se ha comentado antes, en este apartado se muestran los resultados experimentales de la caracterización metalográfica avanzada del Inconel 718.

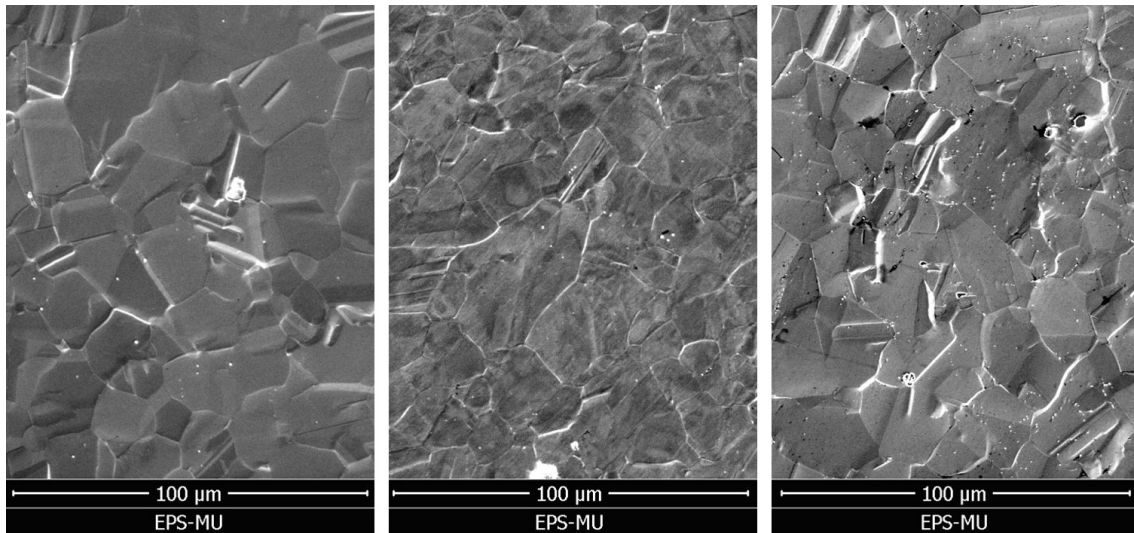


Fig 3-35: Fotos de muestras de Inconel 718 obtenidas con un microscopio SEM FEI NOVA NANOSEM 4 mediante el sensor ETD y una magnitud de 650 aumentos. Izquierda: material de partida. Centro: material estirado hasta el 22% de deformación plástica. Derecha: material estirado hasta el 22% de deformación plástica y con TTRI

Las fotos anteriores corresponden a las fotos obtenidas mediante el microscopio electrónico SEM FEI NOVA NANOSEM 4 (ver Fig 3-35). En ellas se pueden observar las mismas apreciaciones realizadas anteriormente en cuanto a tamaño de grano y restauración de la microestructura.

Tal y como se ha mencionado antes, también se ha extendido el análisis microscópico mediante el uso del detector EBSD del microscopio SEM Zeiss Ultra Plus Field Emission del centro de investigación de IK4 Lortek. En la Fig 3-36 se muestran los mapas de orientación cristalográfica IPF del Inconel 718. En ellos se puede observar de manera visual la similitud entre la orientación preferencial de los granos del material de partida y los del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

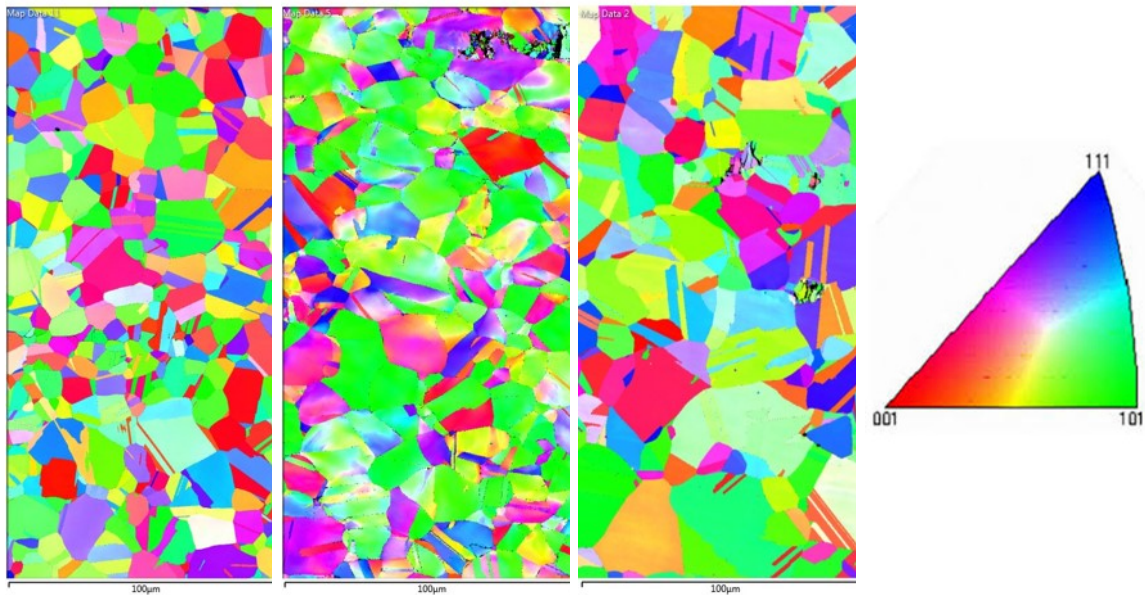


Fig 3-36: Mapas de orientación cristalográfica IPF del Inconel 718 (magnitud 1000x). Izquierda: material de partida. Centro: material estirado hasta el 22% de deformación plástica. Derecha: material estirado hasta el 22% de deformación plástica y con TTRI

Por otro lado en la Fig 3-37 se muestra mediante mapas PF (Pole Figures) la orientación preferencial de los granos de las muestras analizadas. En ellos se puede observar de nuevo, la similitud existente entre la orientación preferencial del material de partida y la del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. Por otro lado se observa como la orientación del material estirado sigue el mismo patrón que la del material de partida pero de una manera más acentuada. Esto es un indicativo del efecto restaurador a nivel microestructural originado por el tratamiento térmico de TTRI.

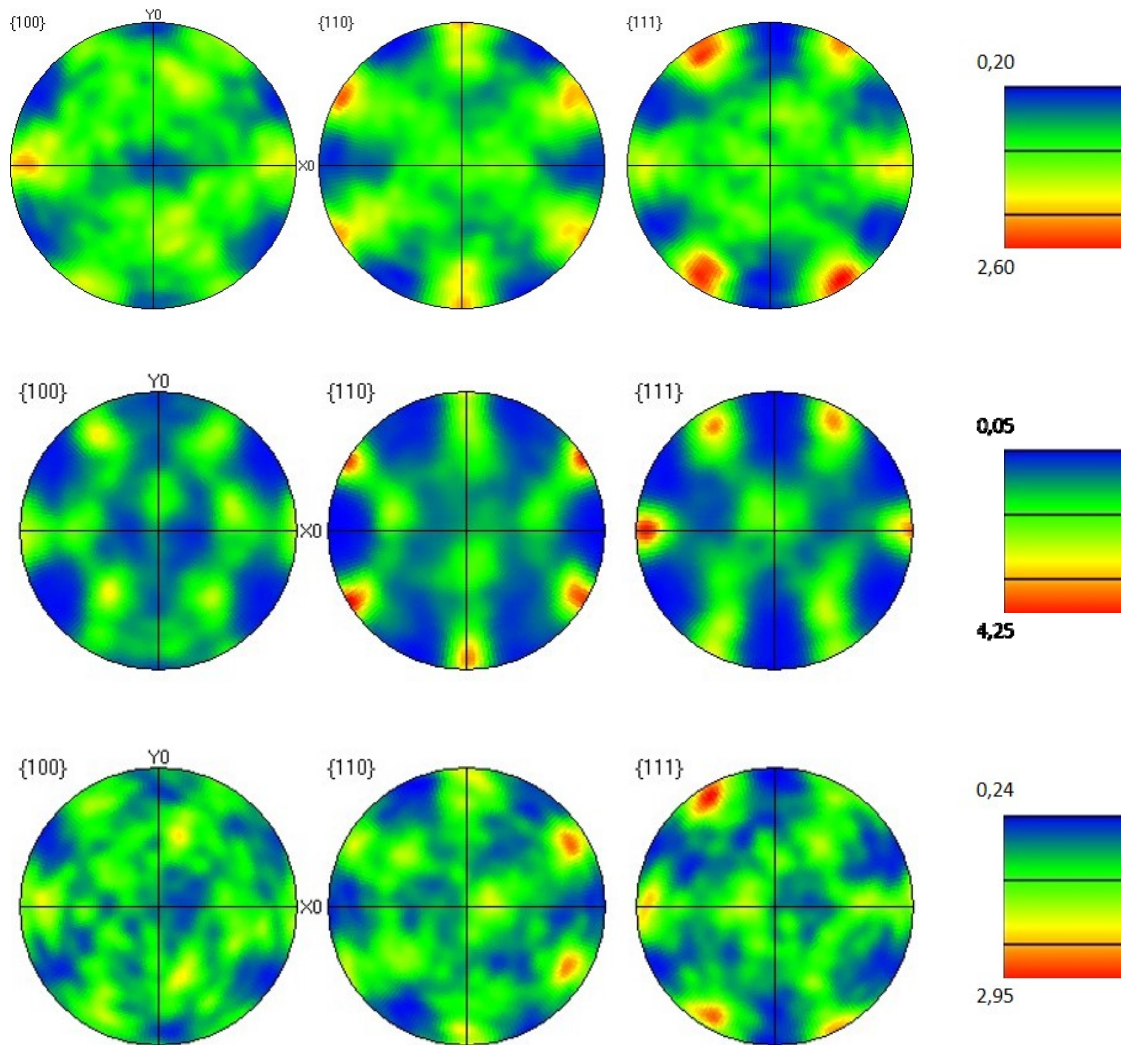


Fig 3-37: Mapas PF del Inconel 718 (magnitud 500x). Arriba: material de partida. Centro: material estirado hasta el 22% de deformación plástica. Debajo: material estirado hasta el 22% de deformación plástica y con TTRI

3.8 Caracterización tribológica avanzada

Como se ha mencionado en el apartado Análisis de los parámetros del proceso, el coeficiente de fricción influye directamente en la capacidad que tiene el material para fluir dentro de la cavidad del troquel y por lo tanto afecta al estado tensional final del producto (Albut 2006). Por otro lado, también se ha observado que la distribución tensional afecta a la geometría final del producto, ya que dicha distribución tensional hace que la pieza sufra una cierta recuperación elástica (springback) una vez abierto el troquel.

Actualmente no existen datos experimentales que reflejen el comportamiento tribológico entre en troquel y el Inconel 718. Por eso, en este apartado se estudia el comportamiento tribológico del Inconel 718 en procesos de embutición a temperatura ambiente. Al igual que

en apartados anteriores, se analiza el material de partida y el material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

3.8.1 Procedimientos experimentales

En este apartado se describen los procedimientos experimentales para analizar el comportamiento tribológico del Inconel 718 en procesos de embutición a temperatura ambiente.

Por un lado, se han analizado las superficies de muestras del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. Por otro lado, mediante el ensayo Strip Drawing se ha realizado un estudio del coeficiente de fricción que hay entre el Inconel 718 y el troquel durante un proceso de embutición. En este último estudio, también se ha analizado el material de partida y el material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

Para realizar el análisis de las superficies de las muestras de material analizadas, se ha utilizado un perfilómetro confocal Sensofar S NEOX (ver Fig 3-38). Se han realizado 3 mediciones en el centro de la zona calibrada de cada tipo de muestra bajo la siguiente configuración:

- Objetivo: 20x
- Muestreo espacial: $0,65 \mu\text{m}$
- Resolución vertical: 8 nm
- Área de medida: $3250 \times 3040 \mu\text{m}^2$

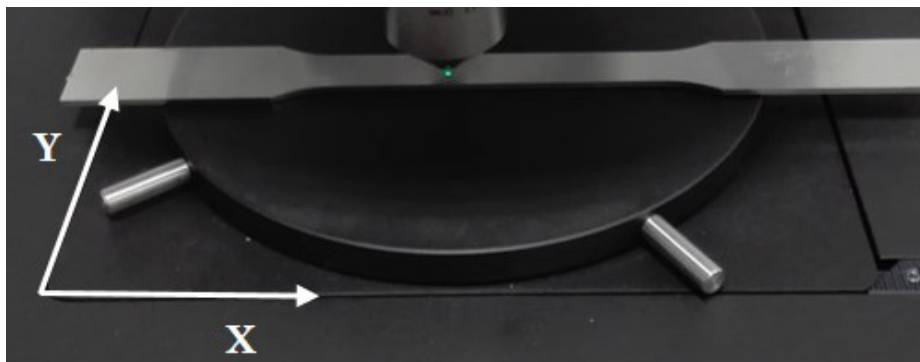


Fig 3-38: Perfilómetro confocal Sensofar S NEOX

El tratamiento de las imágenes se ha realizado a través del software Senso Map Premium 7.4. Se ha usado un filtro gaussiano $\lambda_s = 1,3 \mu\text{m}$ para la extracción del ruido (filtro S) y la forma se ha eliminado mediante un ajuste polinómico de primer grado (operador F), obteniendo así la superficie S-F. Finalmente, se han calculado los parámetros topográficos

en la superficie S-F, seleccionando parámetros topográficos de altura (S_q) e híbridos (S_{dr}) de la norma ISO 25178 (2013) para una completa descripción de la topografía.

Las mediciones se han realizado en el centro de la zona calibrada de probetas de tracción cortadas en la dirección de laminación del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

Por otro lado, tal y como se ha comentado al inicio del apartado, para conocer los coeficientes de fricción de cada uno de los casos analizados anteriormente, se han realizado ensayos de Strip Drawing. Para realizar dichos ensayos se ha utilizado el utillaje desarrollado en Mondragón Unibertsitatea (ver Fig 3-39 izquierda). El utillaje se ha montado en la máquina de ensayos biaxial (ver Fig 3-39 derecha) de la universidad. La máquina está compuesta por cuatro cilindros hidráulicos, dispuestos en forma de cruz. Cada cilindro puede ejercer 25 Tn de fuerza. El control de los cilindros es independiente y se pueden comandar con una consigna de fuerza o de posición.

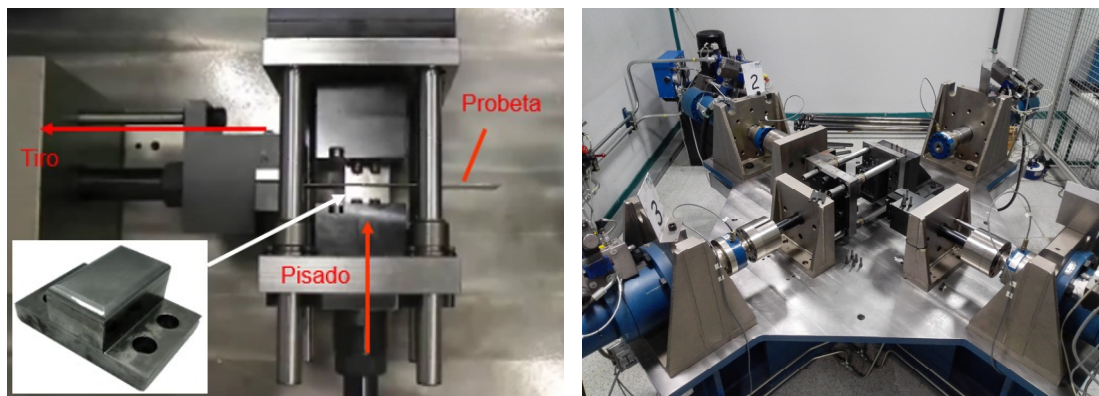


Fig 3-39: Izquierda: utillaje de Strip Drawing test y detalle de los tacos. Derecha: máquina de ensayo biaxial de la Universidad de Mondragón

Para realizar los ensayos de Strip Drawing solo se utilizan dos cilindros, uno para ejercer la fuerza de pisado y otro para sujetar la probeta y realizar el tiro (ver Fig 3-39 izquierda). Tanto el cilindro encargado de ejercer la presión de pisado sobre la chapa, como la escuadra que sirve de tope, están equipados con un taco como el que se puede ver detallado en la Fig 3-39. Estos tacos simulan la superficie de la matriz y el pisador. La superficie de contacto es de $52 \times 26 \text{ mm}^2$ y tanto su acabado superficial como sus características mecánicas son idénticas que las de los troqueles empleados para conformar Inconel 718 a temperatura ambiente (ver Tabla 3-10).

Tabla 3-10: Características mecánicas y superficiales de los tacos del utillaje de Strip Drawing

Material	Ra	Rz
F-522 T	0,22	1,34

Una vez alcanzada la presión de pisado establecida, el cilindro que sujeta la probeta tira de esta 100 mm. Para calcular el coeficiente de fricción (COF) se usa la ley de Coulomb,

$$\mu = \frac{F_t}{2F_p}, \quad (\text{Ec. 3-2})$$

donde, F_t (N) es la fuerza tangencial de tiro y F_p (N) es la fuerza de pisado. El valor de las fuerzas se obtiene directamente de la máquina de ensayo biaxial.

Las probetas del material de partida tienen forma rectangular, sus medidas son 250 mm de largo y 55 mm de ancho. Por otro lado, las probetas que son estiradas y tratadas térmicamente con un TTRI tienen una forma específica para que el estiramiento sea uniforme a lo largo de la zona calibrada de la probeta (ver Fig 3-40).

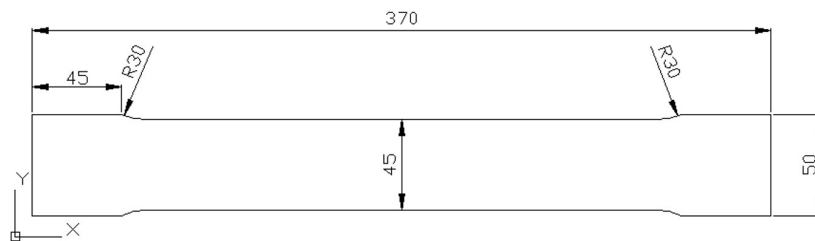


Fig 3-40: Detalle de la geometría de la probeta para analizar el coeficiente de fricción del material estirado y con TTRI

Para estirar las probetas que posteriormente son tratadas térmicamente con un TTRI hasta el 7% de deformación plástica, se ha utilizado la máquina de tracción Instron Zwick / Roell Zmart.PRO de 5 Tn. Para verificar el estiramiento homogéneo de la probeta, se ha utilizado el sistema de medición GOM Aramis (ver Fig 3-41).

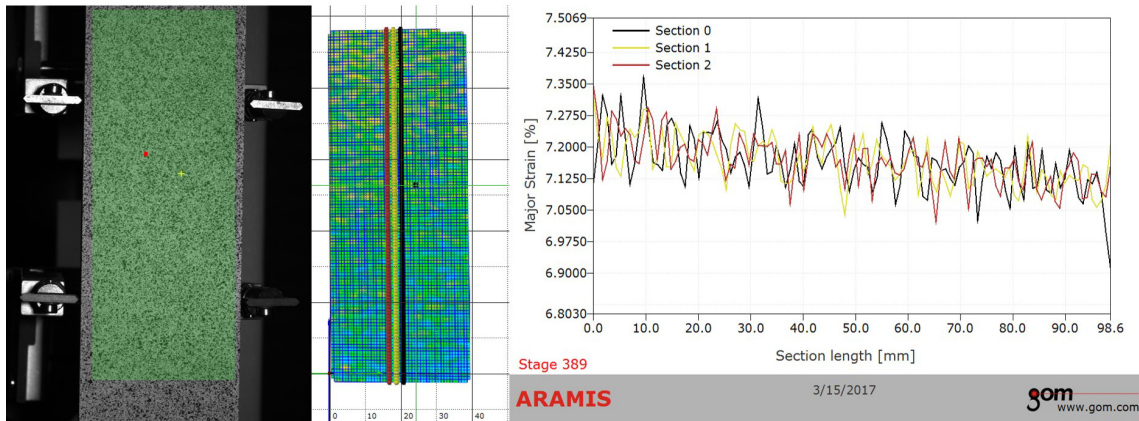


Fig 3-41: Análisis de homogeneidad del estiramiento previo de la probeta optimizada para el análisis del coeficiente de fricción del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI

Se han estudiado diferentes niveles de presión (1,5, 2, 2,5, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 40 y 50 MPa) para analizar la evolución del coeficiente de fricción en función de la presión de contacto ejercida por el punzón sobre la chapa. Para representar las condiciones de contacto reales del proceso de embutición del Inconel 718 a temperatura ambiente, es necesario aplicar el lubricante Condat Vicafil TFH 4002 sobre los especímenes antes de realizar los ensayos. El lubricante no se aplica directamente sobre la chapa, antes hay que aplicar una capa del spray de grafito Condat G – Start.

3.8.2 Análisis de los resultados experimentales

En este apartado se exponen los resultados experimentales relacionados con la caracterización tribológica del Inconel 718. Primero se muestran los resultados obtenidos tras el análisis superficial realizado mediante el perfilómetro confocal y por último los coeficientes de fricción obtenidos mediante los ensayos de Strip Drawing. No se han analizado por separado los efectos del estiramiento y del TTRI. Esto es debido a que durante el proceso industrial de embutición en el cual se realiza un TTRI, en la primera etapa de embutición se conforma el material de partida y en la segunda etapa de embutición se conforma el material previamente conformado tratado térmicamente con un TTRI. Tampoco se ha realizado un análisis químico para evaluar los cambios originados por el TTRI.

A continuación se muestran los resultados obtenidos tras el análisis realizado con el perfilómetro confocal. En la Fig 3-42 se muestran las mediciones en 3D del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

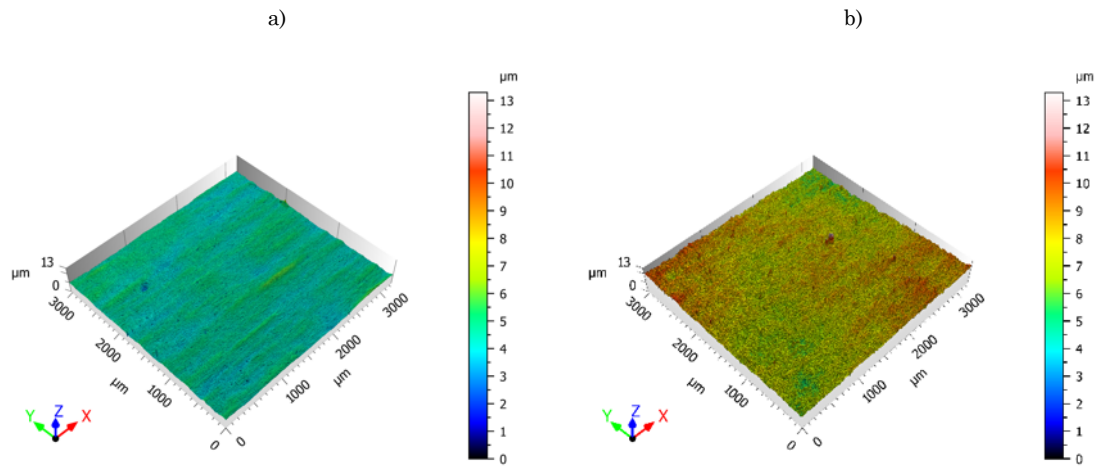


Fig 3-42: Mediciones 3D perfilómetro confocal. a) medición 3D del material de partida b) medición 3D del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI

En la Fig 3-42 se puede observar el cambio superficial producido por la suma de los efectos del estiramiento y del tratamiento térmico intermedio. La Fig 3-43 muestra las mismas apreciaciones en 2D. La Fig 3-44 en cambio, muestra el perfil XZ de las mediciones realizadas.

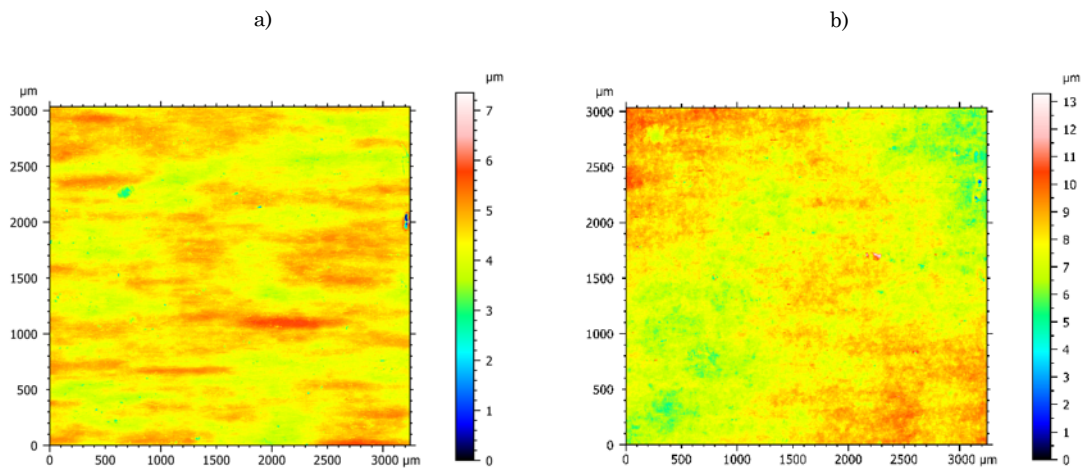


Fig 3-43: Mediciones 2D perfilómetro confocal. a) medición 2D del material de partida b) medición 2D del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI

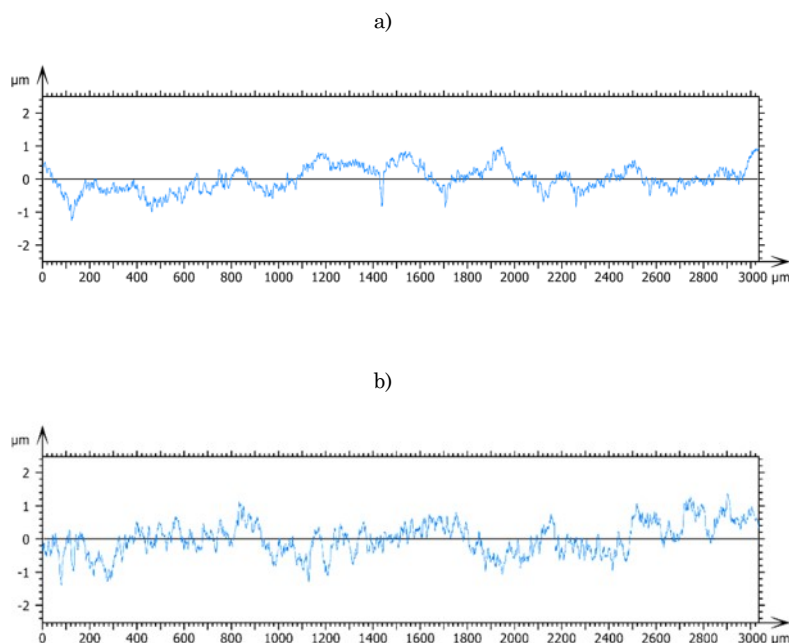


Fig 3-44: Perfil del eje Y de las muestras. a) material de partida b) material estirado y tratado térmicamente con un TTRI

En todas las mediciones anteriores, se puede percibir el cambio producido en la superficie del Inconel 718 debido a la suma de los efectos del estiramiento y del TTRI. A continuación se muestran estas apreciaciones de manera cuantitativa (ver Fig 3-45 y Fig 3-46).

Tal y como se ha comentado en el párrafo anterior, en la Fig 3-45 y en la Fig 3-46 se observa de manera cuantitativa que tanto el estiramiento previo del material hasta el 7% de deformación plástica, como el TTRI afectan a la topografía superficial del Inconel 718. Esto se manifiesta en los parámetros de altura (S_q) (ver Fig 3-45) y en los parámetros de superficie desarrollada (S_{dr}) (ver Fig 3-46). Observando ambos parámetros (S_q y S_{dr}), se puede apreciar como los valores relacionados con el material estirado y tratado térmicamente con un TTRI son mayores que los del material de partida. Esta diferencia se acentúa observando el término de la superficie desarrollada (S_{dr}). Esto quiere decir que el estiramiento y el tratamiento térmico no varían mucho la rugosidad en términos de altura (S_q) pero si aportan más superficie desarrollada (S_{dr}). Generalmente los cambios de rugosidad influyen directamente en el comportamiento tribológico de los materiales durante los procesos de conformado.

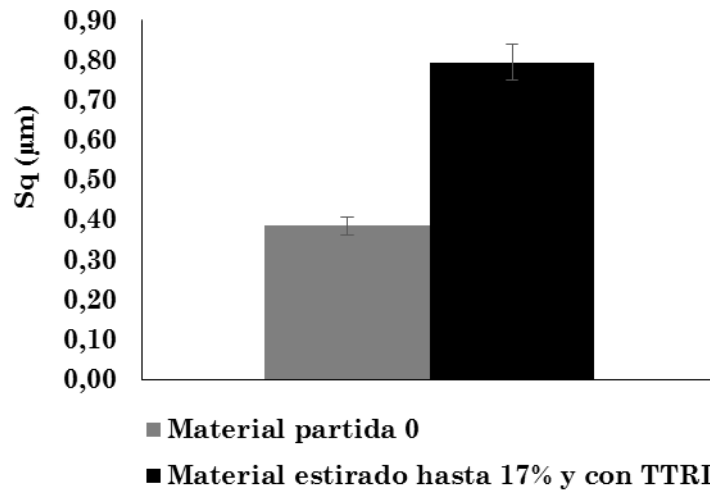


Fig 3-45: Parámetros de altura (Sq) del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI

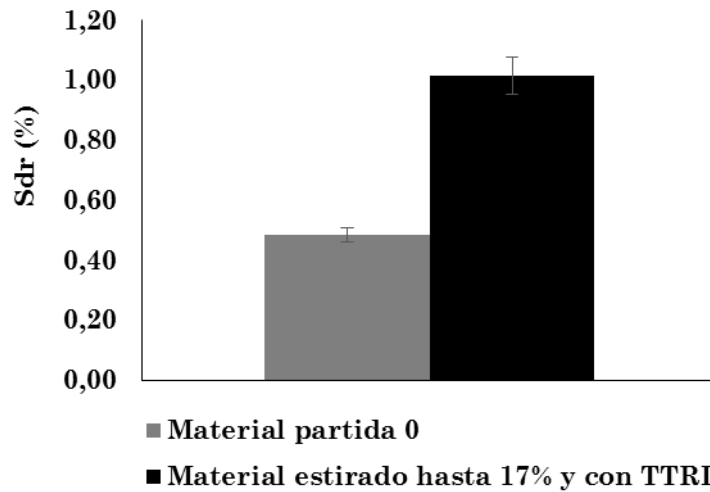


Fig 3-46: Parámetros de superficie desarrollada (Sdr) del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI

A continuación se muestran los coeficientes de fricción obtenidos a diferentes presiones de pisado, tanto del material de partida, como del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI (ver Fig 3-47).

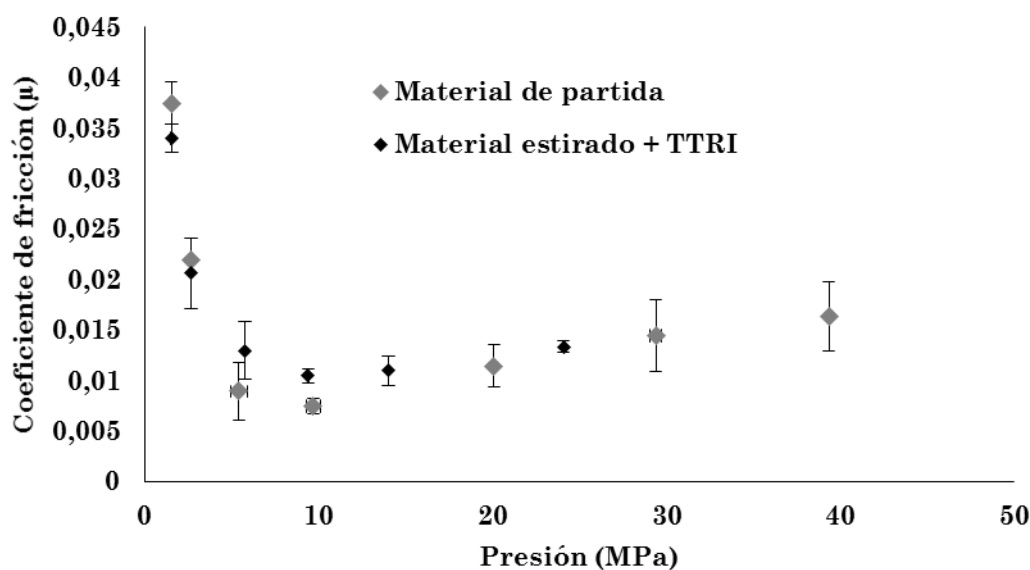


Fig 3-47: Coeficiente de fricción del Inconel 718 en función de la presión de pisado, del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI

Tal y como se ve en el gráfico, los coeficientes de fricción en función de la presión de pisado del material de partida y los del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI son parecidos.

Tras analizar los coeficientes de fricción obtenidos y las rugosidades superficiales, se ha observado que a pesar del cambio superficial producido por la suma de los efectos del estiramiento y del TTRI, existe una semejanza destacable entre los coeficientes de fricción del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. Se presume que esto puede atribuirse al lubricante utilizado. El lubricante Condat Vicafil TFH 4002, comúnmente utilizado en procesos de forja, entre otras características tiene una viscosidad elevada, lo cual hace que este permanezca adherido a la chapa a pesar del aumento de la presión de pisado. Debido a esto, puede que las condiciones de lubricación sean semejantes tanto en las probetas del material de partida, como en las probetas del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. Por ello, se presume que la semejanza de los coeficientes de fricción del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente es debido al lubricante utilizado durante los ensayos. Se cree que si se produce un cambio en las condiciones tribológicas establecidas, como por ejemplo el uso de un lubricante de una viscosidad menor, el cambio superficial observado en las mediciones, producido por la suma de los efectos del estiramiento y el TTRI, se vería reflejado a través de un cambio entre los coeficientes de fricción del material de partida y del material estirado con un TTRI.

3.9 Conclusiones

En este último apartado del Caracterización experimental se presentan las conclusiones obtenidas del análisis realizado. Estas son fundamentales para el desarrollo del Modelización numérica.

En el apartado Material y tratamiento térmico, se describe el Inconel 718, se detalla su composición y el estado en el que se suministra, el cual corresponde a un estado de recocido (en inglés, solution anneal) optimizado que mejora las propiedades de conformado del material a temperatura ambiente. También se detalla el tratamiento térmico de recocido intermedio que se utiliza en la caracterización desarrollada en esta tesis, con la finalidad de imitar las condiciones que se dan en el proceso real de conformado y de estudiar el comportamiento del Inconel 718 bajo estas condiciones. Para ello se ha realizado un estudio previo a nivel microscópico mediante el uso del microscopio óptico. A través de la comparación del tamaño de los granos de una muestra del material de partida, una muestra del material estirado y una muestra del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI, se ha observado la capacidad de restauración a nivel microestructural del Inconel 718 mediante el uso de un TTRI.

En el apartado Caracterización elástica, se ha realizado un estudio sobre los diferentes métodos de obtención del módulo de Young. Para ello, se han comparado diferentes rangos de cálculo del módulo de Young de las curvas de tracción obtenidas mediante diferentes técnicas de medición (DIC, galga extensométrica y extensómetro) (ver Tabla 3-7). Tras el análisis de los valores obtenidos, se ha observado que los valores obtenidos mediante el sistema de medición DIC son los más elevados, mientras que los obtenidos mediante el extensómetro son los más bajos. Por otra parte, se ha observado que en todos los casos el valor de los módulos de Young obtenidos mediante los rangos elásticos R1 (50 – 360 MPa) y R2 (50 – 300 MPa) son superiores al los de los rangos elásticos R3 (100 – 250 MPa) y R4 (150 – 200 MPa), siendo el del rango R1 el más alto en todos los casos (ver Tabla 3-7). Además los valores obtenidos se han comparado con los valores de módulo de Young que se han encontrado en bibliografía (200 GPa) y con el valor obtenido mediante el método de medición de vibración forzada con resonancia (183,4 GPa). A través de este último análisis, se ha observado que el valor obtenido mediante el método de ensayo no destructivo de vibración forzada con resonancia (183,4 GPa) es muy similar al medido mediante el sistema DIC en cualquiera de los rangos analizados. Por otro lado, también se ha observado que la variación del valor del módulo de Young del Inconel 718 reflejado en la Tabla 3-7, se debe a la suma de los efectos del ruido y la pendiente de la señal analizada.

Con la finalidad de obtener más información acerca de la variación del módulo de Young en función del rango elástico y el método de medición utilizado para su cálculo, se ha realizado

un análisis posterior en el cual se ha observado la degradación del módulo de Young de los diferentes métodos de medición analizados en función de los rangos definidos desde el origen de manera porcentual en función de la tensión y teniendo en cuenta que el rango de mayor tamaño se ha definido entre los valores de tensión 0 – 360 MPa. A través del análisis se ha observado que el método de medición DIC es el más consistente para el cálculo del módulo de Young del Inconel 718 y que una vez más los valores obtenidos son muy similares a los obtenidos mediante el método de medición de vibraciones forzadas con resonancia. Por ello se presume que es más probable que el valor del módulo de Young del Inconel 718 sea similar al obtenido mediante el método de medición DIC o al obtenido mediante el método de vibraciones forzadas con resonancia y no al que se puede observar en la bibliografía.

Por último, en el apartado Caracterización elástica, también se ha realizado un estudio del módulo elástico aparente del Inconel 718. Para realizar este estudio, se han comparado los valores obtenidos a través del módulo cuerda de cada ciclo de carga y descarga, los valores obtenidos en cuatro rangos diferentes de los ciclos de carga y descarga, los valores obtenidos a partir de la evaluación de la carga en el rango de 0 – 300 MPa de cada ciclo de carga y descarga, los valores obtenidos mediante el método de ensayo de vibración forzada con resonancia y el valor constante observado en el análisis bibliográfico. Excepto para los valores del módulo elástico aparente obtenidos mediante la evaluación de las cargas de cada ciclo de carga y descarga y los valores obtenidos en la evaluación de los rangos E1 y E3, en los cuales se produce un incremento de dicho módulo elástico aparente en función del aumento de la deformación plástica, en el resto de casos se ha observado que el valor del módulo elástico aparente disminuye a medida que aumenta la deformación plástica. La disminución se produce hasta cierto nivel, a partir del cual se consolida. En esta ocasión, debido a la disparidad de los resultados no está claro que método o técnica de cálculo es la adecuada para el cálculo del módulo elástico aparente del Inconel 718. Tal y como se verá más adelante en el apartado Modelización elástica, la posterior modelización del módulo elástico aparente del Inconel 718, se realizará con el modelo de Yoshida implementado en el software de Autoform. La curva experimental elegida para la predicción numérica corresponde a la curva obtenida mediante la evaluación del módulo de cuerda de cada ciclo de carga y descarga. Dicha elección ha sido motivada por la inexistencia en bibliografía de un criterio o una norma que regule el método de evaluación del módulo elástico aparente y por la inercia generalizada producida por los autores más destacables en este ámbito como Yoshida et al. (2002), Fei y Hodgson (2006) y Yu (2009) que utilizan el módulo cuerda como método de evaluación del módulo elástico aparente.

En el análisis realizado en el apartado Caracterización de la superficie de fluencia, se ha observado que el comportamiento a tracción y a compresión de los especímenes de Inconel

718 cortados a 0° y 90° del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI es muy similar. Esto puede indicar que la superficie de fluencia tanto del material de partida, como la del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI presentan una simetría notable.

En el apartado Caracterización del endurecimiento, se ha realizado un estudio para analizar el endurecimiento isotrópico y cinemático del Inconel 718. Por un lado se ha observado que el TTRI es capaz de restaurar las propiedades mecánicas del material que ha sido previamente estirado. Por otro lado, se ha observado que el endurecimiento del Inconel 718 después de invertir la dirección de la carga no es puramente cinemático. Más bien se ha observado que se trata de un endurecimiento mixto.

También se ha estudiado la conformabilidad del material de partida y del material estirado y tratado con un TTRI (ver Caracterización de la conformabilidad del material). Para ello se ha usado el diagrama FLD. Se ha observado que los especímenes que han sido estirados, tras el TTRI restauran sus propiedades mecánicas y aumentan su conformabilidad. También se ha observado que el aumento de la conformabilidad no es constante en todos los caminos analizados, siendo el camino equibiaxial el que menos aumenta su conformabilidad. Después de haber contrastado lo observado con los trabajos similares realizados por otros autores para otros materiales, se presume que el aumento de conformabilidad parcial del camino equibiaxial, puede ser debido a que se alcanza antes el límite de fractura del material antes que el de fluencia. Por otro lado, en este apartado también se ha analizado el aumento de la elongación uniaxial del material a 0° , 45° y 90° de la dirección de laminación. Se ha observado que la restauración del material cortado en la dirección de laminación es total, mientras que la restauración de los especímenes cortados a 45° y a 90° es parcial. Es interesante destacar que el límite elástico y el endurecimiento isotrópico son muy semejantes en todas las direcciones analizadas.

En el apartado Caracterización microestructural, se ha realizado un análisis microscópico más exhaustivo mediante el uso de microscopios electrónicos SEM. Tanto en las fotos obtenidas con el sensor ETD, como en las fotos obtenidas mediante el sensor EBSD (fotos IPF y PF), se ha observado la restauración microestructural originada por el TTRI en muestras de material estirado. Las apreciaciones anteriores, han derivado del análisis de las fotos realizadas a muestras de material de la zona central de la zona calibrada de probetas de tracción cortadas en la dirección de laminación del material de partida, material estirado y material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. Las fotos corresponden al plano principal de la chapa de Inconel 718. Para obtener más información acerca de la restauración de la microestructura del material originada por el TTRI, sería interesante analizar una sección del espesor de la zona central de la zona calibrada de cada probeta de tracción.

En el apartado Caracterización tribológica avanzada, por un lado se ha observado el cambio superficial del material de partida producido por la suma de los efectos del estiramiento y del TTRI. Este cambio se manifiesta cuantitativamente mediante la variación de los parámetros S_q (ver Fig 3-45) y S_{dr} (Fig 3-46). Por otro lado, se ha observado la evolución que presenta el coeficiente de fricción del Inconel 718 en función de la presión. A medida que la presión aumenta, el coeficiente de fricción disminuye hasta cierto punto, pero a partir de cierta presión se produce un ligero aumento del coeficiente de fricción. Esta tendencia también se repite en los especímenes de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI, además el coeficiente de fricción obtenido a los mismos niveles de presión es semejante al del material de partida. Se presume que el lubricante utilizado se adhiere a la chapa y que por ello las condiciones de lubricación no varían a pesar del cambio de rugosidad del material originado por el prestrain y el TTRI.

CAPÍTULO IV

MODELIZACIÓN NUMÉRICA

4.1 Introducción

Tal y como se ha mencionado en el apartado Marco y motivación de la tesis, para poder optimizar el diseño de un troquel, de manera que se reduzca la cantidad de correcciones a realizar en la puesta a punto, es necesaria una predicción numérica precisa del proceso. De esta manera, también se reduce el coste del proceso, el tiempo de consolidación del troquel, además del impacto ambiental del proceso.

Este capítulo se centra en la modelización del comportamiento del Inconel 718, tanto del material de partida, como del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. Los parámetros obtenidos a partir de las modelizaciones, posteriormente se introducirán en el software de simulación comercial de Autoform para realizar la validación numérica desde el punto de vista del springback (ver Validación numérica desde el punto de vista del springback). El motivo de la elección de este software de simulación para realizar el estudio, se debe a que es el software más utilizado por las empresas troqueleras para la simulación de los procesos de embutición. Además también es utilizado por las empresas troqueleras vascas para la simulación de procesos de embutición de Inconel 718 a temperatura ambiente.

El capítulo está dividido en siete apartados. El primero corresponde a la introducción, el segundo, a la modelización elástica del Inconel 718. El tercer apartado hace referencia a la modelización de la superficie de fluencia del Inconel 718. En el cuarto se detalla la modelización del endurecimiento del Inconel 718, mientras que el quinto se centra en la modelización de la conformabilidad. En el sexto apartado se realiza un estudio sobre la modelización tribológica del Inconel 718 en procesos de embutición a temperatura ambiente. Por último, en el séptimo se enumeran las conclusiones generales del capítulo.

4.2 Modelización elástica

Tal y como se ha observado en el apartado Caracterización elástica, el método de medición DIC presenta una consistencia destacable para el cálculo del módulo de Young del Inconel 718. Además los valores obtenidos mediante dicha técnica de medición son muy similares a los obtenidos mediante el método de medición de vibración forzada con resonancia. Por otro lado, también se ha observado que el módulo elástico aparente del Inconel 718 decrece a medida que aumenta la deformación plástica y se consolida alrededor de 150 GPa cuando se trata del material de partida y alrededor de 148 GPa cuando se trata del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI (ver Fig 3-9).

Para poder predecir este cambio no lineal del módulo elástico aparente del Inconel 718 en función de la deformación plástica, se necesita un modelo no lineal. Tal y como se ha mencionado en el apartado de bibliografía Elasticidad, el modelo de Yoshida (2002) es adecuado para predecir la evolución no lineal del módulo elástico aparente en función de la deformación plástica. Así mismo, está implementado en los software empleados para la simulación numérica de procesos de conformado. A continuación se muestra la ecuación del modelo de Yoshida definido por Autoform, el cual se ha utilizado para la modelización del módulo elástico aparente del Inconel 718 (ver (Ec. 4-1).

$$E = E_0 \left(1 - \gamma \left(1 - e^{-\chi \varepsilon} \right) \right), \quad (\text{Ec. 4-1})$$

donde E_0 es el módulo de Young del material, γ y χ son factores de reducción del módulo elástico aparente y ε es la deformación plástica.

A continuación se muestra una gráfica con el ajuste del modelo de Yoshida de Autoform para los dos casos analizados, es decir para el caso de estudio del material de partida y para el caso de estudio del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI (ver Fig 4-1). Los módulos de Young definidos para la modelización corresponden a los obtenidos mediante el método de medición de DIC. El módulo de Young definido para la modelización del material de partida es 183,834 GPa, mientras que el módulo de Young definido para la modelización del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI es 195,108 GPa.

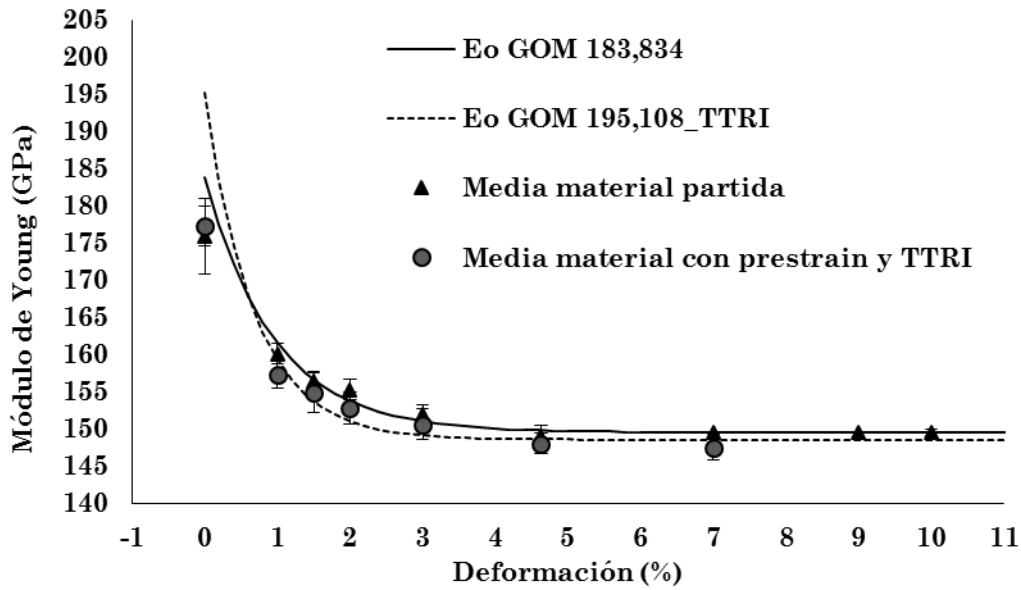


Fig 4-1: Modelización del módulo elástico aparente del Inconel 718 en función de la deformación en la dirección de laminación mediante el modelo de Yoshida de Autoform

Tal y como se observa en la gráfica anterior, el modelo de Yoshida de Autoform se ajusta adecuadamente a los resultados experimentales obtenidos. A continuación se muestra una tabla con los parámetros del modelo de Yoshida para la representación de cada una de las curvas anteriores (ver Tabla 4-1).

Tabla 4-1: Parámetros del modelo de Yoshida de Autoform para describir el módulo elástico aparente del Inconel 718

Estado del material	Parámetro	Método obtención módulo de Young
		GOM
Material de partida	E (GPa)	183,834
	γ	0,1868
	χ (max = 100)	104,310
Material estirado + TTRI	E (GPa)	195,108
	γ	0,2388
	χ (max = 100)	116,200

Tal y como se observa en la tabla anterior, tanto en el caso del material de partida como en el caso del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI, el valor de χ requerido para realizar el ajuste más preciso de los valores experimentales (ver Fig 4-1), supera el valor máximo de 100 establecido por el software de Autoform.

A continuación se muestra una gráfica comparando las curvas obtenidas mediante el modelo de Yoshida de Autoform con el valor real de χ y con la limitación anteriormente comentada (ver Fig 4-2). En ella se puede observar un ligero cambio en el caso de la modelización del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. El cambio impuesto por la limitación del valor máximo de χ es un dato a tener en cuenta ya que repercute directamente en la predicción del springback. Aun así esta limitación no supone un cambio relevante en la predicción del módulo elástico aparente del Inconel 718, pero puede que suponga cambios en la predicción del módulo elástico aparente de otros materiales.

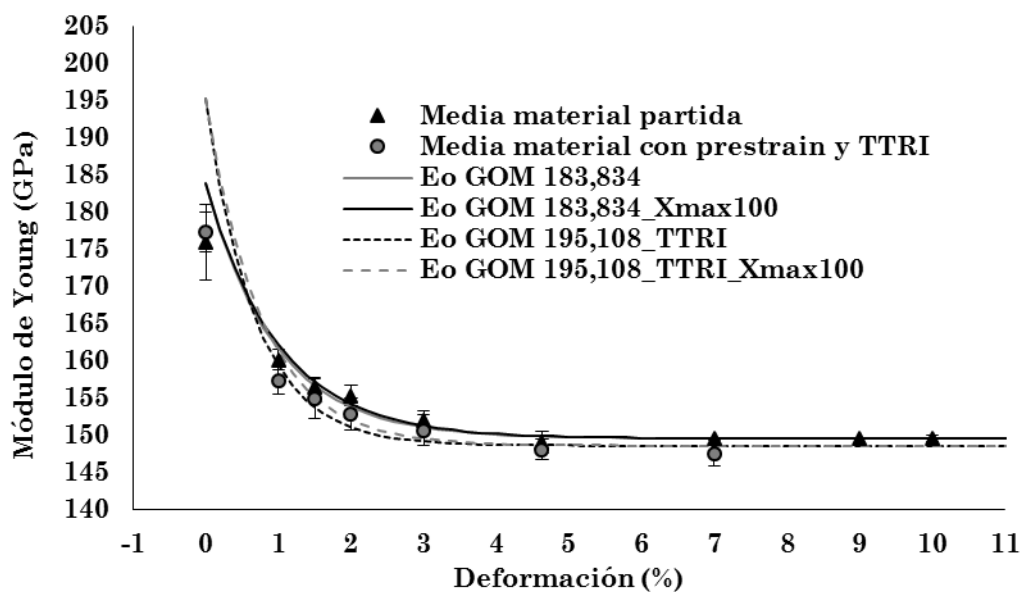


Fig 4-2: Comparación de las predicciones numéricas del modelo de Yoshida de Autoform con y sin limitación en el parámetro χ

4.3 Modelización de la superficie de fluencia

En el presente apartado se muestra la modelización de la superficie de fluencia del Inconel 718. Tanto la modelización del material de partida, como la del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

Tal y como se ha mencionado antes en el apartado Criterio de fluencia, a parte del trabajo de investigación de Ragai (2007), en el cual menciona que utiliza el modelo de Hill 48 para la modelización de la superficie de fluencia del Inconel 718, no se han encontrado más estudios acerca de la modelización de la superficie de fluencia del Inconel 718.

Por otro lado, en el apartado Caracterización de la superficie de fluencia, se ha observado que tanto la superficie de fluencia del material de partida y como la superficie de fluencia del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI se pueden considerar simétricas (ver Tabla 3-9).

En las gráficas que se muestran a continuación (ver Fig 4-3), se puede observar como los datos experimentales del Inconel 718 se ajustan adecuadamente mediante el modelo de fluencia de Hill 48.

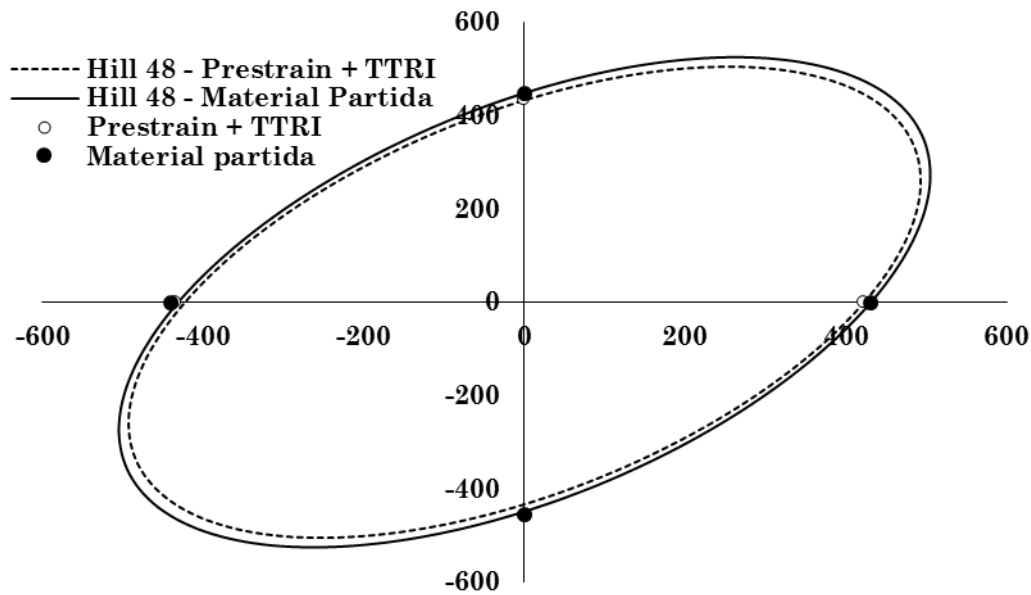


Fig 4-3: Ajuste de la superficie de fluencia del Inconel 718 mediante el modelo de Hill 48

Tras el análisis anterior, a pesar de no tener puntos experimentales biaxiales que proporcionen más datos cuantitativos para determinar experimentalmente la superficie de fluencia del Inconel 718, se presume que el modelo de fluencia de Hill 48 es adecuado para modelizar la superficie de fluencia del Inconel 718.

4.4 Modelización del endurecimiento

En este apartado se describe la modelización del endurecimiento del Inconel 718. Primero se procede a la modelización del endurecimiento isotrópico y posteriormente se muestra la modelización cinemática del material analizado. Las modelizaciones se realizan tanto para el material de partida como para el material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

Tal y como se ha mencionado antes en el apartado de bibliografía Endurecimiento, Algarni et al. (2015) proponen el modelo isotrópico de Ludwik para representar el endurecimiento del Inconel 718. Ragai (2007) en cambio dice que el endurecimiento isotrópico del Inconel

718 ha de representarse mediante el modelo de Hollomon. Ante el desacuerdo en cuanto a la modelización del endurecimiento isotrópico del Inconel 718, se ha realizado un estudio en el cual se comparan diferentes modelos de endurecimiento isotrópicos para extender la curva de tracción del Inconel 718 hasta el 100% de deformación plástica, tanto del material de partida, como del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. Los modelos que se han comparado en el estudio han sido, Hollomon, Ludwik, Swift, Gosh, Voce, Hockett-Sherby y Swift-Hockett-Sherby. Tras el estudio, se ha observado que en oposición a lo propuesto por los autores citados en bibliografía, el modelo de Swift es el que mejor representa el endurecimiento isotrópico del Inconel 718, con un error relativo del 0,82% respecto a los datos experimentales.

A continuación se muestra una gráfica con la modelización del endurecimiento isotrópico del Inconel 718 mediante el modelo de Swift, tanto del material de partida, como del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI (ver Fig 4-4).

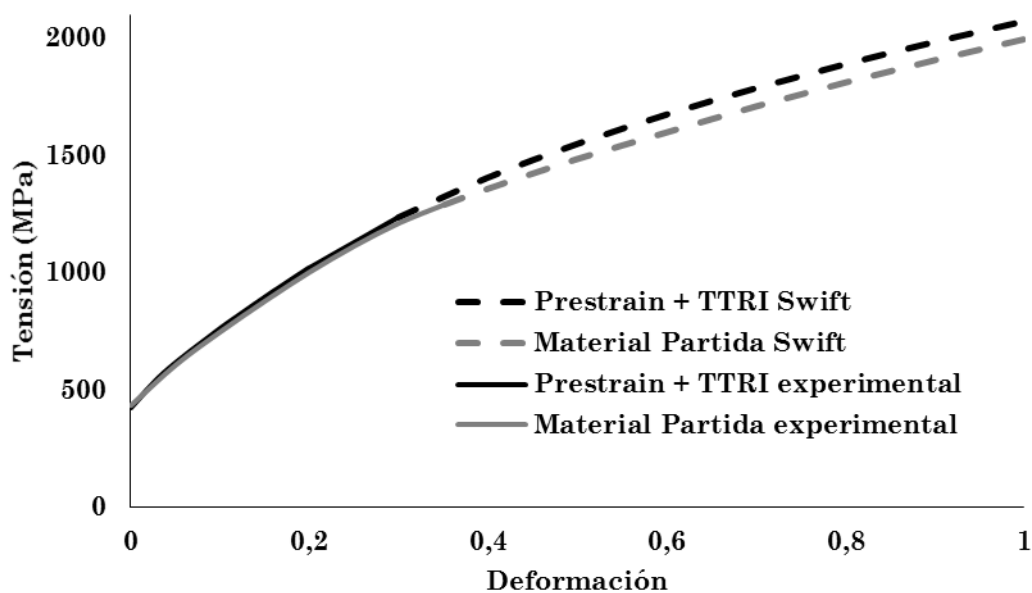


Fig 4-4: Modelización del endurecimiento isotrópico del Inconel 718 cortado en la dirección de laminación mediante el modelo de Swift

En la Tabla 4-2 se muestran los parámetros de los modelos elegidos para modelizar el endurecimiento isotrópico del Inconel 718, tanto del material de partida, como del material estirado y tratado térmicamente.

Tabla 4-2: Parámetros del modelo isotrópico de Swift para el Inconel 718

Estado del material	Parámetro	Modelo de endurecimiento isotrópico
		Swift
Material de partida	K	1951,105
	ϵ_0	-0,0991
	n	0,2991
Material estirado + TTRI	K	2106,230
	ϵ_0	-0,0410
	n	0,3943

Una vez definida la modelización del endurecimiento isotrópico del Inconel 718, se procede a la descripción de la modelización del endurecimiento del material tras invertir la dirección de la carga. Tal y como se ha observado en el apartado Caracterización del endurecimiento, el Inconel 718 presenta un endurecimiento mixto. Los modelos de endurecimiento mixtos mencionados en el apartado bibliográfico Endurecimiento para la modelización del endurecimiento del Inconel 718 tras una inversión de la dirección de la carga, no están implementados en los software habitualmente utilizados para la simulación de procesos de conformado. Por ello, en este apartado se realiza un estudio de la modelización del endurecimiento del Inconel 718 tras una inversión de la dirección de la carga mediante el modelo de endurecimiento implementado en el software de simulación comercial de Autoform.

La ecuación matemática que describe el modelo de endurecimiento cinemático de Autoform no ha sido divulgada a la comunidad investigadora. El modelo puede activarse utilizando unos valores predeterminados, los cuales están disponibles para modelizar el endurecimiento de aceros dulces, de alta resistencia, CP o TRIP, además de aluminios de la serie 5000 y 6000. Otra opción es introducir los valores manualmente. La última opción y la que utilizaremos en este estudio es la opción de aproximación. Esta opción ajusta automáticamente los parámetros de material requeridos para la definición del endurecimiento después de la inversión de carga. Para ello basta con importar una o varias curvas de tensión-deformación experimental de las diferentes inversiones de carga.

A continuación se muestran los ajustes automáticos realizados por el modelo de endurecimiento de Autoform tras haber importado dos curvas de tensión – deformación de dos inversiones de carga diferentes (2% y 6% de deformación plástica) de especímenes del

material de partida cortados en la dirección de laminación (ver Fig 4-5 Izquierda) y tras haber importado una única curva (6% de deformación plástica) (ver Fig 4-5 Derecha).

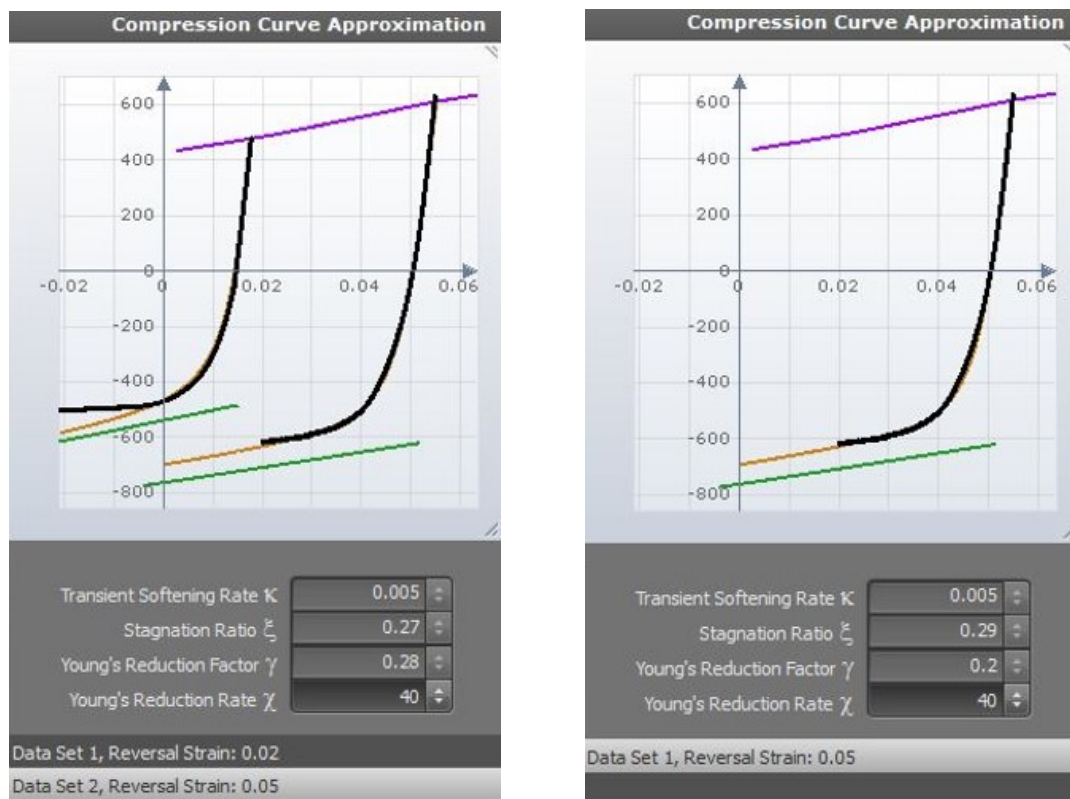


Fig 4-5: Izquierda: modelización del endurecimiento mixto del Inconel 718 con dos curvas. Derecha: modelización del endurecimiento mixto del Inconel 718 con una curva. Morado: Curva de tracción. Negro: Inversión de carga experimental importada. Amarillo: Modelo de endurecimiento mixto de Autoform. Verde: Curva de compresión isotrópica

Tal y como se ha visto en la Fig 4-5 anterior, el modelo de Autoform, el cual se representa con una curva de color amarillo, se ajusta adecuadamente las inversiones de carga importadas, representadas mediante curvas de color negro. Se puede observar que en este caso el ajuste es más preciso cuando la inversión de la carga se da a deformaciones plásticas mayores. Debido a ello, la modelización del endurecimiento mixto del Inconel 718 se ha realizado utilizando únicamente la curva de tensión – deformación cuya inversión de carga se produce al 6% de deformación plástica.

El modelo ajusta de manera automática cuatro parámetros, K , ξ , γ y χ . De los cuales tan solo dos corresponden a la parte de la modelización del endurecimiento cinemático, K es el parámetro que modeliza el efecto transient softening y ξ es el parámetro que modeliza el efecto work hardening stagnation. Los otros dos parámetros restantes corresponden a la modelización del módulo elástico aparente, estos se han determinado de manera independiente al modelo de endurecimiento de Autoform en el apartado Modelización elástica. Posteriormente en el Capítulo Validación numérica desde el punto de vista del

springback, se mostrará como se ha utilizado la opción manual para introducir por un lado los parámetros de modelización del módulo elástico aparente obtenidos en el apartado Modelización elástica y por otro, los parámetros ajustados de manera automática por el modelo de endurecimiento de Autoform para modelizar el endurecimiento cinemático del Inconel 718 tras una inversión de la dirección de la carga. Debido a la similitud observada de las curvas experimentales CTI del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI (ver apartado Análisis de los resultados experimentales), los parámetros utilizados para la modelización del endurecimiento del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI son los mismos que los definidos en la Fig 4-5. En concreto los correspondientes a la modelización de la curva CTI de mayor deformación plástica.

4.5 Modelización de la conformabilidad

Tal y como se ha observado en el apartado Caracterización de la conformabilidad del material, el uso de un TTRI entre etapas de deformación del Inconel 718 a temperatura ambiente, provoca un aumento de la conformabilidad. Esto se ha podido observar tanto a través de ensayos uniaxiales, como del diagrama FLD. Este último se utiliza en los software de simulación para modelizar la conformabilidad del material.

Como se produce un incremento de conformabilidad en el Inconel 718 tras hacer uso de un TTRI entre operaciones de conformado, se puede decir que hay dos diagramas FLD. Los cuales son necesarios para modelizar la conformabilidad del Inconel 718 en un proceso multietapa de embutición a temperatura ambiente con un TTRI. Un diagrama FLD sirve para representar el límite de conformabilidad del material de partida durante la primera etapa de conformado, mientras que el otro sirve para modelizar la segunda etapa de conformado, en la cual el material está estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

A continuación en la Fig 4-6, se muestra el diagrama FLD que modeliza la conformabilidad del material de partida y el diagrama FLD que representa el límite de conformabilidad del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

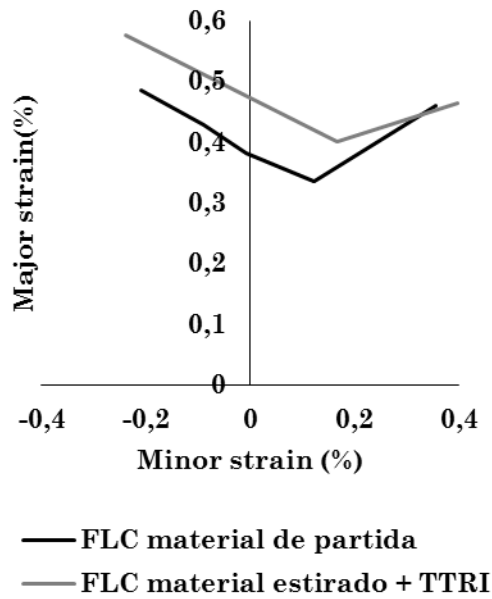


Fig 4-6: Diagramas FLD del Inconel 718. Izquierda: diagrama FLD del material de partida. Derecha: diagrama FLD del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI

En la tabla que se muestra a continuación (ver Tabla 4-3) se detallan las coordenadas de los puntos necesarios para describir las curvas FLC del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

Tabla 4-3: Coordenadas de las curvas FLC del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI

Estado del material	Geometría	Coordenadas FLC	
		Minor strain (%)	Mayor strain (%)
Material de partida	A	-0,210	0,485
	B	-0,090	0,428
	C	-0,007	0,383
	D	0,122	0,336
	E	0,357	0,461
Material estirado + TTRI	A	-0,238	0,576
	D	0,166	0,401
	E	0,397	0,464

4.6 Modelización tribológica avanzada

Anteriormente en el apartado Análisis de los parámetros del proceso, se ha hablado de la importancia que tiene la correcta modelización de los parámetros del proceso además de la modelización de los parámetros del material, para que las empresas puedan obtener el máximo beneficio de las herramientas de simulación numérica. Siendo el contacto del material con las herramientas uno de los parámetros más importantes, debido a su efecto en el componente final.

En este apartado se realiza un análisis de la modelización tribológica avanzada del Inconel 718. Tal y como se ha observado en el apartado Caracterización tribológica avanzada, tanto el coeficiente de fricción del material de partida como el del material estirado y tratado térmicamente varían en función de la presión de pisado (ver Fig 3-47).

En el apartado de bibliografía Análisis de los parámetros del proceso, también se ha mencionado que el modelo analítico comúnmente utilizado para predecir la variación del coeficiente de fricción en función de la presión es el de Filzek (2011),

$$\mu = \mu_0 \left(\frac{P}{P_0} \right)^{n-1}, \quad (\text{Ec. 4-2})$$

donde μ es el coeficiente predicho por el modelo analítico para la presión de contacto experimental P (MPa). El resto de parámetros representan las constantes del modelo, donde μ_0 y P_0 denotan los valores de referencia experimentales del coeficiente de fricción y de la presión de pisado respectivamente. La constante n puede variar en el rango $0 < n \leq 1$. Cuando $n = 1$ el valor de μ es constante. El coeficiente de fricción numérico μ , se obtiene realizando iteraciones con las constantes μ_0 , P_0 y n hasta minimizar el sumatorio de los errores entre el coeficiente de fricción obtenido experimentalmente y el coeficiente de fricción obtenido numéricamente (μ).

Tal y como se ha observado anteriormente en la Fig 3-47, los valores de los coeficientes de fricción del Inconel 718, tanto los del material de partida, como los del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI, presentan una disminución a medida que aumenta la presión. Pero dicha disminución ocurre hasta cierto punto, ya que a partir de 10 MPa de presión de contacto el coeficiente de fricción aumenta.

En la gráfica que se muestra a continuación (ver Fig 4-7) se puede observar como el modelo analítico de Filzek (2011) no es capaz de ajustar adecuadamente los valores experimentales del coeficiente de fricción del material de partida. En cambio, el nuevo modelo analítico que

ha sido necesario formular para representar la variación del coeficiente del Inconel 718 en función de la presión de contacto, el cual se describe más adelante en este apartado, se ajusta adecuadamente.

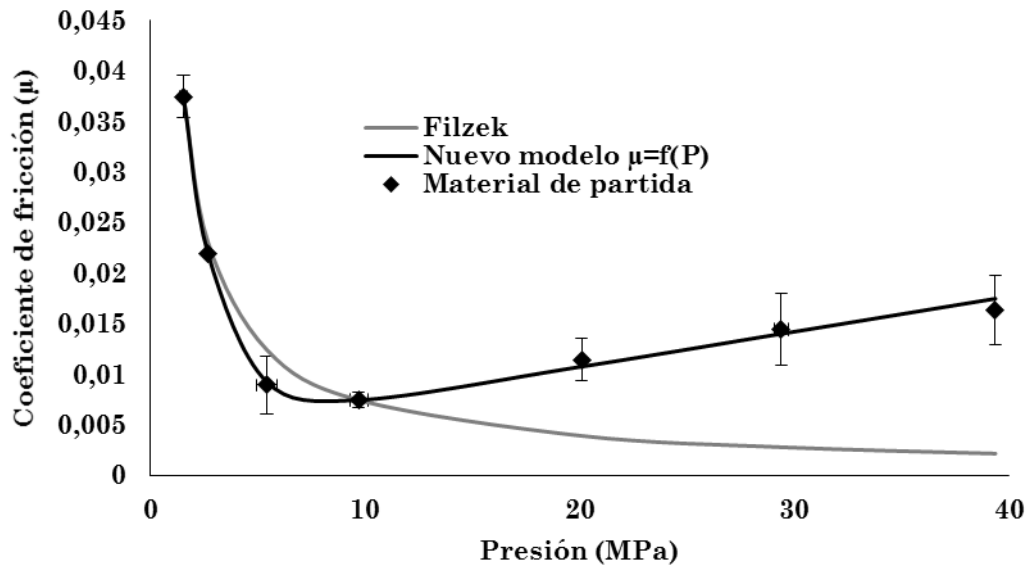


Fig 4-7: Comparación del ajuste analítico de Filzek (2011) y el nuevo modelo propuesto de los coeficientes de fricción en función de la presión de contacto del material de partida cortado en la dirección de laminación

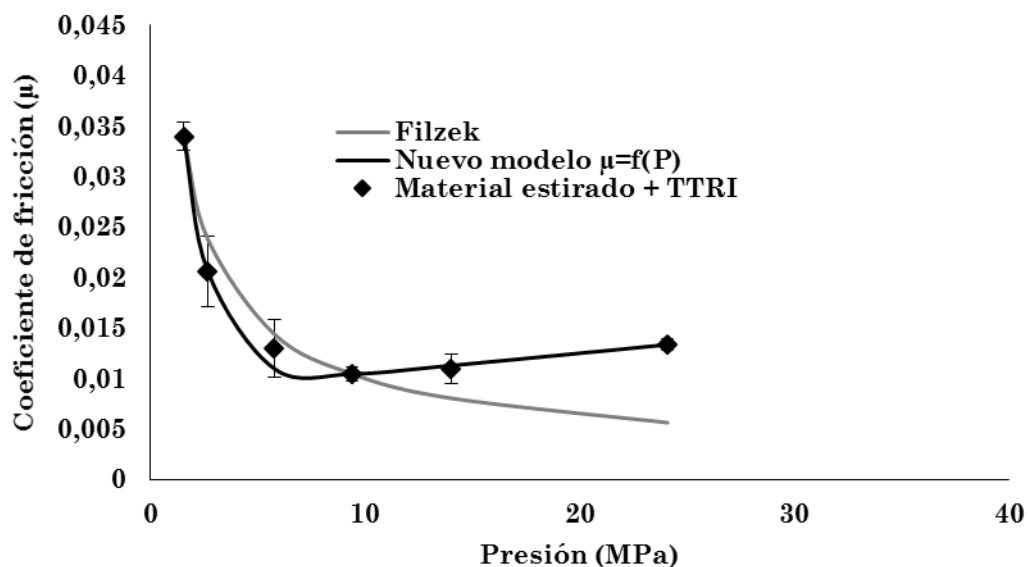


Fig 4-8: Comparación del ajuste analítico de Filzek (2011) y el nuevo modelo propuesto de los coeficientes de fricción en función de la presión de contacto del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI cortado en la dirección de laminación

En la Fig 4-8 también se puede observar una vez más, como el nuevo modelo analítico es capaz de ajustarse adecuadamente a los coeficientes de fricción experimentales del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI, mientras que el modelo analítico de Filzek (2011) no lo es.

A continuación se muestra el nuevo modelo analítico específicamente desarrollado para ajustarse al decremento inicial y posterior incremento del coeficiente de fricción del Inconel 718 en función de la presión,

$$\mu = k_1 e^{-(k_2 P)} - k_3 P - k_4, \quad (\text{Ec. 4-3})$$

Donde μ es el coeficiente predicho por el nuevo modelo analítico para la presión de contacto experimental P (MPa). El resto de parámetros representan las constantes del modelo. La constante k_2 puede variar en el rango $0 \leq k_2$. El coeficiente de fricción numérico μ , se obtiene realizando iteraciones con las constantes k_1 , k_2 , k_3 y k_4 hasta minimizar el sumatorio de los errores entre el coeficiente de fricción obtenido experimentalmente y el coeficiente de fricción obtenido numéricamente (μ).

A continuación se muestra una gráfica con el ajuste de los coeficientes de fricción del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI mediante el nuevo modelo analítico de fricción que expresa el coeficiente de fricción en función de la presión de pisado (ver Fig 4-9).

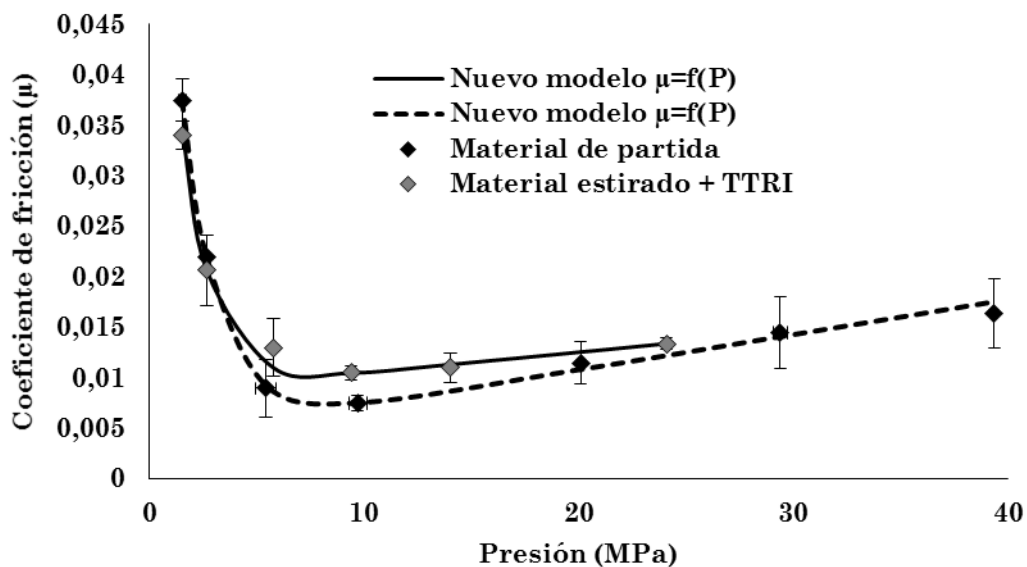


Fig 4-9: Ajuste de los coeficientes de fricción del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI cortado en la dirección de laminación mediante el nuevo modelo analítico

Tal y como se había observado antes en la Fig 3-47, los ajustes realizados mediante el nuevo modelo analítico muestran la semejanza que existe entre los coeficientes de fricción del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI (ver Fig 4-9).

4.7 Conclusiones

En este último apartado se resumen las conclusiones generales del Capítulo Modelización numérica. Estas conclusiones sirven como punto de referencia para el desarrollo de las cartas de material del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI, que posteriormente en el Capítulo 5 Validación numérica desde el punto de vista del springback, se muestran implementadas en el software de simulación comercial de Autoform. El propósito de realizar las validaciones numéricas de los modelos elegidos en este capítulo con el software de Autoform, se debe al uso frecuente que hacen las empresas troqueleras de dicho software para la simulación de procesos de embutición. En concreto al uso que hacen algunas empresas troqueleras vascas para la simulación de procesos de embutición de componentes de Inconel 718 conformados a temperatura ambiente.

Tal y como se ha observado en el apartado Modelización elástica, el modelo de Yoshida resulta adecuado para modelizar el módulo elástico aparente del Inconel 718. También se ha observado la semejanza existente entre la modelización elástica del material de partida y el material estirado y tratado térmicamente con un TTRI, lo cual refleja la restauración del material inducida por el TTRI. Por otro lado, también se ha observado que el valor máximo de 100 del parámetro χ no repercute en la modelización del módulo elástico aparente del Inconel 718. Aun así esta limitación es un dato a tener en cuenta a la hora de modelizar el comportamiento elástico de otros materiales, ya que tiene un impacto directo en la predicción del springback.

En el apartado 4.3 Modelización de la superficie de fluencia, se ha observado que de acuerdo con el trabajo de investigación de Ragai (2007), el criterio de fluencia de Hill 48 es idóneo para modelizar la superficie de fluencia del Inconel 718. En esta ocasión también se observa una semejanza destacable entre la superficie de fluencia del material de partida y la del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

En el apartado Modelización del endurecimiento, se ha observado que el modelo que mejor predice el endurecimiento isotrópico del Inconel 718, es el de Swift. En cambio el modelo elegido para modelizar el endurecimiento cinemático del Inconel 718, ha sido el modelo implementado en el software de simulación comercial de Autoform. Esta última elección en parte ha sido condicionada por la decisión previa de utilizar dicho software para realizar las

simulaciones. Se ha observado que el ajuste del modelo de Autoform es adecuado para representar el endurecimiento mixto del Inconel 718. En este caso también se ha observado que es más preciso cuando la inversión de la carga se da a deformaciones plásticas del 6%. Debido a ello, se ha decidido realizar la modelización del Inconel 718 utilizando la curva de tensión – deformación de la inversión de carga realizada al 6% de deformación plástica. Los parámetros utilizados para la modelización del endurecimiento del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI son los mismos que los definidos en la Fig 4-5 (derecha) para la modelización del material de partida. Esto es debido a la similitud observada entre las curvas experimentales CTI del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI (ver apartado Análisis de los resultados experimentales).

La modelización de la conformabilidad del Inconel 718 se ha realizado mediante el uso de dos diagramas FLD. Por un lado el diagrama FLD que representa el límite de conformabilidad del material de partida y por otro el FLD que representa el límite de conformabilidad del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

Por último en el apartado 4.6 Modelización tribológica avanzada, se ha observado que el modelo de Filzek no solo no es adecuado para modelizar la variación del coeficiente de fricción del Inconel 718 en función de la presión de pisado, sino que además no existen modelos adecuados para tal fin. En cambio, el nuevo modelo analítico se ajusta adecuadamente a los valores experimentales.

CAPÍTULO V

VALIDACIÓN NUMÉRICA DESDE EL PUNTO DE VISTA DE SPRINGBACK

5.1 Introducción

Tal y como se ha mencionado anteriormente en el apartado Marco y motivación de la tesis, el Inconel 718 tiene una conformabilidad destacable a temperatura ambiente, pero también tiene una recuperación elástica post proceso (springback) de gran relevancia. Esto hace que el conformado de componentes con poca curvatura, como por ejemplo la de los vanos del motor, sea crítico. Para optimizar el diseño del troquel de manera que las correcciones a realizar en la puesta a punto sean mínimas, se necesita una predicción numérica precisa. De esta manera, también se reduce el coste del proceso, el tiempo de consolidación del troquel, además del impacto ambiental del proceso.

En este capítulo se procede a la validación de la predicción numérica del Inconel 718 desde el punto de vista del springback. Para ello se comparan simulaciones del ensayo U-drawing con sus resultados experimentales homólogos. Tal y como se ha realizado en los capítulos anteriores, el estudio se realiza tanto con el material de partida y como con el material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. También se ha estudiado la influencia del tratamiento térmico en la recuperación elástica del Inconel 718. Como se ha mencionado en el capítulo anterior, el software de simulación elegido para la validación numérica es el de Autoform.

El Capítulo 5 está dividido en cinco apartados. El primero corresponde a la introducción. En el segundo apartado se describe la metodología para realizar los ensayos U-Drawing y se muestran los resultados experimentales. El tercero corresponde a la simulación numérica del ensayo U-Drawing, en el, se describe el modelo de simulación numérica, los parámetros de las cartas de material utilizadas y por último se muestran los resultados obtenidos. El

cuarto apartado corresponde a la validación de la predicción numérica de las simulaciones. Por último en el quinto apartado se muestran las conclusiones generales del Capítulo 5.

5.2 Ensayo experimental U-drawing

Como se ha mencionado anteriormente en el apartado Análisis del springback, para poder caracterizar el springback de un material, hay que elegir el ensayo que mejor reproduzca las condiciones tensionales que se dan en el proceso de conformado objeto de análisis. En esta tesis se pretende caracterizar el springback del Inconel 718 que se da en procesos de embutición a temperatura ambiente. Esto indica que el ensayo más adecuado para tal fin sea el ensayo de U-drawing.

El ensayo de embutición restringida U-Drawing, está compuesto por un punzón, una matriz y un pisador. En el ensayo, es la presión ejercida por el pisador la que restringe el flujo de la chapa hacia la cavidad del troquel, pero no por completo. Como se ha comentado anteriormente en el apartado Doblados y embuticiones restringidas la base del punzón puede ser semi circular o plana. En el benchmark del Numisheet del año 1993 se definieron los parámetros del ensayo U-Drawing de base plana (ver Fig 2-42). El utillaje de Mondragon Unibertsitatea se diseñó siguiendo las pautas del benchmark del Numisheet del año 1993.

Este apartado se divide en dos subapartados, en el primero se define la metodología y los parámetros del ensayo. Por otro lado en el último apartado se muestran los resultados experimentales del estudio.

5.2.1 Procedimiento experimental

Tal y como se ha comentado antes, en este análisis al igual que en las caracterizaciones anteriores, también se ha analizado el springback del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI.

Para analizar el springback del material estirado y tratado térmicamente, no se han embutido especímenes de material estirado mediante un proceso externo al ensayo de U-drawing tal y como se propuso en el benchmark del Numisheet del año 2011 (Eggertsen et al. 2011). En esta ocasión los prestrains o estiramientos se han llevado a cabo mediante la misma técnica de ensayo. Esto se ha realizado preconformado especímenes de Inconel 718 hasta la mitad de la altura de embutición total de ensayo. Posteriormente los especímenes preconformados se han introducido en el horno para realizar el TTRI.

Para emular las condiciones tribológicas del proceso de embutición del Inconel 718, es necesario aplicar el lubricante Condat Vicafil TFH 4002 sobre los especímenes antes de realizar los ensayos y para poder hacerlo, antes hay que aplicar una capa del spray de grafito Condat G – Start.

En la figura que se muestra a continuación se puede observar el utillaje de U-drawing de Mondragon Unibertsitatea (ver Fig 5-1). Al igual que el utillaje de Nakajima utilizado para analizar la conformabilidad del Inconel 718, el utillaje de U-drawing también se ha montado en la prensa servo hidráulica Gamei de Mondragon Unibertsitatea.

Tabla 5-1: Dimensiones del utillaje de U-drawing de Mondragon Unibertsitatea

L_S (mm)	W_P (mm)	R_P (mm)	W_D (mm)	R_D (mm)	Stroke (mm)
330	100	5	106	8	70,23

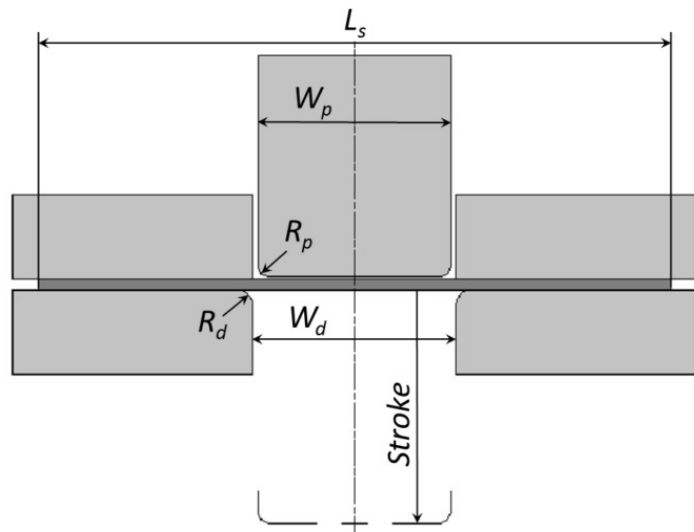
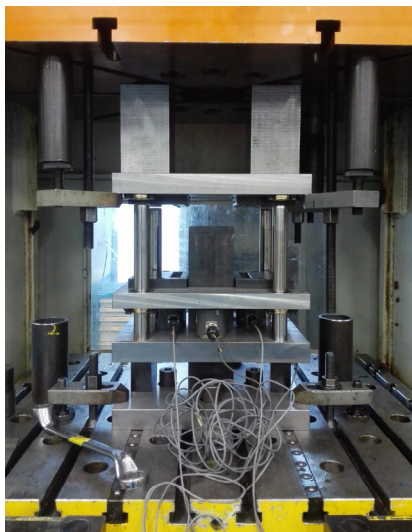


Fig 5-1: Utillaje U-drawing de Mondragon Unibertsitatea

La forma de los especímenes es rectangular, sus dimensiones son 330 mm de largo por 110 mm de ancho. La altura de embutición de ensayo es 70 mm, mientras que la embutición para realizar los prestrains es 35 mm. En el presente estudio se han utilizado dos fuerzas de pisado diferentes, 8 Tn y 28 Tn.

El motivo de la elección de dichas fuerzas de pisado se basa en la intención de cubrir el espectro de presiones de pisado que pueden darse durante el conformado de componentes aeronáuticos de Inconel 718 con geometrías de poca curvatura como es el caso de los vanos del motor de un avión y para observar la influencia del efecto variable del coeficiente de fricción del Inconel 718 (ver Fig 5-2). Teniendo en cuenta que la superficie de contacto de la chapa con el pisador disminuye a medida que el espécimen fluye hacia dentro de la cavidad

del troquel durante el ensayo, con la fuerza de pisado en torno a 8 Tn se cubre un rango de presiones que oscila entre 4 – 8,25 MPa (ver Fig 5-2). Con la fuerza en torno a 28 Tn en cambio, se cubre el rango de presiones que oscila entre 12 – 27 MPa (ver Fig 5-2).

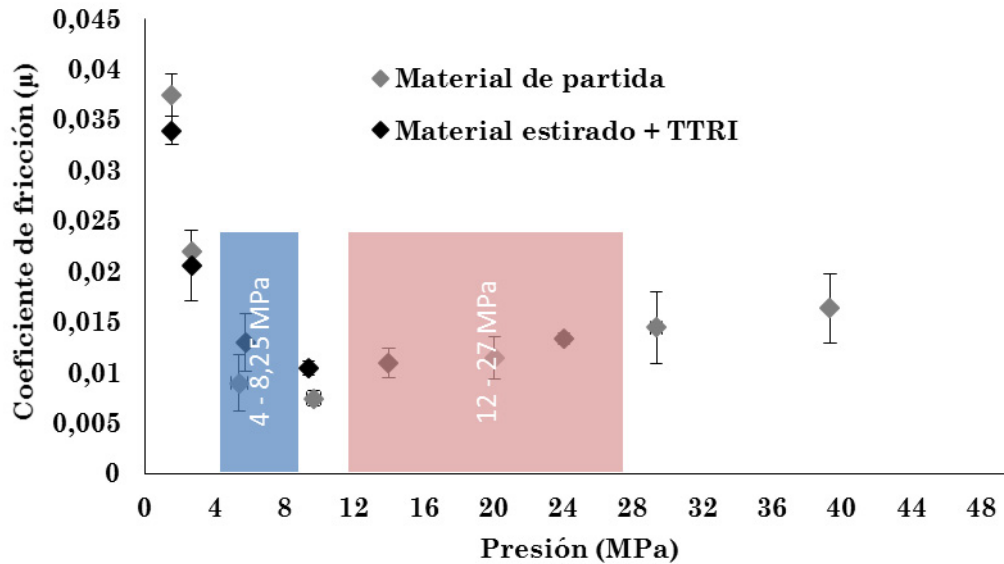


Fig 5-2: Rango de presiones analizado

Las señales que se han monitorizado durante el ensayo son las siguientes, la fuerza de pisado (o fuerza del cojín), la fuerza del embutidor y el desplazamiento del embutidor.

Posteriormente se han medido los perfiles de los especímenes ensayados mediante una máquina de medición tridimensional. Para realizar las mediciones, las probetas ensayadas se colocan sobre una maqueta diseñada específicamente para la medición de probetas de U-Drawing (ver Fig 5-3). Estas mediciones de los perfiles sirven para validar las predicciones de los modelos numéricos del apartado Validación del modelo numérico. Los ángulos definidos para la comparación y validación de los resultados obtenidos son los mismos que se definieron en el benchmark del Numisheet del año 1993 (ver Fig 2-42).



Fig 5-3: Maqueta para medición de especímenes y Probeta de U - Drawing

5.2.2 Resultados experimentales

En este apartado se muestra un resumen de los resultados experimentales del estudio de caracterización del springback del Inconel 718. A continuación se muestra una gráfica con cuatro curvas, cada una hace referencia a la medición realizada con la máquina tridimensional de un único espécimen de cada caso de estudio (ver Fig 5-4).

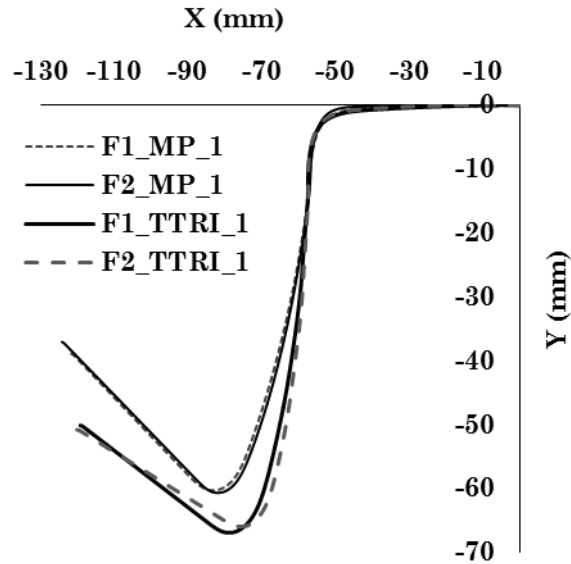


Fig 5-4: Comparación de perfiles de especímenes de U-drawing de los casos de estudio analizados. Cada uno de ellos corresponde al primer ensayo de cuatro repeticiones. F1: 8 Tn de pisado. F2: 28 Tn de pisado. MP: Material de partida. TTRI: Material preconformado y tratado térmicamente

En la gráfica anterior se puede observar que la recuperación elástica o springback de los especímenes de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI, es menor que la de los especímenes de material de partida.

En la tabla Tabla 5-2 se pueden observar de manera cuantitativa las apreciaciones realizadas mediante la comparación de datos como la fuerza de pisado (o fuerza del cojin), la fuerza de embutición, la altura post ensayo del espécimen (h, ver Fig 5-5) y los valores del springback de los ángulos definidos para la posterior comparación de los resultados con las geometrías predecidas por los modelos numéricos de simulación del apartado Simulación numérica U-drawing.

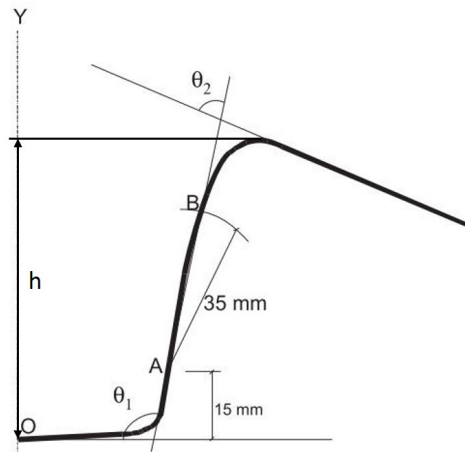


Fig 5-5: Ilustración de las cotas de control

Tabla 5-2: Promedio de los resultados experimentales del estudio de caracterización del springback del Inconel 718

Estado material	Nivel pisado	$\Delta\theta_1$ (°)	$\Delta\theta_2$ (°)	h (mm)	Pisado (Tn)	Conformado (Tn)
Material partida	F1	$8,04 \pm 1,21$	$3,66 \pm 0,20$	$60,60 \pm 0,14$	$8,79 \pm 0,05$	$2,66 \pm 0,14$
	F2	$7,45 \pm 0,58$	$3,22 \pm 0,20$	$61,08 \pm 0,36$	$27,66 \pm 0,09$	$3,87 \pm 0,59$
Prestrain + TTRI	F1	$1,83 \pm 0,60$	$3,61 \pm 0,48$	$66,95 \pm 0,30$	$9,06 \pm 0,09$	$2,46 \pm 0,36$
	F2	$1,11 \pm 0,59$	$3,08 \pm 0,77$	$65,55 \pm 0,37$	$27,25 \pm 0,17$	$4,01 \pm 0,13$

Observando los valores de springback del ángulo θ_1 del material de partida, se aprecia como el springback de los especímenes embutidos con una fuerza de pisado menor es superior a la de los especímenes embutidos con una fuerza de pisado mayor. Ocurre lo mismo con los valores de springback del ángulo θ_2 . Observando los valores de los ángulos de los especímenes del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI también se puede apreciar el mismo comportamiento que en el caso anterior. Al comparar los valores de los ángulos de los dos estados de material analizados, se puede observar que el springback de los especímenes de material estirados y tratados térmicamente con un TTRI es menor que el springback de los especímenes del material de partida. Esta reducción del springback se debe al TTRI aplicado entre operaciones de conformado.

5.3 Simulación numérica U-drawing

Tal y como se ha comentado anteriormente, el uso de software de simulación numérica para la predicción de springback y otros limitantes del proceso de estampación es una práctica habitual en las empresas troqueleras. El motivo principal de esta práctica se debe a que a través de una predicción numérica precisa es posible optimizar el diseño del troquel, lo cual, reduce la cantidad de correcciones a realizar en la puesta a punto. De esta manera, también se reduce el coste del proceso, el tiempo de consolidación del troquel, además del impacto ambiental del proceso.

A continuación en el siguiente apartado, se describen los modelos numéricos utilizados para la predicción de los casos experimentales descritos en el apartado anterior.

5.3.1 Modelos numéricos

En el estudio se han comparado 28 modelos numéricos diferentes. En todos ellos se ha definido un espesor de chapa de 1,645 mm mediante elementos elastoplásticos del tipo Shell. El tamaño inicial de los elementos es de 20 mm con un refinamiento de malla máximo de 6 niveles y 11 puntos de integración a lo largo del espesor. Las condiciones anteriores corresponden a las condiciones de validación final de Autoform, las cuales corresponden a un estándar establecido en la industria para la validación de los procesos de conformado.

El valor del peso específico definido para todas las simulaciones, expresado en la unidad requerida por el software de Autoform, corresponde a $8,214 \times 10^{-5}$ MPa/mm.

El módulo de Poisson definido para los modelos numéricos del material de partida es 0,291. En cambio el valor definido para los modelos numéricos del material estirado y tratado térmicamente común TTRI es 0,288 (ver Tabla 3-6).

El módulo de Young definido para todos los modelos numéricos del material de partida es 183,834 GPa, mientras que el módulo de Young definido para los modelos numéricos del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI es 195,108 GPa (ver Tabla 3-6).

Se ha definido el modelo de Hill 48 en todos los modelos numéricos para modelizar la superficie de fluencia del Inconel 718. Los parámetros de Lankford utilizados para la modelización de la superficie de fluencia del material de partida y para la del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI corresponden a los valores de la Tabla 3-8.

El modelo de endurecimiento isotrópico utilizado para todos los casos es el de Swift. Los parámetros utilizados tanto para la modelización del material de partida como para la

modelización del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI se muestran en la Tabla 4-2.

Se han definido coeficientes de fricción constantes mediante el promedio de los valores experimentales de cada rango de presión analizado (Fig 5-2). El coeficiente de fricción para los modelos de material de partida con un rango de presión comprendido entre 4 – 8,25 MPa es 0,009, mientras que el coeficiente de fricción para los modelos de material de partida con un rango de presión comprendido entre 12 – 27 MPa es 0,0115. El coeficiente de fricción para los modelos de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI con un rango de presión comprendido entre 4 – 8,25 MPa es 0,013. En cambio el coeficiente de fricción para los modelos de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI con un rango de presión comprendido entre 12 – 27 MPa es 0,0122.

Con los datos anteriores se define el modelo base o modelo convencional para cada estado del material. Los modelos restantes se forman a partir de la modificación de dichos modelos básicos, teniendo en cuenta los dos niveles de presión analizados además de los parámetros del material y del proceso que se muestran en la Tabla 5-3.

La variación que muestran los modelos Isotrópicos de la Tabla 5-3 respecto al modelo básico correspondiente, es el tipo de endurecimiento isotrópico. Los modelos Young incorporan el módulo elástico aparente como variable respecto al modelo básico correspondiente. Los modelos Cinemáticos en cambio muestran una variación en el tipo de endurecimiento. Por otro lado, los modelos Full contemplan los cambios de los dos modelos descritos anteriormente. Los modelos Filzek muestran un cambio en el parámetro tribológico del proceso.

Tabla 5-3: Modelos numéricos derivados de la modificación del modelo convencional mediante la variación de los siguientes parámetros

Tipo parámetro	Nombre modelo	Variable	Estado material	Variación
Parámetros del material	Isotrópico	Modelo endurecimiento isotrópico (Ludwik)		$K = 1817,350$
			Material partida	$n = 0,70945$
				$\sigma_0 = 429,695$
			Material estirado +TTRI	$K = 2006,707$
				$n = 0,74708$
				$\sigma_0 = 424,703$
	Young	Módulo elástico aparente		$E = 183,834$
			Material partida	$\gamma = 0,1868$
				$\chi = 104,310$
			Material estirado +TTRI	$E = 195,108$
				$\gamma = 0,2388$
				$\chi = 116,200$
Cinemático	Modelo endurecimiento cinemático		$K = 0,005$	
		Material partida	$\xi = 0,29$	
		Material estirado +TTRI	$K = 0,005$	
			$\xi = 0,29$	
		Material partida	Young + Cinemático	
		Material estirado +TTRI	Young + Cinemático	
Parámetros tribológicos del proceso	Filzek	Coeficiente de fricción en función de la presión		$P_0 = 1,717$
			Material partida	$\mu_0 = 0,034$
				$n = 0,125$
			Material estirado +TTRI	$P_0 = 1,945$
				$\mu_0 = 0,029$
				$n = 0,348$

Los modelos de simulación del conformado de especímenes del material de partida se realizan en dos etapas. La primera etapa corresponde a la etapa de conformado y la segunda a la etapa corresponde a la etapa de springback.

El springback se realiza mediante la combinación de un grupo de semi esferas y dos puntos de sujeción (ver Fig 5-6). Las semi esferas forman un conjunto de apoyos puntuales que simulan el plano de apoyo de la maqueta empleada durante la medición de los especímenes en la máquina de medición tridimensional (ver Fig 5-6). Los puntos de sujeción en cambio, sirven para simular los tornillos de la maqueta, los cuales se utilizan como puntos de sujeción del espécimen durante el proceso de medición.

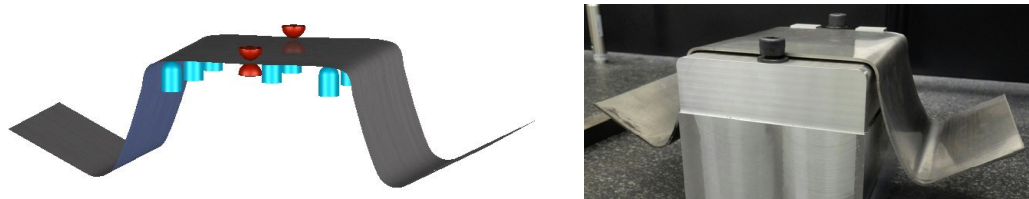


Fig 5-6: Izquierda: Detalle de la modelización de la etapa de springback. Derecha: detalle de la maqueta para realizar la medición tridimensional

En el caso de los modelos numéricos para la predicción del springback del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI, las simulaciones se realizan en cinco etapas. En la primera etapa se simula el prestrain del espécimen, para ello se utilizan los parámetros correspondientes al estado del material de partida. En la segunda etapa se simula el springback de la primera operación de conformado. En la tercera etapa se simula el TTRI mediante el cual se eliminan las tensiones residuales del espécimen. La cuarta etapa corresponde a la segunda operación de conformado, para la cual se utilizan los parámetros correspondientes al material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. Por último se simula el springback de la última operación de conformado.

5.4 Validación del modelo numérico

A continuación tras realizar los ensayos experimentales y las simulaciones respectivas del ensayo U-drawing con los diferentes modelos numéricos propuestos, se procede a la comparación de los resultados obtenidos con la finalidad de validar un modelo para la predicción numérica del springback del Inconel 718.

En la Fig 5-7 se muestra el perfil experimental de un espécimen del material de partida conformado con el nivel de pisado más alto y los perfiles de las predicciones de los modelos numéricos analizados (ver Tabla 5-3). Se puede observar como la predicción numérica en rasgos generales es muy similar a la experimental. Aparentemente se puede observar que la predicción del ángulo θ_1 es prácticamente la misma en todos los modelos analizados y a su vez la más precisa. También se puede observar que la predicción del ángulo θ_2 no es tan precisa en algunos casos como la del ángulo anterior y es aquí donde se pueden notar las diferencias entre los diferentes modelos analizados. Esto se puede observar con mayor detalle en la Fig 5-8.

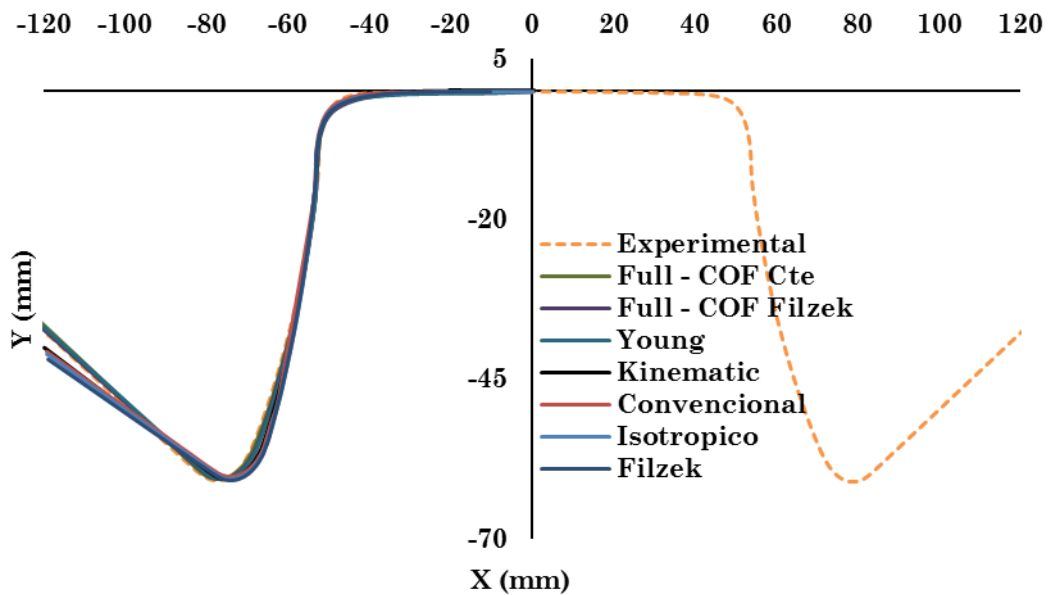


Fig 5-7: Perfil experimental de un espécimen del material de partida conformado al nivel más alto de fuerza de pisado y perfiles de las predicciones numéricas analizadas

Tal y como se observa en la Fig 5-8, a simple vista el modelo que mejor predice el springback del ángulo θ_2 es el modelo Full – COF Filzek, seguido del modelo Young y el modelo Full – COF Cte. El modelo más preciso después de los dos anteriores es el modelo Kinematic. Entre los modelos menos precisos encontramos el modelo Convencional, el Isotropico y el de Filzek. Siendo el modelo Convencional el más preciso de este último grupo y el modelo de Filzek el menos preciso. Prestando atención a la predicción de la pared vertical del espécimen, se puede observar que el modelo más preciso es el Full – COF Cte, seguido muy de cerca del modelo Full – COF Filzek y el modelo Young.

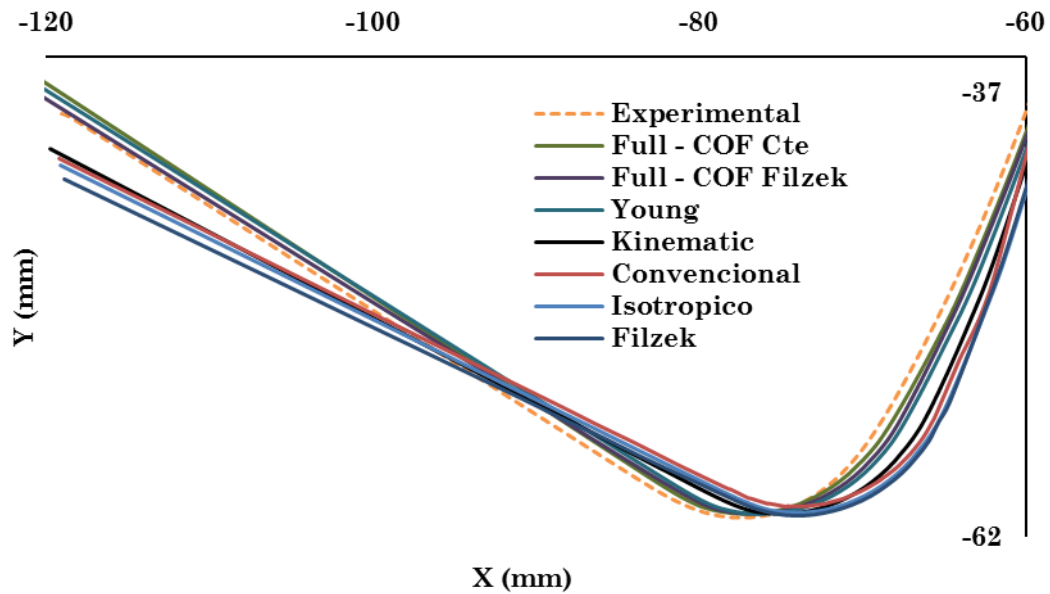


Fig 5-8: Detalle del perfil experimental de un espécimen del material de partida conformado al nivel más alto de fuerza de pisado y de los perfiles de las predicciones numéricas estudiadas

En las tablas que se muestran a continuación (ver Tabla 5-4 y Tabla 5-5) se resumen los ángulos de springback de los ángulos de control θ_1 y θ_2 de los modelos numéricos analizados. Por otro lado también se muestra la diferencia del ángulo de springback numérico respecto al ángulo de springback experimental u objetivo correspondiente en cada caso. En la primera se muestran los datos referentes al nivel de fuerza de pisado más bajo. En la segunda en cambio se muestran los datos referentes al nivel de fuerza de pisado más alto.

Tabla 5-4: Ángulos de springback de los ángulos de control θ_1 y θ_2 de los modelos numéricos analizados (Nivel de fuerza de pisado más bajo)

Estado material	Modelo numérico	$\Delta\theta_1$ (°)	Obj - $\Delta\theta_1$ (°)	$\Delta\theta_2$ (°)	Obj - $\Delta\theta_2$ (°)
Material partida (objetivo $\Delta\theta_1 = 7,60$; $\Delta\theta_2 = 3,45$)	Convencional	5,00	2,60	0,27	3,18
	Filzek	4,64	2,96	0,08	3,37
	Isotropico	4,84	2,76	0,29	3,16
	Kinematic	5,44	2,16	1,85	1,60
	Young	6,92	0,68	1,82	1,63
	Full - COF Cte	7,31	0,29	2,14	1,31
	Full - COF Filzek	6,87	0,73	2,13	1,32

Prestrain + TTRI (objetivo $\Delta\theta_1 = 2,04$; $\Delta\theta_2 = 4,13$)	Convencional	0,16	1,88	-0,15	4,28
	Filzek	0,07	1,97	-0,10	4,23
	Isotropico	0,18	1,86	-0,04	4,17
	Kinematic	0,25	1,79	0,98	3,15
	Young	1,06	0,98	1,15	2,98
	Full – COF Cte	1,18	0,86	3,65	0,48
	Full – COF Filzek	1,16	0,88	3,48	0,65

Tabla 5-5: Ángulos de springback de los ángulos de control θ_1 y θ_2 de los modelos numéricos analizados (Nivel de fuerza de pisado más alto)

Estado material	Modelo numérico	$\Delta\theta_1$ (°)	Obj - $\Delta\theta_1$ (°)	$\Delta\theta_2$ (°)	Obj - $\Delta\theta_2$ (°)
Material partida (objetivo $\Delta\theta_1 = 7,28$; $\Delta\theta_2 = 3,45$)	Convencional	4,38	2,90	0,34	3,11
	Filzek	4,59	2,69	0,35	3,10
	Isotropico	4,36	2,92	0,34	3,11
	Kinematic	4,66	2,62	0,57	2,88
	Young	6,39	0,89	1,12	2,33
	Full – COF Cte	7,02	0,26	2,56	0,89
	Full – COF Filzek	7,10	0,18	2,60	0,85
Prestrain + TTRI (objetivo $\Delta\theta_1 = 1,56$; $\Delta\theta_2 = 3,85$)	Convencional	0,21	1,35	0,64	3,21
	Filzek	0,24	1,32	0,73	3,12
	Isotropico	0,21	1,35	0,67	3,18
	Kinematic	0,43	1,13	0,75	3,10
	Young	0,53	1,03	1,24	2,61
	Full – COF Cte	0,77	0,79	3,02	0,83
	Full – COF Filzek	0,81	0,75	3,03	0,82

A continuación se muestra de manera cuantitativa mediante gráficos de barras el nivel de acierto de cada modelo respecto al ángulo de springback. La primera gráfica corresponde a la predicción del ángulo θ_1 de los especímenes de material de partida y de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI conformados al nivel de fuerza más bajo (Fig 5-9).

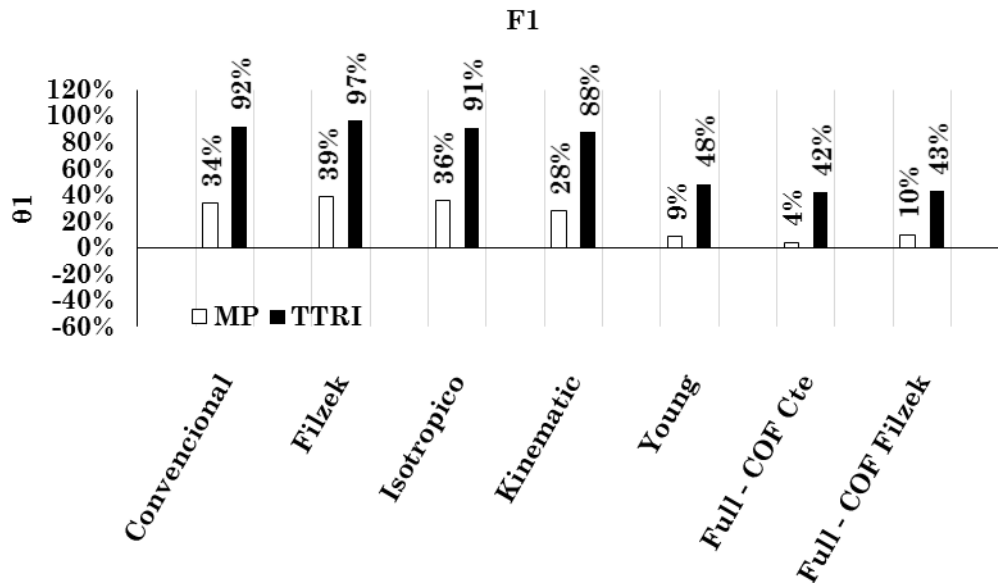


Fig 5-9: Error de la predicción numérica de los modelos analizados del ángulo de springback θ_1 de especímenes de material de partida y de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI conformados al nivel más bajo de fuerza de pisado

En la Fig 5-9, se puede observar la diferencia que existe entre los valores de acierto de los modelos numéricos del espécimen de material de partida respecto a los del espécimen de material estirado y tratado térmicamente. Esta diferencia se debe a que el ángulo de springback del espécimen de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI es menor que el del espécimen de material de partida (Tabla 5-2), lo cual hace que en proporción el error aumente considerablemente.

Por otro lado, también se puede observar que se aprecian dos grupos en la predicción de dicho ángulo en los dos estados de material estudiado. El grupo con el nivel de acierto más bajo está compuesto por el modelo Kinematic, el modelo Convencional, el modelo de Filzek y el modelo Isotropico. Se puede observar que el nivel de acierto de estos tres últimos modelos es muy similar mientras que el nivel de acierto del modelo Kinematic es ligeramente superior. El siguiente grupo, es el de mayor nivel de acierto. Este está compuesto por el modelo Full - COF Cte, Full - COF Filzek y Young. En este último grupo, el nivel de acierto entre modelos también es similar, pero se puede observar que el modelo con mayor nivel de acierto para los dos estados de material estudiados es el modelo Full - COF Cte. También se puede observar que la modelización del módulo elástico aparente y la modelización del endurecimiento cinemático tienen una influencia considerable en el aumento del nivel de acierto de la predicción del ángulo θ_1 , siendo la primera la de mayor influencia. La combinación de ambos modelos aumenta considerablemente el nivel de acierto de la predicción. El efecto del coeficiente de fricción en función de la presión en el

modelo Convencional y en el modelo Full es inapreciable frente a los coeficientes constantes empleados en los modelos homólogos.

A continuación se muestra la predicción del ángulo θ_2 de los especímenes de material de partida y de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI conformados al nivel de fuerza más bajo (ver Fig 5-10).

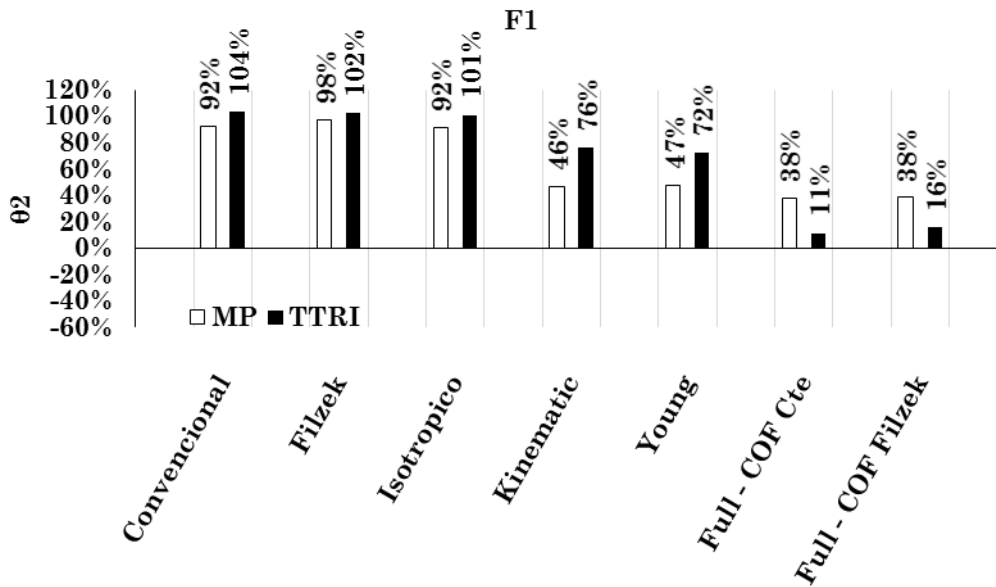


Fig 5-10: Error de la predicción numérica de los modelos analizados del ángulo de springback θ_2 de especímenes de material de partida y de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI conformados al nivel más bajo de fuerza de pisado

En la Fig 5-10, por un lado se puede observar que en este caso la diferencia observada anteriormente entre los niveles de acierto de los modelos numéricos del espécimen de material de partida respecto a los del espécimen de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI (ver Fig 5-9), es menor. Esto se debe a que en esta ocasión el ángulo de springback θ_2 del espécimen de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI es similar que el del espécimen de material de partida (Tabla 5-2), lo cual hace que en proporción la diferencia entre los errores no sea tan evidente.

En esta ocasión, se pueden observar tres grupos de nivel de acierto. Por un lado, está el grupo de menor nivel de acierto, el cual está compuesto por el modelo Kinematic, el modelo Convencional y el modelo de Filzek. Por otro lado está el grupo compuesto por el modelo Kinematic y el modelo Young. En este último, el nivel de acierto del modelo Kinematic es similar al del modelo de Young. El grupo con el mayor nivel de acierto está compuesto por el modelo Full – COF Cte y Full – COF Filzek. En este último grupo, el nivel de acierto entre ambos modelos también es similar, pero se puede observar que el modelo con mayor nivel

de acierto para los dos estados de material estudiados es el modelo Full – COF Cte. Al igual que en el caso anterior, el efecto del coeficiente de fricción en función de la presión empleado tanto en el modelo Convencional como en el modelo Full es inapreciable frente a los coeficientes constantes empleados en los modelos homólogos.

A continuación se realiza el análisis de la predicción de los ángulos θ_1 y θ_2 de los especímenes de material de partida y de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI conformados al nivel de fuerza más alto. La primera gráfica corresponde a la predicción del ángulo θ_1 (ver Fig 5-11).

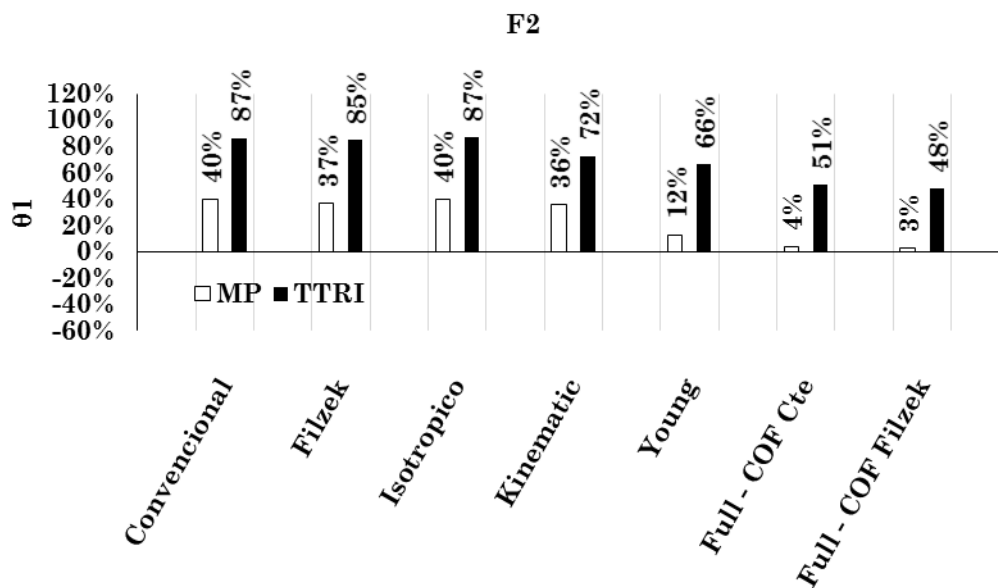


Fig 5-11: Error de la predicción numérica de los modelos analizados del ángulo de springback θ_1 de especímenes de material de partida y de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI conformados al nivel más alto de fuerza de pisado

Al igual que en el estudio de la predicción del ángulo θ_1 de especímenes de material de partida y de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI conformados al nivel de fuerza más bajo (ver Fig 5-9), en la Fig 5-11 existe una diferencia entre los valores de acierto de los modelos numéricos del espécimen de material de partida respecto a los del espécimen de material estirado y tratado térmicamente. Esta diferencia, otra vez se debe a que el ángulo de springback del espécimen de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI es menor que el del espécimen de material de partida (Tabla 5-2), lo cual hace que en proporción el error aumente considerablemente.

También se observa la existencia de dos grupos diferentes, los cuales reflejan los dos niveles diferentes de acierto comentados anteriormente. Al igual que en la comparación de las predicciones anteriores de especímenes conformados al nivel de fuerza más bajo, el grupo

compuesto por los modelos Full – COF Cte, Full – COF Filzek y Young, es el grupo con mayor nivel de acierto. Además se puede observar que en este caso el modelo con mayor nivel de acierto para los dos estados de material estudiados es el modelo Full – COF Filzek. En el estudio también se puede observar que en esta ocasión el efecto del coeficiente de fricción en función de la presión, empleado tanto en el modelo Convencional como en el modelo Full, es más significativo frente a los coeficientes constantes empleados en los modelos homólogos.

En la siguiente gráfica (ver Fig 5-12) se analiza la predicción del ángulo θ_2 de los especímenes de material de partida y de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI conformados al nivel de fuerza más alto.

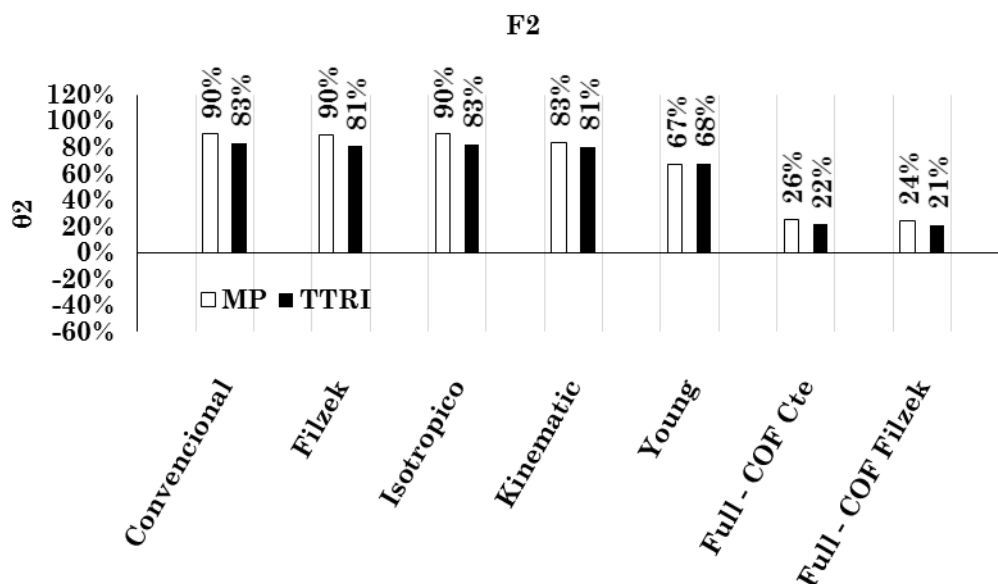


Fig 5-12: Error de la predicción numérica de los modelos analizados del ángulo de springback θ_2 de especímenes de material de partida y de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI conformados al nivel más alto de fuerza de pisado

Debido a la similitud que existe entre el ángulo de springback de los especímenes de material de partida y los especímenes de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI conformados al nivel más alto de fuerza de pisado, el nivel de acierto de los modelos que predicen el ángulo de springback de los dos estados de material estudiados en cada caso, es muy similar.

También se distinguen los dos grupos de diferentes niveles de acierto mencionados anteriormente. En esta ocasión el modelo con mayor nivel de acierto es el Full – COF Filzek. Al igual que en la predicción del ángulo θ_1 de los especímenes conformados al nivel de fuerza de pisado más alto, el efecto del coeficiente de fricción en función de la presión, es

más significativo que en la predicción del ángulo θ_2 de los especímenes conformados al nivel de fuerza más bajo.

A continuación se muestra el perfil de deformación plástica de la sección central de la simulación de un espécimen del material de partida conformado al nivel de fuerza de pisado más alto (ver Fig 5-13). En ella, se puede observar el nivel y la distribución de la deformación plástica, la cual se concentra más alrededor de los radios en los que se determinan los ángulos de control θ_1 y θ_2 . El nivel de deformación alcanzado en la simulación del ensayo U-Drawing, es suficiente para producir un cambio notable en la evolución del módulo elástico aparente del Inconel 718. Tal y como se ha mencionado en apartados anteriores, la modelización del módulo elástico aparente es imprescindible para lograr una correcta predicción del springback. Por ello los modelos que contemplan la evolución del módulo elástico aparente del Inconel 718 en función de la deformación plástica como el Full – COF Cte, Full – COF Filzek o el modelo de Young, son los más precisos a la hora de representar el comportamiento real del Inconel 718 durante la simulación del ensayo U-Drawing. Por otro lado, a pesar del impacto mínimo que supondría en la predicción del springback, hay que mencionar que la poca diferencia entre los resultados obtenidos con el modelo Convencional y el modelo Isotrópico, en parte se debe al bajo nivel de deformación plástica alcanzado durante el ensayo. Para que el cambio de la predicción entre estos modelos numéricos sea evidente, el porcentaje de deformación plástica debería de ser superior al 40%, ya que hasta ese nivel de deformación ambos modelos tienen los mismos puntos experimentales de tensión – deformación. Es a partir de ese nivel de deformación cuando se aprecian las diferencias de la modelización del endurecimiento isotrópico de cada modelo numérico.

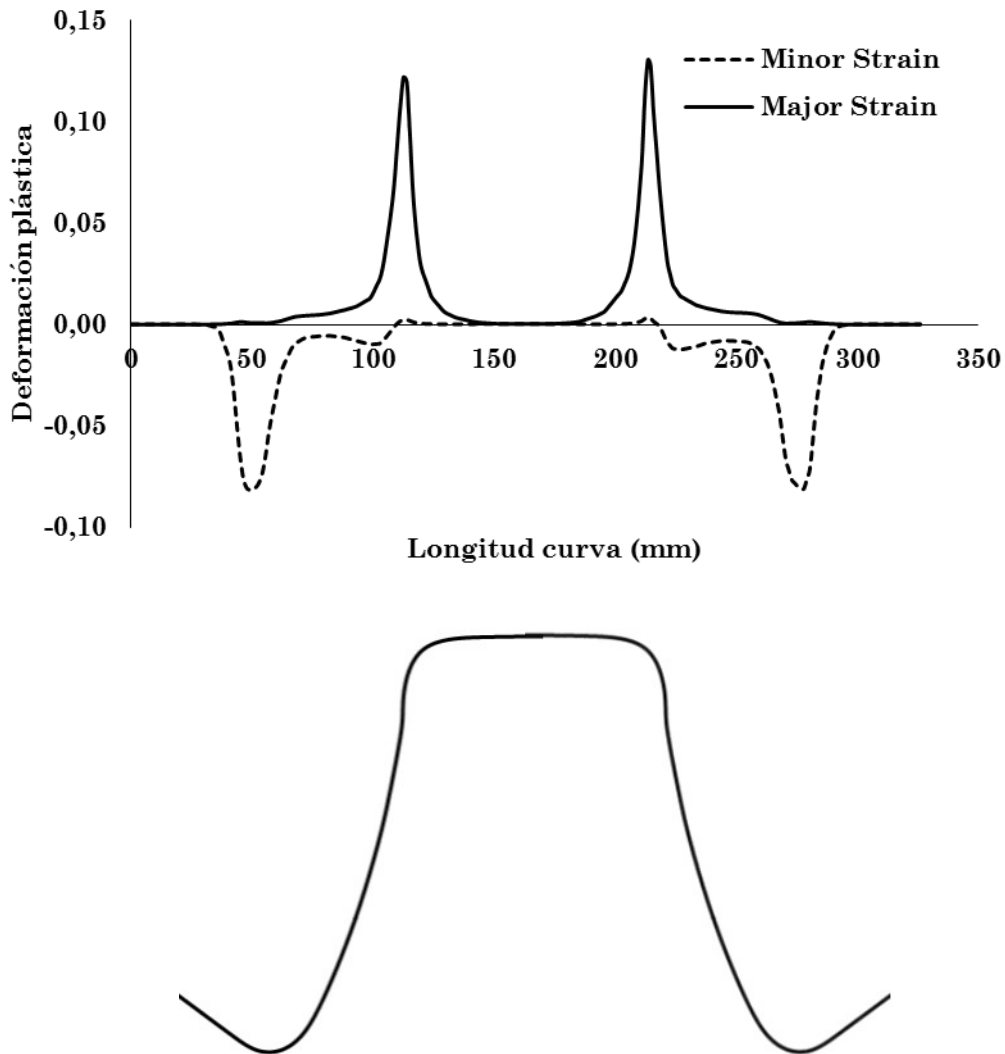


Fig 5-13: Arriba: Detalle del perfil de deformación plástica de la sección central de la simulación de un espécimen de material de partida conformado al nivel de fuerza de pisado más alto. Debajo: perfil escalado de la probeta

5.5 Conclusiones

En este capítulo se ha validado la modelización numérica del Inconel 718 llevada a cabo en el Capítulo Modelización numérica. La validación se ha realizado por medio del ensayo U-drawing definido según el benchmark del Numisheet del año 1993. El motivo de la elección de este tipo de ensayo, se debe a que es el más representativo de un proceso de embutición industrial además de ser uno de los más utilizados por diversos autores para validar la precisión de diferentes modelos de material a nivel de springback. Tal y como se ha realizado en los capítulos anteriores, el estudio se realiza tanto con el material de partida y como con el material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. También se ha estudiado la influencia del tratamiento térmico en la recuperación elástica del Inconel 718.

Se han definido dos niveles de fuerza de pisado con el objetivo de cubrir el rango de presiones existentes en los procesos de embutición de componentes aeronáuticos con geometrías de poca curvatura como es el caso de los vanos del motor de un avión fabricados con Inconel 718.

Tal y como se ha observado en la Tabla 5-2, los especímenes de ambos estados del material embutidos al nivel de fuerza de pisado más alto, sufren una recuperación elástica menor que la de los especímenes conformados al nivel de fuerza de pisado más bajo. Por otro lado, al comparar los valores de los ángulos de springback de especímenes conformados al mismo nivel de fuerza de pisado pero de diferentes estados del material, se ha observado que los especímenes de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI tienen menor recuperación elástica que los especímenes de material de partida. Esta reducción del springback se debe al TTRI aplicado entre operaciones de conformado.

Al analizar los perfiles de la Fig 5-7 se ha observado que la predicción numérica en rasgos generales es muy similar a la experimental. Para observar cuantitativamente los cambios entre las modelizaciones numéricas analizadas se ha hecho uso de diagramas de barras. En ellos se ha observado que en general se diferencian dos grupos de modelos diferentes y por lo tanto dos niveles de predicción diferentes.

El grupo con el menor nivel de acierto en el springback de los ángulos de control definidos y de la curvatura de la pared vertical del espécimen, está formado por los modelos Kinematicos, Isotropicos, Filzek y Convencionales. Dentro de este grupo el modelo con mayor nivel de acierto para todos los casos analizados es el Kinematic. El grupo con el nivel de acierto más alto en la predicción del springback de los ángulos de control definidos y de la curvatura de la pared vertical del espécimen, está formado por los modelos Full – COF Cte, Ful – COF Filzek y Young. El primero es el más preciso en la predicción del springback de los especímenes conformados al nivel más bajo de fuerza de pisado, mientras que el segundo es el más preciso en la predicción del springback de los especímenes conformados al nivel más alto de fuerza de pisado. En este caso de estudio, se puede concluir que dentro de la constitución de estos modelos avanzados, la modelización del módulo elástico aparente es la más influyente que la modelización del endurecimiento cinemático a la hora de predecir el springback del Inconel 718. Es por ello que los modelos de Young se encuentran en este segundo grupo junto a los más avanzados. Zang et al. (2013) buscando una solución al problema planteado en benchmark del Numisheet del año 2011 (predecir el springback de chapas previamente estiradas mediante el ensayo U-Drawing), concluyeron que la correcta modelización del módulo elástico aparente era más influyente que representar las diferentes etapas del efecto Bauschinger (ver Fig 2-24) a la hora de predecir el springback. Argandoña et al. (2017) también concluyeron en su estudio de la predicción del springback

del acero de tercera generación Fortiform 1050 que la modelización del módulo elástico aparente es la más influyente a la hora de predecir el springback.

El efecto de la modelización del coeficiente de fricción en función de la presión a la hora de predecir el springback no es destacable, pero si es significativo en la predicción del springback de los especímenes conformados al nivel más alto de fuerza de pisado. Esto puede atribuirse a la disparidad entre los coeficientes de fricción constantes y los modelizados por el modelo de Filzek a presiones más altas. Argandoña et al. (2017) también concluyeron que el uso del modelo de Filzek para la modelización del coeficiente de fricción del acero de tercera generación incrementaba el acierto de la predicción del springback.

Mediante el análisis del perfil de deformación plástica de la sección central de la simulación de un espécimen, se ha observado que dicha deformación mayormente se concentra alrededor de los radios a partir de los cuales se determinan los ángulos de control.

CAPÍTULO VI

CONCLUSIONES Y LÍNEAS FUTURAS

6.1 Conclusiones

El objetivo principal de esta tesis es predecir mediante simulación numérica, tanto en condiciones estándares, como en condiciones post tratamiento térmico, el comportamiento real del Inconel 718 en procesos de embutición a temperatura ambiente desde el punto de vista del springback y de la conformabilidad. Para satisfacer este objetivo general, se ha realizado una validación de la predicción numérica de las simulaciones, para la cual ha sido necesario realizar una caracterización experimental avanzada del Inconel 718 bajo condiciones iniciales del material de partida y condiciones post TTRI y una posterior modelización numérica avanzada tanto de los parámetros del material como de los parámetros de proceso correspondientes. Como conclusión general se ha observado que la implementación de modelos de material avanzados ha derivado en una mejora de en torno a un 39% y 69% de los parámetros de control definidos como θ_1 y θ_2 para la predicción del springback en este trabajo.

En el Capítulo Caracterización experimental, se detalla la caracterización experimental avanzada llevada a cabo para el estudio del Inconel 718 bajo condiciones iniciales del material de partida y condiciones post TTRI. Tal y como se detalla en el comienzo del Capítulo Caracterización experimental en el apartado Material y tratamiento térmico y como se ha observado posteriormente macroscópicamente en cada apartado de caracterización experimental, el TTRI es un tratamiento térmico específico para eliminar las tensiones internas del Inconel 718 y restituir sus propiedades mecánicas las cuales han sido alteradas por una deformación plástica anterior. Esta caracterización avanzada cubre los aspectos más importantes necesarios para alimentar los modelos de simulación numérica. Como, por ejemplo, el comportamiento elástico del material, la superficie de fluencia, el endurecimiento, la conformabilidad y el comportamiento tribológico. Las conclusiones obtenidas a partir de esta caracterización son:

- Se ha observado que tanto el método de medición del módulo de Young como el método de evaluación del mismo influyen considerablemente en el valor obtenido. También se ha observado un decremento significativo en la evolución del módulo elástico aparente del Inconel 718. De la misma manera se han observado variaciones en el resultado en función del método de medición y el método de evaluación. Sino se tiene en cuenta lo mencionado anteriormente a la hora de hacer simulaciones numéricas, las diferencias entre el springback real y el predecido serán considerables. Es imprescindible definir una metodología tanto para la medición como para la evaluación del módulo de Young y del módulo elástico aparente del Inconel 718 como la establecida en el apartado Caracterización elástica.
- Se ha observado que tanto las superficies de fluencia del material de partida como la del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI son simétricas además de muy similares entre sí.
- El Inconel 718 tras una inversión de la dirección de la carga, presenta un endurecimiento mixto más próximo al endurecimiento cinemático puro que al isotrópico, lo cual indica que la elección de un modelo de endurecimiento apropiado es clave a la hora de simular el proceso de conformado de componentes industriales complejos con diferentes cambios en la dirección de la deformación. En cambio la modelización del endurecimiento mixto no será tan crucial, aunque no dejará de ser influyente, en el caso de la simulación de procesos de conformado de componentes con formas suaves con un radio de curvatura considerable, en los cuales no se dan diferentes cambios en la dirección de la deformación.
- Al estudiar la conformabilidad del material de partida y del material estirado y tratado térmicamente con un TTRI, se ha observado que los especímenes que han sido estirados, tras el TTRI además de restaurar sus propiedades mecánicas aumentan su conformabilidad. Este efecto es un parámetro importante a tener en cuenta a la hora de diseñar los procesos de fabricación de componentes de Inconel 718. Ya que permitiría ampliar el espectro de las geometrías de los componentes que podrían conformarse mediante el proceso de embutición a temperatura ambiente.
- Se ha observado que el coeficiente de fricción medido entre la chapa de Inconel 718 y las estampas de los troqueles, cuyo valor medio oscila alrededor de 0,012, es sensible a la presión de contacto. La forma de la evolución del mismo presenta una forma atípica comparada con la de otros metales como el acero, en los cuales el coeficiente de fricción disminuye en función del aumento de la presión. En el estudio

realizado el valor del coeficiente de fricción disminuye a medida que aumenta la presión pero al alcanzar la presión de 10 MPa el coeficiente de fricción aumenta a medida que aumenta la presión de contacto. A pesar del cambio topográfico observado de la superficie del material producido por el estiramiento y posterior TTRI, no se han observado diferencias significativas en la evolución del coeficiente del Inconel 718. Se presume que este fenómeno se debe las condiciones tribológicas del proceso inducidas por el lubricante utilizado.

- Mediante el análisis metalográfico se ha observado que los granos del material estirado se reorientan por el efecto del TTRI hasta tal punto que llegan a ser muy similares a los del material de partida. Este es el motivo de la restauración del Inconel 718 a nivel macroscópico, la cual hace que el material estirado previamente tenga propiedades mecánicas similares que las del material de partida además de un nivel de conformabilidad extra.

En el Capítulo 4 Modelización numérica se muestra la modelización numérica avanzada del Inconel 718, tanto para condiciones iniciales del material de partida, como para condiciones del material estirado post TTRI. Solo a través de una correcta modelización se consigue la predicción numérica precisa que permite optimizar el diseño de los troqueles, de manera que se reduzcan las correcciones a realizar durante la puesta a punto. Del mismo modo, también se reduce el coste del proceso, el tiempo de consolidación del troquel, además del impacto medioambiental. Las conclusiones obtenidas a partir de esta modelización son:

- Se ha observado que el modelo de Yoshida es adecuado para la modelización del decremento del módulo elástico aparente de los dos estados de material analizados. También se ha observado la destacable similitud del decremento del módulo elástico aparente de los dos estados de material analizados.
- Debido a la simetría experimental de las superficies de fluencia del material de partida y del material tratado térmicamente con un TTRI, se ha observado que los modelos de fluencia simétricos como el de Hill 48, propuesto por los diferentes autores que han estudiado dicho material, resultan ser los más adecuados para modelizar la fluencia del Inconel 718.
- Se ha observado que el modelo de Swift es el más adecuado para la modelización del endurecimiento isotrópico de los dos estados de material analizados. Por otro lado, también se ha observado que para modelizar el endurecimiento mixto del Inconel 718 se requieren modelos que sean capaces de representar las diferentes etapas del efecto Bauschinger como el early re-plastification, transient softening y work hardening stagnation. También se ha observado que el modelo implementado en el

software de Autoform es adecuado para ello, pero que es más preciso cuando la deformación plástica de la inversión de la carga se realiza alrededor de un 6%.

- La modelización de la conformabilidad del Inconel 718 se ha realizado mediante el uso de diagramas FLD. Se ha observado el incremento del límite de conformabilidad producido por el TTRI.
- Se ha observado que el modelo de Filzek, el cual es uno de los más utilizados en los software de simulación comerciales más populares para modelizar el coeficiente de fricción en función de la presión, no resulta ser el más adecuado para reproducir la evolución del coeficiente de fricción del Inconel 718 en función de la presión. Debido a ello se ha desarrollado un nuevo modelo analítico específico para la modelización de la tendencia del coeficiente de fricción del Inconel 718.

En el Capítulo 5 Validación numérica desde el punto de vista del springback, se ha realizado una validación de la predicción numérica del Inconel 718 desde el punto de vista del springback. Para ello se han comparado simulaciones del ensayo U-drawing definido en el benchmark del Numisheet del año 1993, con sus resultados experimentales homólogos. En esta comparativa se han implementado desde modelos de material convencionales hasta modelos de material avanzados para ver qué tipo de modelo es el más adecuado para representar el comportamiento real de la chapa. Tal y como se ha realizado en los capítulos anteriores, el estudio se ha realizado tanto con el material de partida y como con el material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. También se ha estudiado la influencia del tratamiento térmico en la recuperación elástica del Inconel 718. Las conclusiones obtenidas a partir de esta validación son:

- Se ha observado que el springback de los ángulos de control definidos para la validación disminuye a medida que aumenta el nivel de la fuerza de pisado. Por otro lado se ha observado que el TTRI disminuye el springback de dichos ángulos. Este es un aspecto que debe de tenerse en cuenta a la hora de definir el proceso de fabricación debido a que a través del uso del TTRI es posible acercarse más a las tolerancias definidas.
- Se ha observado que los modelos más avanzados son los que mejor representan el comportamiento real del Inconel 718. Además se ha concluido que la modelización del módulo elástico aparente resulta ser el parámetro del material más influyente en el caso estudiado a la hora de predecir el springback. Esto se debe a que el régimen elástico es el predominante.

6.2 Líneas futuras

Tal y como se ha mencionado anteriormente, se ha optimizado el procedimiento de la simulación del Inconel 718, tanto en condiciones de material de partida como en condiciones de material estirado y tratado térmicamente con un TTRI. No obstante, existen tareas a futuro que ayudarán a mejorar los logros actuales. Esas tareas son las que se listan a continuación:

- Se ha visto que la superficie de fluencia del Inconel 718 es simétrica, pero se desconoce la forma que adopta tanto en la zona de tracción como de compresión biaxial. El primer paso consistiría en obtener dichos puntos biaxiales. Después habría que comparar la modelización de dichos puntos con los modelos de fluencia propuestos por diferentes autores para la modelización de la superficie de fluencia del Inconel 718 y que aun no se encuentran disponibles en los software de simulación comerciales.
- De la misma manera habría que comparar las modelizaciones de otros modelos de endurecimiento mixto.
- Se ha observado que las modelizaciones actuales del coeficiente de fricción en función de la presión no son adecuadas para representar las condiciones tribológicas del proceso de embutición del Inconel 718 en la condición de lubricación analizada. El paso a dar para mejorar en este aspecto sería implementar en un software de simulación numérica el nuevo modelo analítico desarrollado para tal fin.
- Para ver mayores diferencias entre los modelos numéricos comparados, habría que realizar los ensayos U-Drawing con fuerzas de pisado más elevadas.
- Se presume que habría que definir otro parámetro de control, como por ejemplo la medición de la curvatura de la pared vertical del U-Drawing, además de los definidos en el Numisheet del año 1993, que permita valorar mejor la calidad de la predicción numérica.
- Se ha podido ver que los modelos avanzados del material son los que mejor representan el comportamiento real del material. Esto se traduce en un nivel de acierto mayor a nivel de springback. Aun así, se han detectado ciertas diferencias entre los modelos numéricos y las mediciones experimentales. Se presume que el motivo de estas diferencias puede deberse a las propias limitaciones del programa de simulación empleado en este trabajo. Por tanto, se propone hacer uso de otros programas de simulación que permitan entre otras cosas modificar el tipo de mallado, o la implementación de otros modelos de material.

PUBLICACIONES

Además de esta tesis, también se han presentado artículos derivados del trabajo de investigación en congresos de carácter internacional:

Conferencia IDDRG 2016:

U.Ulibarri, I.Gil, J.Mendiguren, L.Galdos, E. Sáenz de Argandoña. (2016). Influence of heat treatments on springback and formability of Inconel 718 alloy in multi-stage deep drawing processes at room temperature. (Ulibarri et al. IDDRG 2016)

Conferencia FTF 2016:

U.Ulibarri, E.Saenz de Argandoña, J.Mendiguren, L.Galdos, I.Gil. (2016). Comparison between different measuring methods to determine the young's modulus of inconel 718. (Ulibarri et al. FTF 2016)

Influence of heat treatments on springback and formability of Inconel 718 alloy in multi-stage deep drawing processes at room temperature

U.Ulibarri^{1*}, I.Gil¹, J.Mendiguren¹, L.Galdos¹, E. Sáenz de Argandoña¹

¹Mechanical and Manufacturing Department, Mondragon Unibertsitatea
Loramendi 4, 20500 Arrasate-Mondragon, Spain

E-mail: uulibbarri@mondragon.edu

Abstract. Numerical simulation of metal forming and deep drawing operations is progressively being established in the aeronautical sector while it is a common practice in the automotive sector, where this technique is used for the development of robust processes and precise forming tools decreasing the high set-up times. Post-forming springback is one of the major concerns when designing a new process and needed tools. Several authors are being currently working on this topic and the optimization of the prediction of the final springback using advanced numerical models, developing both advanced material and contact models. These studies include the Young modulus evolution with the plastic strain, the development of advanced material hardening models, improvement of current yield criteria and the use of advanced pressure, velocity and temperature dependent friction coefficients among others. In the present paper, the influence of intermediate heat treatments on the ductility-formability and the springback of multi-stage deep drawing processes is studied for the Inconel 718 superalloy. For that, the Young modulus reduction and the formability increase are analysed with and without heat treatments using cyclic tensile-relaxation and conventional tensile tests.

1. Introduction

Nowadays the use of finite element simulation software is indispensable due to the odds that they provide. They allow the simulation of the whole fabrication process and also the post-forming springback. In this way it is possible to reduce the cost of the development of new tooling and forming processes. Comparing the cost of the HSS (High Strength Steels) and the Inconel 718 nickel based superalloy, it is known that the cost of the last one is very high (30 times the cost of steel[1]). Therefore the use of trial and error methods for the setup of the fabrication process is not possible in the case of nickel based superalloys. That's why the numerical simulation is the key for the development of forming processes with the minimum cost. This concept has been acquired from the automotive sector.

The Inconel 718 nickel based superalloy has a very good formability at room temperature. Due to this characteristic, the migration of the fabrication concepts from automotive sector, in terms of the cost reduction and the advances of the simulation software, the use of the deep drawing manufacturing process at room temperature is becoming more usual in the aeronautic sector. However, sometimes the geometries of the components are very complex and they require high levels of deformation. To achieve these high levels of strain, annealing heat treatments are used. These heat treatments are given at intermediate stages of the manufacturing process, just when extra formability is required. Siefert et al. [2] analysed the influence of intermediate heat treatments in the manufacturing process of AA5182

COMPARISON BETWEEN DIFFERENT MEASURING METHODS TO DETERMINE THE YOUNG'S MODULUS OF INCONEL 718

U.Ulibarri*, E.Saenz de Argandoña, J.Mendiguren¹, L.Galdos¹, I.Gill

¹Mechanical and Manufacturing Department, Mondragon University
Loramendi 4, 20500 Arrasate-Mondragon, Spain
e-mail: uulibari@mondragon.edu, Web page: www.mondragon.edu/eps

ABSTRACT: Finite element modeling of sheet metal forming, which is common practice in the automotive sector, is progressively being established in the aeronautical sector and is used for the development of robust manufacturing process and precise forming tools decreasing the high set-up times. The prediction of the elastic recovery that occurs after forming process, in other words the springback effect, is one of the most important concerns when machine designers develop new fabrication process and needed tools. The state of the art reveals the Young's modulus has a great effect to get reliable numerical results using finite element methods. Recent publication emphasize on the Young's modulus evolution with the plastic strain and the use of kinematic hardening models as the main drivers to significantly increase the success of the numerical prediction. However, no clear sights have been given regarding the optimal method for the characterization of the Young's modulus, being very sensitive to the test procedure. In the present paper, four different methods have been compared for measuring the Young's modulus of the Inconel 718. On the one hand, material uniaxial tests have been used to evaluate the elastic modulus, using a mechanical contact extensometer, high deformation strain gages and digital image correlation techniques using GOM Aramis system. Secondly, the Young's modulus was evaluated to compare with the previous ones, using the non-destructive forced vibration test with resonance according to the ASTM E 756-05 standard.

KEYWORDS: Young's Modulus, DIC, Extensometer, Strain Gauge, Springback

1 INTRODUCTION

Nowadays the use of FEM simulation software is indispensable, because they allow the simulation of the whole fabrication process and also the post-forming springback. It is already known that the cost of nickel base alloys is 30 times the cost of steel [1]. Therefore the use of trial and error methods for the setup of the fabrication process is not possible in the case of nickel based superalloys. That's why the numerical simulation is the key for the development of forming processes with the minimum cost. This concept has been acquired from the automotive sector.

The prediction of the springback phenomenon is decisive when a manufacturing process is defined using simulation techniques. The evolution of the Young's modulus with the strain is one of the most influencing parameters in the springback prediction when numerical techniques are used [2]. The elastic recovery of a material becomes greater when the Young's modulus becomes smaller. In the research work of Li et al. [2] it can be seen the reduction of the Young's modulus with the increment of the strain. Fei and Hodgson [3] concluded that the correlation between numerical analysis for

the springback simulation and experimental results is better when the decrease in Young's modulus is taken into account. Zang et al. [4] also noted that the Young's modulus decrease with the increment of the strain during a forming process and they also stated that the value becomes constant at a certain level of strain. Mendiguren [5] also showed the Young's modulus reduction using the uniaxial tension-relaxation test and agreed with the other authors stating that the Young's modulus evolution has a great influence on the springback prediction. Ulibarri et al. [6] showed the Young's modulus reduction of Inconel 718 using the uniaxial tension-relaxation test in two different conditions (material as received versus pre-strained and intermediate heat treated material).

Apart from the tensile test, which is the most used method to determine the Young's modulus, there are different techniques for that purpose. The methods can be classified in two groups, on the one hand the non-destructive methods and in the other hand the destructive methods (see Fig. 1).

* Corresponding author: Loramendi 4, 20500 Arrasate-Mondragon, Spain +34 943 25 33 60 (Ext: 6368), uulibari@mondragon.edu

BIBLIOGRAFÍA

AENOR, 2013. AENOR: Norma UNE-EN ISO 25178-2:2013. In <http://www.eu.aenor.es/>. AENOR.

Aerospace Engineering Blog, 2013. Jet Engine Desing: Turbine Cooling. Available at: <http://aerospaceengineeringblog.com/turbine-cooling/> [Accessed June 20, 2017].

Akca, E. & Gürsel, A., 2015. A Review on Superalloys and IN718 Nickel-Based INCONEL Superalloy. *Periodicals of Engineering and Natural Sciences (PEN)*, 3(1).

Albut, A., 2006. Influence of the friction coeficient on springback effect of a U-shaped part manufactured by tailor welded stripes. , 68(3).

Algarni, M., Bai, Y. & Choi, Y., 2015. A study of Inconel 718 dependency on stress triaxiality and Lode angle in plastic deformation and ductile fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, 147, pp.140–157.

ALS Tribology, 2014. Enclosed Industrial Reduction Gears. Available at: http://esource.alstribology.com/WB069_June_2014/Enclosed_Industrial_Reduction_Gears.html [Accessed August 3, 2017].

Altan, T., 2012. Sheet metal forming - Fundamentals. *Materials & Design*, 13(6), pp.366–367.

Anderson, M. et al., 2017. Delta Phase precipitation in Inconel 718 and associated mechanical properties. *Materials Science and Engineering A*, 679(January 2016), pp.48–55.

ArcelorMittal, 2017. Aciers Dual Phase. Available at: <http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/AHSS/DP/FR> [Accessed July 4, 2017].

- Argandoña, E.S. De et al., 2017. U-drawing of Fortiform 1050 third generation steels . Numerical and experimental results. , pp.1–8.
- Armstrong, P.J. & Frederick, C.O., 2007. *A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect*, Central Electricity Generating Board [and] Berkeley Nuclear Laboratories, Research & Development Department.
- ASM, 1981. Standard Test Method for Young ' s Modulus , Tangent Modulus , and Chord Modulus 1. *Practice*, 3(Reapproved 2010), pp.1–7.
- Autoform, 2016. Material Matters: Knowing your limit - AutoForm Blog. Available at: <http://www.autoform.com/blog/material-matters-knowing-your-limit/> [Accessed June 29, 2017].
- Azadian, S., 2004. Aspects of Precipitation in the Alloy Inconel 718. , pp.1–2.
- Azushima, 2002. Chapter 5 Direct Observation of Interface for Tribology in Metal Forming. *Metal Forming Science and Practice*, pp.61–84.
- Azushima, A. & Igarashi, K., 1993. Development of a New Sheet Metal Forming Simulator Contralled by Computer, Proc. *Japanese Spring Conf. Technol. of Plasticity*, pp.79–82.
- Banabic, D., 2010. *Sheet Metal Forming Processes*.
- Banabic, D. & Hußnätter, W., 2009. Modeling the material behavior of magnesium alloy AZ31 using different yield criteria. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 44(9–10), pp.969–976.
- Basak, S., Panda, S.K. & Zhou, Y.N., 2015. Formability Assessment of Prestrained Automotive Grade Steel Sheets Using Stress Based and Polar Effective Plastic Strain-Forming Limit Diagram. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 137(4), p.41006.
- Baskaran, K., 2012. Turbine cooling, Nozzle guide vane and turbine blade cooling arrangement. Available at: <http://aeromodelbasic.blogspot.com.es/2012/01/turbine-coolingnozzle-guide-vane-and.html> [Accessed June 2, 2017].
- Batz Aerospace, 2017. Aerospace | Batz. Available at: <http://www.batz.com/aerospace-en/> [Accessed June 7, 2017].
- Bay, N., Olsson, D.D. & Andreasen, J.L., 2008. Lubricant test methods for sheet metal forming. *Tribology International*, 41(9–10), pp.844–853.

- Becker, M. & Hackenberg, H.-P., 2011. A constitutive model for rate dependent and rate independent inelasticity. Application to IN718. *International Journal of Plasticity*, 27(4), pp.596–619.
- Brunet, M., Morestin, F. & Godereaux, S., 2001. Nonlinear Kinematic Hardening Identification for Anisotropic Sheet Metals With Bending-Unbending Tests. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 123(4), p.378.
- Busquin, P. et al., 2001. European aeronautics: a vision for 2020 — a synopsis. *Air & Space Europe*, 3(3–4), pp.16–18.
- Caliari, F.R. et al., 2016. Effect of Double Aging Heat Treatment on the Short-Term Creep Behavior of the Inconel 718. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 25(June), pp.1–11.
- Carbonnière, J. et al., 2009. Comparison of the work hardening of metallic sheets in bending–unbending and simple shear. *International Journal of Mechanical Sciences*, 51(2), pp.122–130.
- Ceretti, E., Fiorentino, A. & Giardini, C., 2008. Process parameters influence on friction coefficient in sheet forming operations. *International Journal of Material Forming*, 1(SUPPL. 1), pp.1219–1222.
- Chaboche, J.L., 2008. A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. *International Journal of Plasticity*, 24(10), pp.1642–1693.
- Chaboche, J.L., 1989. Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *International Journal of Plasticity*, 5, pp.247–302.
- Chaboche, J.L., 1986. Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity. *International Journal of Plasticity*, 2(2), pp.149–188.
- Chaboche, J.L., 1986. Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity. *International Journal of Plasticity*, 2(2), pp.149–188.
- Chaboche, J.L., Kanoute, P. & Azzouz, F., 2012. Cyclic inelastic constitutive equations and their impact on the fatigue life predictions. *International Journal of Plasticity*, 35, pp.44–66.
- Chatti, S. & Hermi, N., 2011. The effect of non-linear recovery on springback prediction. *Computers & Structures*, 89(13–14), pp.1367–1377.
- Chen, Z. et al., 2016. Variation and consistency of Young's modulus in steel. *Journal of*

- Materials Processing Technology*, 227, pp.227–243.
- Clarke, D.R. & Levi, C.G., 2003. Materials Design for the Next Generation Thermal Barrier Coatings. *Annual Review of Materials Research*, 33(1), pp.383–417.
- Cortés, F. & Elejabarrieta, M.J., 2007. Viscoelastic materials characterisation using the seismic response. *Materials & Design*, 28(7), pp.2054–2062.
- Cruzado, A., Llorca, J. & Segurado, J., 2017. Modeling cyclic deformation of Inconel 718 superalloy by means of crystal plasticity and computational homogenization. *International Journal of Solids and Structures*.
- Davis, J., 1997. Elevated temperature characteristics of engineering materials. *ASM speciality handbook: Heat-resistant materials*, pp.3–30.
- Deng, D. et al., 2015. Effect of standard heat treatment on microstructure and properties of borided Inconel 718. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 25(2), pp.437–443.
- Doege, E. & Behrens, B.-A., 2010. *Handbuch Umformtechnik*, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg.
- Donachie, M.J. & Donachie, S.J., 2002. *Superalloys Second Edition*,
- Eftis, J., Abdel-Kader, M.S. & Jones, D., 1989. Comparisons between the modified chaboche and bodner-partom viscoplastic constitutive theories at high temperature. *International Journal*, 5, pp.1–27.
- Eggertsen, P.A. & Mattiasson, K., 2011. On the identification of kinematic hardening material parameters for accurate springback predictions. *International Journal of Material Forming*, 4(2), pp.103–120.
- Eggertsen, P.A. & Mattiasson, K., 2009. On the modelling of the bending-unbending behaviour for accurate springback predictions. *International Journal of Mechanical Sciences*, 51(7), pp.547–563.
- Eggertsen, P.A., Mattiasson, K. & Larsson, M., 2011. A comprehensive analysis of benchmark 4: Pre-strain effect on springback of 2D draw bending. *AIP Conference Proceedings*, 1383, pp.1064–1071.
- El-bagoury, N. & Ramadan, M., 2012. Heat Treatment Effect on Microstructure and Mechanical Properties of Re-Containing Inconel 718 Alloy. *Journal of Minerals and Materials, Characterization and Engineering*, 2012(11), pp.924–930.

- Fakir, O. El et al., 2014. Predicting Effect of Temperature, Strain Rate and Strain Path Changes on Forming Limit of Lightweight Sheet Metal Alloys. *Procedia Engineering*, 81(October), pp.736–741.
- Faridmehr, I. et al., 2014. Correlation between Engineering Stress-Strain and True Stress-Strain Curve. *American Journal of Civil Engineering and Architecture*, 2(1), pp.53–59.
- Fei, D. & Hodgson, P., 2006. Experimental and numerical studies of springback in air v-bending process for cold rolled TRIP steels. *Nuclear Engineering and Design*, 236(18), pp.1847–1851.
- Filzek, J., Ludwig, M. & Groche, P., 2011. Improved FEM Simulation of Sheet Metal Forming with Friction Modelling using Laboratory Tests.
- Firat, M., 2007. U-channel forming analysis with an emphasis on springback deformation. *Materials and Design*, 28(1), pp.147–154.
- Fisk, M., Ion, J.C. & Lindgren, L.E., 2014. Flow stress model for IN718 accounting for evolution of strengthening precipitates during thermal treatment. *Computational Materials Science*, 82, pp.531–539.
- Gan, W. et al., 2006. Microstructural effects on the springback of advanced high-strength steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(11), pp.3221–3231.
- Gelin, J.C., 2005. Modelling and simulation of the influence of forming processes on the structural behavior of high strength steels. *AIP Conference Proceedings*, 778, pp.101–106.
- Geng, L. & Wagoner, R.H., 2002. Role of plastic anisotropy and its evolution on springback. *International Journal of Mechanical Sciences*, 44, pp.123–148.
- Gil, C.M., Lissenden, C.J. & Lerch, B.A., 1998. Determination of Yield in Inconel 718 for Axial-Torsional Loading at Temperatures up to 649 C. , (November).
- Gil, I. et al., 2014. Influence of material 's hardening law in the simulation of dp1000 deep drawing and subsequent springback. *IDDRG*, pp.147–153.
- Gil, I. et al., 2016. Influence of the pressure dependent coefficient of friction on deep drawing springback predictions. *Tribology International*, 103, pp.266–273.
- Gil, I. et al., 2016. Influence of the tool temperature increment on the coefficient of friction behavior on the deep drawing process of HSS. *Iddrg 2016*.

- Goodwin, G.M., 1968. Application of Strain Analysis to Sheet Metal Forming Problems in the Press Shop. In *SAE Technical Paper*. SAE International.
- Graf, A. & Hosford, W., 1993. Effect of changing strain paths on. *Metallurgical Transactions A*, 24(11), p.2503.
- Green, D.E., 2005. Description of numisheet 2005 benchmark 3 stage-1: Channel draw with 75% drawbead penetration. *AIP Conference Proceedings*, 778 B, pp.894–904.
- Grüber, M., Oligschläger, M. & Hirt, G., 2015. The Effect of the Initial Stress and Strain State in Sheet Metals on the Roller Levelling Process. *Key Engineering Materials*, 651–653, pp.1023–1028.
- Gustafsson, D. et al., 2011. Modeling of the Constitutive Behavior of Inconel 718 at Intermediate Temperatures. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 133(9), p.94501.
- Halilovic, M., Vrh, M. & Štok, B., 2007. Impact Of Elastic Modulus Degradation On Springback In Sheet Metal Forming material. , pp.787–792.
- Han, S.S. & Kim, D.J., 2011. Contact pressure effect on frictional characteristics of steel sheet for autobody. *AIP Conference Proceedings*, 1383, pp.780–783.
- Haynes International, 2015. HAYNES ® 718 alloy.
- Haynes International, 2017. *Welding and Fabrication*,
- Hmida, R. Ben et al., 2016. Numerical determination of the forming limit diagram for thin sheet metal foil from a ductile damage model identified via Micro-Single Point Incremental Forming tests. *The 12th International conference On Numerical Methods in Micro Forming process*, pp.1–3.
- IPCC, 2014. *Climate Change 2014: Mitigation of Climate Change*,
- Irazu, L. & Elejabarrieta, M.J., 2015. The influence of viscoelastic film thickness on the dynamic characteristics of thin sandwich structures. *Composite Structures*, 134(134), pp.421–428.
- ISO, 2008. Determination of forming-limit curves ISO 12004-2.
- Iyer, S.K. & Lissenden, C.J., 2000. Inelastic anisotropy of inconel 718: Experiments and mathematical representation. *Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME*, 122(3), pp.321–326.

- Jones Metal Products, 2017. Heat Treatment Services. Available at: <http://www.jmpforming.com/heat-treating.htm> [Accessed June 21, 2017].
- Karupannasamy, D.K. et al., 2014. A friction model for loading and reloading effects in deep drawing processes. *Wear*, 318(1–2), pp.27–39.
- Keeler, S.P., 1965. Determination of Forming Limits in Automotive Stampings. In *SAE Technical Paper*. SAE International.
- Kondo, Y., Koyama, T. & Sasaki, S., 2013. Tribological Properties of Ionic Liquids.
- Kudo, H. et al., 1976. Investigation of Cold Forming Friction and Lubrication with a Sheet Drawing Test. *Annals of the CIRP*, pp.179–184.
- Kuo, C.M. et al., 2009. Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy. *Materials Science and Engineering A*, 510–511(C), pp.289–294.
- Kuwabara, T. et al., 1995. Elastic-plastic behavior of sheet metal subjected to in-plane reverse loading. *Journal-japan society for technology of plasticity*, 36, p.768.
- Laurent, H. et al., 2010. Numerical study of springback using the split-ring test for an AA5754 aluminum alloy. *Finite Elements in Analysis and Design*, 46(9), pp.751–759.
- Lee, J.-Y., Barlat, F. & Lee, M.-G., 2015. Constitutive and friction modeling for accurate springback analysis of advanced high strength steel sheets. *International Journal of Plasticity*, 71, pp.113–135.
- Lemaître, J. & Chaboche, J.L., 1990. *Mechanics of solid materials*, Cambridge University Press.
- Lemoine, X. & Aouafi, A., 2008. Bauschinger effect correspondence of experimental tests. *International Journal of Material Forming*, 1(SUPPL. 1), pp.241–244.
- Lewandowski, J.J. et al., 2003. Strength differential measurements in IN 718: Effects of superimposed pressure. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 34 A(8), pp.1736–1739.
- Li, J., 2011. Characterization of post-annealing mechanical behaviour of preformed aluminum alloy 5182-O. , p.119.
- Li, J. et al., 2013. Forming limit analysis for two-stage forming of 5182-O aluminum sheet with intermediate annealing. *International Journal of Plasticity*, 45, pp.21–43.

- Li, J. et al., 2011. Postanneal Mechanical Properties of Prestrained AA5182-O Sheets. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 133(6), p.61007.
- Li, R., Zhang, Y. & Tong, L.-W., 2015. Numerical study of the cyclic load behavior of AISI 316L stainless steel shear links for seismic fuse device. *Frontiers of Structural and Civil Engineering*, 8(4), pp.414–426.
- Li, X. et al., 2002. Effect of the material-hardening mode on the springback simulation accuracy of V-free bending. *Journal of Materials Processing Technology*, 123(2), pp.209–211.
- Lin, Y.C. et al., 2014. Effects of initial δ phase on hot tensile deformation behaviors and fracture characteristics of a typical Ni-based superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 598, pp.251–262.
- Lorenzo, M. et al., 2009. Análisis del efecto Bauschinger en aceros de alta resistencia. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 1(July 2017), p.319.
- Ludwig, M., Volk, S. & Groche, P., 2013. Surface evolution and lubricant distribution in deep drawing. , 554–557, pp.811–824.
- Ma, N. & Sugitomo, N., 2011. Development and Application of Non-linear Friction Models for Metal Forming Simulation. , 389(2), pp.382–389.
- Marretta, L. & Di Lorenzo, R., 2010. Influence of material properties variability on springback and thinning in sheet stamping processes: a stochastic analysis. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 51(1–4), pp.117–134.
- Martins, P. F. et al., 2014. Characterization of fracture loci in metal forming. *International Journal of Mechanical Sciences*, 83, pp.112–123.
- Mei, Y. et al., 2015. Effects of cold rolling on the precipitation kinetics and the morphology evolution of intermediate phases in Inconel 718 alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 649, pp.949–960.
- Mendiguren, J. et al., 2015. Elastic behaviour characterisation of TRIP 700 steel by means of loading-unloading tests. *Materials Science and Engineering A*, 634, pp.147–152.
- Mendiguren, J., 2012. Experimental and numerical analysis of the elastic behaviour of the TRIP 700 steel for springback predictions October 2012. , (October).
- Müllerschön, H., 1993. Reinigung und Befettung von Blechoberflächen. *EFB-Kolloquium: Reibung, Schmierung, Tribologie in der Blechumformung T12*.

- Naciones Unidas, 1998. Protocolo de Kyoto de la Convención Marco de las Naciones Unidas sobre el Cambio Climático. *Protocolo de Kyoto*, 61702, p.20.
- Naka, T. et al., 2008. Effects of strain rate, temperature and sheet thickness on yield locus of AZ31 magnesium alloy sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 201(1–3), pp.395–400.
- Neto, E.A. de S., Owen, D.R.J. & Peric, D., 2011. *Computational methods for plasticity: theory and applications*, Wiley.
- Nowosielski, M., 2013. Compensation of springback effect in designing new pressing technologies. , pp.2–6.
- Ohno, N., 1998. Constitutive modeling of cyclic plasticity with emphasis on ratchetting. *International Journal of Mechanical Sciences*, 40(2–3), pp.251–261.
- Ohno, N. & Wang, J.D., 1993. Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery, part ii: application to experiments of ratchetting behavior. , 9, pp.391–403.
- Ortíz, L., 1998. *Elasticidad*, McGraw-Hill.
- Panich, S. et al., 2013. Experimental and theoretical formability analysis using strain and stress based forming limit diagram for advanced high strength steels. *Materials & Design*, 51, pp.756–766.
- Pavlina, E.J. et al., 2015. Effects of Microstructure on the Variation of the Unloading Behavior of DP780 Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24(10), pp.3737–3745.
- Pijlman, H.H. et al., 1998. Application of the Vegter yield criterion and a physically based hardening rule on simulation of sheet forming. , pp.763–768.
- Pineau, A. & Antolovich, S.D., 2009. High temperature fatigue of nickel-base superalloys – A review with special emphasis on deformation modes and oxidation. *Engineering Failure Analysis*, 16(8), pp.2668–2697.
- Plechov, V., 2013. Influence of friction conditions on the springback angle of high-strength steels vplyv trecích podmienok na ve ľ kos ť uhla odpruženia. , pp.94–98.
- Polvorosa, R. et al., 2017. Hay vida más allá del Inconel. *Interempresas*. Available at: <https://www.interempresas.net/Aeronautica/Articulos/180628-Hay-vida-mas-alla-del-Inconel.html> [Accessed June 20, 2017].

- Prager, W., 1956. A new method of analyzing stresses and strains in work-hardening plastic solids. *Journal of Applied Mechanics-Transactions of the Asme* 78.
- Prasad, K.S. et al., 2015. Finite Element Validation of Forming Limit Diagram of IN-718 Sheet Metal. *Materials Today: Proceedings*, 2(4–5), pp.2037–2045.
- Pratt & Whitney, 2017. PurePower PW1000G engine. Available at: http://www.pw.utc.com/PurePowerPW1000G_Engine [Accessed June 6, 2017].
- Ragai, I., 2007. *Experimental and finite element investigation of springback of aerospace/automotive sheet metal products*.
- Reed, R.C., 2006. *The Superalloys Fundamentals and Applications*,
- Richards, B.T. & Wadley, H.N.G., 2014. Plasma spray deposition of tri-layer environmental barrier coatings. *Journal of the European Ceramic Society*, 34(12), pp.3069–3083.
- Rie, K.-T. (Kyong-T., Portella, P.D. (Pedro D.. & International Conference on Low Cycle Fatigue and Elasto-Plastic Behaviour of Materials (4th: 1998: Garmisch-Partenkirchen, G., 1998. *Low cycle fatigue and elasto-plastic behaviour of materials*, Elsevier.
- Roamer, P. et al., 1997. Room Temperature Formability of Alloys 625LCF, 718 and 718SPF. , pp.315–329.
- Rodríguez-Martín, R. et al., 2006. Anales de Mecánica de la Fractura Vol. II (2006) ´ . , II, pp.497–502.
- Saarimäki, J., 2015. *Effect of Dwell-times on Crack Propagation in Superalloys*.
- Saiganesh, K.I. & Lissenden, J.C., 2000. Inelastic anisotropy of inconel 718: Experiments and mathematical representation. *Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME*, 122(3), pp.321–326.
- Saiganesh, K.I. & Lissenden, J.C., 2003. Multiaxial constitutive model accounting for the strength-differential in Inconel 718. , 19, pp.2055–2081.
- Semiatin, S.L., 2006. *ASM Handbook Vol. 14b: Metalworking: Sheet Forming*,
- Siefert, K. et al., 2010. Enhancement of forming limits of aluminum alloys using an intermediate heat treatment. *AIP Conference Proceedings*, 1315(2011), pp.359–364.
- Siefert, K. et al., 2011. Intermediate Heat Treatment – A New Proceeding for Aluminum

- Alloys Using Forming Limit Diagrams. *Key Engineering Materials*, 473, pp.428–435.
- Silvestre, E. et al., 2013. Influence of the Number of Tensile/Compression Cycles on the Fitting of a Mixed Hardening Material Model: Roll Levelling Process Case Study. *Key Engineering Materials*, 554–557, pp.2375–2387.
- Silvestre, E., 2015. *Sheet metal roll levelling optimization by means of advanced numerical models and development of new concepts for last generation materials*.
- Sims, C.T., 1984. A History of Superalloy Metallurgy for Superalloy Metallurgists. *Superalloys 1984 (Fifth International Symposium)*, pp.399–419.
- Smith, A. et al., 2014. Effective method for fitting complex constitutive equations. *International Journal of Plasticity*, 58, pp.100–119.
- Sniekers, R.J.J.M., 1996. *Friction in Deep Drawing*,
- de Souza, T. & Rolfe, B.F., 2010. Characterising material and process variation effects on springback robustness for a semi-cylindrical sheet metal forming process. *International Journal of Mechanical Sciences*, 52(12), pp.1756–1766.
- Special Metals, 2007. INCONEL alloy 718. , pp.1–28.
- Spitzig, W.A. & Richmond, O., 1984. The effect of pressure on the flow stress of metals. *Acta Metallurgica*, 32(3), pp.457–463.
- Steinicke, 2003. *Modified Frictional Law for Finite Element Simulation of Deep Drawing*. University of Stuttgart.
- Stoughton, T.B., 2000. General forming limit criterion for sheet metal forming. *International Journal of Mechanical Sciences*, 42(June 1998), pp.1–17.
- Stoughton, T.B. & Yoon, J.W., 2012. Path independent forming limits in strain and stress spaces. *International Journal of Solids and Structures*, 49(25), pp.3616–3625.
- Sun, L. & Wagoner, R.H., 2011. Complex unloading behavior: Nature of the deformation and its consistent constitutive representation. *International Journal of Plasticity*, 27(7), pp.1126–1144.
- Sundararaman, M., Kishore, R. & Mukhopadhyay, P., 1994. Strain hardening in underaged INCONEL 718. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 25A(3), pp.653–656.

- Sundararaman, M., Mukhopadhyay, P. & Banerjee, S., 1988. Deformation behaviour of γ'' strengthened inconel 718. *Acta Metallurgica*, 36(4), pp.847–864.
- Taherizadeh, A., 2010. Numerical Simulation of Sheet Metal Forming Using Non-Associated Flow Rule and Mixed Isotropic-Nonlinear Kinematic Hardening Model.
- Thibaud, S. & G lin, J.-C., 2002. Influence of Initial and Induced Hardening on the Formability in Sheet Metal Forming. *International Journal of Forming Processes*, 5(2-3-4), pp.505–520.
- Tisza, M. & Luk acs, Z., 2015. Formability Investigations of High-Strength Dual-Phase Steels. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 28(12), pp.1471–1481.
- Torkabadi, A. et al., 2016. On the nonlinear anelastic behavior of AHSS. *International Journal of Solids and Structures*, 0, pp.1–7.
- Ulbrich, 2014. Inconel-718_Ulbrich.
- Ulibarri, U., Argando a, E.S. De, et al., 2016. Comparison between different measuring methods to determine the young 's modulus of inconel 718. , 60.
- Ulibarri, U., Gil, I., et al., 2016. Influence of heat treatments on springback and formability of Inconel 718 alloy in multi-stage deep drawing processes at room temperature. In *IDDRG*. pp. 1–7.
- Voce, E., 1955. A practical strain-hardening function. *Metallurgia*, 51(307), pp.219–226.
- Wadley Research Group - UV, 2013. High Temperature Coatings. Available at: <http://www.virginia.edu/ms/research/wadley/high-temp.html> [Accessed June 20, 2017].
- Walther, R., 2006. Advanced Engine Technology Precondition for Economy Profitability and Environmental Compatibility in Future Civil Air Transportation.pdf.
- Weber, A., 2015. Assembly Automation Takes Off in Aerospace Industry | 2015-04-02 | Assembly Magazine. Available at: <http://www.assemblymag.com/articles/92790-assembly-automation-takes-off-in-aerospace-industry> [Accessed June 7, 2017].
- Winter, M., 2013. A View into the Next Generation of Commercial Aviation (2025 Timeframe). , 2013(June).
- Xiang, Y. & Vlassak, J.J., 2005. Bauschinger effect in thin metal films. *Scripta Materialia*, 53(2), pp.177–182.

-
- Xue, X. et al., 2016. Experimental assessment of nonlinear elastic behaviour of dual-phase steels and application to springback prediction. *International Journal of Mechanical Sciences*, 117, pp.1–15.
- Yoshida, F., Uemori, T. & Fujiwara, K., 2002. Elastic-plastic behavior of steel sheets under in-plane cyclic tension-compression at large strain. *International Journal of Plasticity*, 18, pp.633–659.
- Yu, H.Y., 2009. Variation of elastic modulus during plastic deformation and its influence on springback. *Materials & Design*, 30(3), pp.846–850.
- Zang, S.-L., Lee, M.G. & Hoon Kim, J., 2013. Evaluating the significance of hardening behavior and unloading modulus under strain reversal in sheet springback prediction. *International Journal of Mechanical Sciences*, 77, pp.194–204.
- Zhu, D., Wang, J. & Jane Wang, Q., 2014. On the Stribeck Curves for Lubricated Counterformal Contacts of Rough Surfaces. *Journal of Tribology*, 137(2), p.21501.
- Ziegler, H., 1959. A modification of Prager's hardening rule.
- Zöllner, F., Merklein, M. & Sturm, V., 2014. Experimental and numerical investigations of the tribological conditions in a cup drawing process. *IDDRG*, pp.28–37.

