



**Departament de Ciència dels
Materials i Enginyeria Metal·lúrgica**

UNIVERSITAT POLITÈCNICA DE CATALUNYA

Tesis Doctoral

**Aplicación de criterios de conformabilidad en productos
planos de aceros de alta resistencia**

Autor:

David Gutiérrez Castillo

Tesis presentada para obtener el grado de Doctor por la Universitat
Politécnica de Catalunya

Escola Tècnica Superior d'Enginyeria Industrial de Barcelona (ETSEIB)

Director:

Prof. José Manuel Prado Pozuelo

Barcelona, Septiembre 2012

A la memoria de mi hermano Xavi

*En el momento de tu partida,
archivé en mi memoria los momentos vividos juntos,
ellos serán los que me ayuden a no olvidarte*

Agradecimientos

Atrás quedan ya los inicios que me llevaron a poder realizar la presente tesis doctoral y con ello muchas personas que han contribuido en mayor o menor medida a que uno de los objetivos propuestos en mi vida personal fuera posible. Esto no hubiera sido viable sin la ayuda de muchas personas que desde hace cinco años han contribuido a la concepción de esta tesis y es por ello que en primer lugar quisiera agradecer a mi director de Tesis, el Prof. Prado, que me haya enseñado el recóndito mundo de la conformación de materiales y que gracias a sus grandes conocimientos he podido escribir, aunque no como el Cervantes que él hubiera querido, la presente tesis doctoral.

Dar las gracias también al Director del Área de Materiales el Dr. Daniel Casellas por darme su confianza en el trabajo de conformado de materiales y por sus recomendaciones. Así como también a todos mis compañeros de despacho en estos años, empezando por Toni Lara (mi primer mentor en el CTM), a Silvia Molas (mi primera maestra), a la pareja Lucía Suárez y Pablo Rodríguez-Calvillo (mis más críticos consejeros y amigos), a Víctor García (compañero de desayuno y fuente de ideas), a Lluís Pérez (el último becario pero no menos importante) y el resto de compañeros que han sufrido mis malos días como Anna Gironés y Ana Hernández.

Mi especial mención al departamento de simulación del CTM, empezando por la directora del área, la Dra. M^a Dolors Riera, por sus enseñanzas en el mundo de los elementos finitos, así como a Ricardo Hernández, Xavi Costa y Xavi Gómez por estar disponibles y ayudarme en el mundo Abaqus.

No quisiera olvidarme del Prof. José María Cabrera, que me abrió las puertas del programa de doctorado y poder conseguir la beca FIE (agradeciendo también a la *Generalitat de Catalunya - Departament d'Innovació Universitats i Empresa* por la dicha beca), que me permitió poder ingresar en el CTM y desarrollarme como investigador.

A todos los técnicos del laboratorio quiero agradecerles su apoyo y ayuda, empezando por Marc Pla, Salvador González y Eduard Planas, así como el resto de personal del laboratorio de preparación de muestras y microscopía.

Toda esta realidad no hubiera sido posible sin el apoyo de mi familia, mis padres Juan y María, que no escatimaron esfuerzos para que sus hijos pudieran tener unos estudios que ellos hubieran deseado. A ellos tengo que agradecerles que me hayan transmitido las ganas de conocer y estudiar la ingeniería de “cosas”. A mi hermano Javi, estés donde estés me has enseñado a luchar sin desfallecimiento por lo que uno más quiere, espero no defraudarte, a ti te la dedico. A mis hermanas, Marian y Lourdes por apoyarme y mimarme, gracias *Luces* por tus frases. Y a mis amigos Albert, Josep, Montes y Paco por ser realmente mis amigos y parte de mi familia, así como a mi cuñada Joana por tu enorme esfuerzo y gran lealtad.

Por último, a ti Belén por quererme y apoyarme en todo momento, sobretodo en estos últimos tan difíciles para nosotros.

Resumen

La conformabilidad de chapas metálicas suele evaluarse mediante los diagramas FLD (*Forming Limit Diagrams*), que informan sobre el límite de conformado de un material representado por la curva FLC (*Forming Limit Curve*). Estos diagramas y curvas han sido empleados durante años para estudiar la conformabilidad de un material y como criterio de fallo en la simulación por elementos finitos del conformado de componentes estructurales.

La aparición de nuevos aceros con mayores prestaciones, como son los aceros AHSS (*Advanced High Strength Steels*), ha evidenciado las carencias de dichas curvas, debido principalmente a que son dependientes de los caminos de deformación. Por tanto, en los procesos de conformado donde existen procesos multietapas, dichas curvas no definen correctamente la conformabilidad del mismo. Para afrontar este problema, surgieron los diagramas basados en las tensiones principales FLSD (*Forming Limit Stress Diagrams*) y su respectiva curva límite FLSC (*Forming Limit Stress Curve*) que son menos sensibles a los caminos de deformación.

El objetivo de la tesis es estudiar y proponer diferentes criterios de conformabilidad en productos planos (chapa metálica) de aceros de alta de resistencia que permita ser utilizado con criterio de fallo en las simulaciones por elementos finitos.

Para alcanzar dicho objetivo la tesis se divide en tres bloques principales, un primer bloque dedicado a la caracterización mecánica (utilización de ensayos de tracción y compresión) y microestructural (determinación cualitativa y cuantitativa de las fases presentes). Un segundo bloque dedicado al estudio de las curvas FLC obtenidas de los ensayos de estirado *Nakajima* y *Marciniak*, donde se reflejan las diferencias de los caminos de deformación en los aceros AHSS y la diferencia según el método de cálculo para determinar el inicio de la estricción localizada. De aquí que se determinen las curvas FLC con criterio a rotura FLCF (*Forming Limit Curve at Fracture*) donde no se utiliza ninguna aproximación matemática para su cálculo. A partir de las curvas FLC experimentales, las leyes de endurecimiento obtenidas de los ensayos de tracción o compresión y la simulación por elementos finitos, se han determinado las curvas FLSC de los diferentes aceros estudiados.

En el tercer bloque se han validado los diferentes criterios de conformabilidad mediante diferentes ensayos de conformado y la simulación por elementos finitos. Se ha utilizado el ensayo de embutición profunda para calcular el LDR (*Limiting Drawing Ratio*) y se ha conformado una pieza tipo montante abierto. A partir de los datos experimentales y los resultados de la simulación por elementos finitos aplicando los diferentes criterios de fallo estudiados se han verificado los criterios de conformabilidad.

Para concluir, se ha estudiado la capacidad de los AHSS al ensanchamiento de orificios o abocardabilidad, definido en inglés como *flangeability* o *stretch-flangeability*. A diferencia de los aceros convencionales, se ha constatado que en un cierto rango de resistencia mecánica (800-1200 MPa), los aceros AHSS con mayor resistencia poseen una mejor abocardabilidad. Esto ha generado algunas dudas entre diferentes autores, debido a que la abocardabilidad estaba relacionada con la ductilidad y conformabilidad del material, es decir, mejores propiedades de abocardabilidad se obtenían con materiales más dúctiles y de menor resistencia.

En esta sección, para explicar esta divergencia se ha utilizado el trabajo esencial de fractura (*Essential Work of Fracture*, EWF) que da información de la tenacidad a fractura de las chapas y de la energía necesaria para propagar una grieta. Se ha constatado que en aceros AHSS, a mayor resistencia mecánica, la energía para propagar una grieta aumenta, es decir, su valor de EWF, y que también se obtiene una mejor abocardabilidad.

Abstract

The formability of sheet metals is widely described using the FLD (Forming Limit Diagram) and FLCs (Forming Limit Curves). These diagrams and curves have been used, during recent years, to study the formability of sheet metals and as a failure criterion for finite element simulations of some forming processes of structural components.

The emergence of higher performance steels, such as AHSS (Advanced High Strength Steels), has demonstrated the shortcomings of these curves, mainly because they are path dependent. Therefore, in multistep forming processes, such curves do not properly define the formability of sheet metals. To address this problem, the diagrams based on the principal stresses FLSD (Forming Limit Stress Diagrams) and the corresponding limit curve FLSC (Forming Limit Stress Curve) are used, because they are less sensitive to changes in strain paths.

The aim of this thesis is to study and propose different formability criteria for flat products (sheet metal) of high strength steel that allow their use as a failure criterion in finite element simulations.

To achieve this objective, the thesis is divided into three main blocks; a first section is devoted to the mechanical characterization (using tensile and compression tests) and microstructural characterization (qualitative and quantitative determination of the current phases). The second section is dedicated to the study of FLC obtained by Nakajima and Marciniak stretch-forming tests, which reflect the differences in the strain paths for AHSS and also, the differences according to the mathematical method used to determine the onset of localized necking. Here, the forming limit has been calculated at fracture FLCF (Forming Limit Curve at Fracture) where there is no mathematical approach for their determination. For the stress criteria, FLSC of different steels have been determined using the FLC experimental curves, the hardening laws were obtained from tensile or compression tests and finite element simulations.

In the third part the different formability criteria were validated using different forming process and finite element simulations. The deep drawing test and their LDR (Limiting Drawing Ratio) value and a specific workpiece were used to validate the different formability criteria.

To conclude, the flangeability of AHSS has been studied. Unlike conventional steels, better flangeability can be achieved in AHSS at a certain stress range (800-1200 MPa), which also increases its mechanical properties. This has led to a discussion among different authors, because the flangeability had been associated to the ductility and formability of the material. The belief was that a better flangeability was reached with more ductile materials and lower mechanical strength.

In this third section, the Essential Work of Fracture (EWF) has been used to explain the apparent contradiction. The EWF can be considered a measure of the crack propagation resistance and is a methodology to evaluate fracture toughness in sheet metals. In AHSS, the higher mechanical properties, the better was the ability to produce a flange, and the higher was the resistance to propagate a crack, thus a connection between EWF and flangeability is presented.

Prólogo

La conformabilidad es una de las propiedades más importantes de caracterización de chapas metálicas, que se relaciona con la capacidad de un material a tener grandes deformaciones sin fallo, donde este puede ser debido a estricción local y/o rotura. En este sentido, los ensayos de límite de conformabilidad están destinados a proporcionar información sobre la deformación plástica máxima a partir de la cual se producen los fenómenos de fallo como los citados anteriormente (localización de la deformación o rotura). Los diagramas FLD (*Forming Limit Diagrams*) son ampliamente utilizados en el análisis de la conformabilidad de chapas de aceros y dan información sobre la conformabilidad máxima de un material, que viene representada por la curva FLC (*Forming Limit Curve*). Los diagramas FLD definen las dos componentes principales de deformación en el plano de la chapa, es decir la deformación mayor ε_1 y la deformación menor ε_2 . Mientras que la curva FLC se determina en probetas que siguen diferentes caminos de deformación, es decir, diferentes relaciones entre las dos deformaciones principales, ε_1 y ε_2 . A partir del concepto de caminos de deformación lineales, diferentes ensayos se han desarrollado para calcular la curva FLC. De este modo, los ensayos *Nakajima* y *Mariniak* son los dos métodos más utilizados, diferenciándose en la geometría del punzón de conformado. Las citadas curvas FLC se han utilizado con éxito, como criterio de fallo en la industria del conformado de chapas metálicas, en aceros de bajo carbono. Pero con la aparición de nuevos aceros multifásicos, como los aceros avanzados de alta resistencia (*Advanced High Strength Steels, AHSS*) estos criterios no describen con exactitud la predicción del fallo.

En todas aquellas aplicaciones en las que el peso es determinante, se tiende a sustituir los aceros convencionales por otros de mayores características mecánicas. En general, resulta razonablemente fácil aumentar la resistencia mecánica, pero ello suele ser a expensas de una pérdida de otras propiedades como pueden ser ductilidad, tenacidad, conformabilidad, soldabilidad, etc. Gran parte del esfuerzo investigador de la última década a nivel mundial en el campo del acero, se ha centrado en buscar alternativas a las microestructuras convencionales con el fin de salvar esta limitación. Es decir, se busca la potenciación de micromecanismos endurecedores del acero, pero que a su vez confieran a éste unas características mínimas con relación a los otros aspectos anteriormente citados. Por lo tanto, se hace interesante el estudio de las propiedades mecánicas de los aceros avanzados de alta resistencia (*AHSS*),

así como de los procesos o herramientas utilizadas para predecir dichas propiedades, como su conformabilidad.

La presente tesis doctoral se ha llevado a cabo en el Área de Tecnología de Materiales de la Fundació CTM Centre Tecnològic. Este grupo de investigación parte de una experiencia previa en el estudio de la conformabilidad de los aceros de alta resistencia, tal y como demuestra su participación en proyectos tipo CENIT (Consortios Estratégicos Nacionales de Investigación Técnica) como el FORMA0: *NUEVOS PROCESOS DE CONFORMADO Y DESARROLLO DE MATERIALES AVANZADOS PARA LA TRANSFORMACIÓN DE ACEROS DE ALTA RESISTENCIA MECÁNICA*, que se ha centrado en la investigación de nuevos materiales y procesos de fabricación, que permitan construir componentes con aceros de alta resistencia mecánica (AHSS), principalmente para la industria de la automoción impulsando el desarrollo de vehículos más ligeros y seguros. En este proyecto, liderado por SEAT y gestionado por la Fundació CTM Centre Tecnològic, han participado 15 empresas, 4 centros de investigación y la Universitat Politècnica de Catalunya (UPC).

La Fundació CTM Centre Tecnològic también ha participado en el proyecto consorciado CICATRIIP: *DESARROLLO Y PRODUCCION DE ACEROS TRIP: CONFORMADO Y SOLDADURA*, que tiene como principal objetivo desarrollar y producir aceros con efecto TRIP (pertenecientes a la familia de aceros avanzados de alta resistencia mecánica). Este proyecto fue un consorcio en el que participaron un total de 4 centros tecnológicos: AIMEN, CEIT, CTM e ITMA.

Con la participación en estos proyectos se ha podido estudiar los diferentes factores que afectan a la conformabilidad en los aceros AHSS y por tanto estudiar nuevos criterios de conformabilidad que puedan sustituir a los antiguos diagramas FLD y sus respectivas curvas FLC. En este sentido, se han estudiado criterios basados en tensiones, que están teniendo mucha aceptación por parte de la industria del sector metal-mecánico. Estos criterios se basan en tener un diagrama de tensiones (*Forming Limit Stress Diagram, FLSD*) y su respectiva curva de tensiones de conformabilidad límite (*Forming Limit Stress Curve, FLSC*), en lugar de deformaciones.

Uno de los parámetros más influyentes en la conformabilidad de productos planos (chapas metálicas) son los caminos de deformación, es en este sentido las curvas basadas en tensiones, FLSC, tienden a describirse como menos dependientes del camino de deformación, aunque existe ciertas discrepancias si esto es debido a la saturación de la curva tensión-deformación.

Por tanto, es necesario de una excelente caracterización mecánica del material y un conocimiento previo de cómo influyen los caminos de deformación en las curvas FLC y las curvas FLSC, para poder definir los criterios de conformabilidad, tareas básicas de esta tesis doctoral.

Figuras y tablas

Figuras

Figura 1.1. Comparación del alargamiento a fractura con la resistencia a tracción para diferentes aceros de conformado en frío convencionales (azul) y de alta resistencia (verde).

Figura 1.2. Esquema de la microestructura de un acero DP. Islas de α' -martensita en una matriz ferrítica.

Figura 1.3. Esquema de la microestructura de un acero TRIP, con las diferentes fases que pueden coexistir.

Figura 1.4. Esquema de la transformación martensítica en un ensayo de tracción uniaxial para un acero TRIP.

Figura 1.5. Esquema de los mecanismos de deformación para diferentes temperaturas.

Figura 1.6. Microestructura acero CP con matriz ferrita/bainita.

Figura 1.7. Microestructura acero MS con matriz martensítica.

Figura 1.8. Microestructura aceros AHSS y su influencia en el aumento de la resistencia mecánica.

Figura 1.9. Microestructura acero DC03.

Figura 1.10. (a) Curva tensión-deformación obtenida en ensayo de tracción uniaxial. (b) Ampliación de la zona inicial de la curva tensión-deformación.

Figura 1.11. Determinación coeficientes n y K del modelo de Hollomon.

Figura 1.12. Disminución de n con la resistencia máxima.

Figura 1.13. Valor de n de diferentes aceros.

Figura 1.14. Determinación coeficiente anisotropía plástica.

Figura 1.15. Diagrama FLD, donde se muestra la región de conformado segura y de fallo.

Figura 1.16. Esquema del ensayo para la determinación del LDR.

Figura 1.17. Esquema del ensayo de ensanchamiento de orificios (Hole Expansion Test).

Figura 1.18. Combinación de datos de Keeler y Goodwin, diagrama FLD completo.

Figura 1.19. Diagrama FLD construido por Hecker para una aleación de aluminio y un acero [13].

Figura 1.20. Representación de la estricción difusa (izquierda) y localizada (derecha).

-
- Figura 1.21.** Zona de arrugas en un diagrama FLD.
- Figura 1.22.** Curvas FLC para un valor alto y bajo de coeficiente de endurecimiento n .
- Figura 1.23.** Efecto del espesor y n en la medida del punto FLD_0 para una chapa de acero de bajo carbono.
- Figura 1.24.** Efecto del espesor en deformación plana.
- Figura 1.25.** Diferentes caminos de deformación para trazar la curva FLC.
- Figura 1.26.** Efecto de los cambios en los caminos de deformación, en una aleación de aluminio 2008-T6, cuando el material es inicialmente deformado a) en tensión uniaxial, b) en tensión biaxial.
- Figura 1.27.** Influencia de la anisotropía plástica normal en el camino de deformación.
- Figura 1.28.** Influencia de la anisotropía plástica planar en la deformación límite.
- Figura 1.29.** Distorsión de la malla utilizada por Hecker, 1975, para construir la curva FLC.
- Figura 1.30.** Diferentes esquemas de mallas.
- Figura 1.31.** Deformación de un círculo de la malla hasta constituir una elipse.
- Figura 1.32.** Curva FLC y modos de deformación que proporcionan puntos en las diferentes zonas del diagrama.
- Figura 1.33.** Modelo de estricción localizada de Hill.
- Figura 1.34.** Modelo geométrico propuesto por Marciniak-Kuczinski (M-K).
- Figura 1.35.** Curvas FLCs de Ghost y Hosford.
- Figura 1.36.** Transformación de las diferentes curvas FLCs en el diagrama de tensiones.
- Figura 1.37.** Esquema de cálculo de curvas FLSC y FLSCF.
- Figura 1.38.** Esquema de la validación de los diferentes criterios de conformabilidad.
- Figura 2.1.** Probetas extraídas para realizar los ensayos mecánicos de tracción uniaxial.
- Figura 2.2.** Máquina de ensayo universal con probeta sometida a tracción uniaxial.
- Figura 2.3.** Difracción de rayos X en dos planos paralelos.
- Figura 2.4.** Representación de la técnica EBSD.
- Figura 2.5.** a) Mapa de contraste de bandas, b) mapa de contraste de bandas y con juntas de grano de pequeño y alto ángulo, en blanco y negro, respectivamente, c) mapa de contraste de bandas y con juntas de grano especiales (maclas), rojo y azul, respectivamente, y d) mapa figura inversa de polos.
- Figura 2.6.** a) Esquema de la malla inicial y b) de la malla distorsionada después del conformado de la chapa.
- Figura 2.7.** a) Pieza conformada y b) vista 3D de la misma donde se encuentra superpuesta la información de la deformación.
- Figura 2.8.** Diagrama FLD con el análisis de los puntos deformados.
- Figura 2.9.** Esquema dispositivo con cámaras digitales.
-

Figura 2.10. Patrón aleatorio aplicado sobre una muestra conformada y que se analiza con ARAMIS.

Figura 2.11. Probeta ensayos de compresión (discos de chapa apilados).

Figura 2.12. Probeta de compresión envuelta con teflón antes de realizar ensayo de compresión.

Figura 2.13. Patrón estocástico con la deformación obtenida en la probeta.

Figura 2.14. Curva carga en función del tiempo obtenida con el sistema ARAMIS.

Figura 2.15. Probeta para determinación anisotropía plástica mediante videoextensómetro

Figura 2.16. Evolución de la anisotropía plástica con la deformación.

Figura 2.17. Esquema útil tipo Nakajima y Marciniak.

Figura 2.18. Dispositivo de ensayo y útiles usados para determinar puntos de curva FLC.

Figura 2.19. Probetas para determinar puntos de la curva FLC.

Figura 2.20. Ajuste de una parábola en el método de Bragard.

Figura 2.21. Secciones perpendiculares a la zona de fractura.

Figura 2.22. Representación 2ª derivada, determinación puntos estricción.

Figura 2.23. a) Modelo Nakajima y b) Marciniak de simulación (un cuarto de simetría).

Figura 2.24. Simulación probeta de ensayo Nakajima. a) Con valores de deformación y b) con valores de tensión.

Figura 2.25. Cuando la relación (ω_{FLD}) de deformaciones entre FLC experimental y de los elementos de la simulación es la unidad se produce el fallo.

Figura 2.26. a) Conformado del montante posición reposo y b) posición al final del conformado.

Figura 2.27. Detalle de la matriz de conformado.

Figura 2.28. Mallado de los diferentes útiles presentes en la simulación para el conformado de la chapa.

Figura 3.1. a) Esquema del diagrama CCT para aceros DP. b) Esquema del diagrama CCT para aceros TRIP (RA, retained austenite).

Figura 3.2. Esquema del diagrama CCT para los aceros martensíticos (MP).

Figura 3.3. Microestructura TRIP800 espesor 2,0 mm.

Figura 3.4. Microestructura de los aceros TRIP700: a) 1,2 mm y b) 2,0 mm de espesor

Figura 3.5. Microestructura de los aceros DP780: a) 0,9 mm y b) 1,5 mm de espesor.

Figura 3.6. Microestructura de los aceros DP1000 (a) y DP1180 (b) de espesores 1,5 mm.

Figura 3.7. Microestructura acero DC03 de espesor 1,5 mm.

Figura 3.8. Microestructura para TRIP800: a) sin deformar y b) al 4 % de deformación.

Figura 3.9. Microestructura para TRIP800 deformado: a) al 8% y b) al 12 %.

Figura 3.10. Microestructura para TRIP800: a) deformado el 18 % y b) a rotura.

Figura 3.11. Mapas superpuestos de contraste de banda y fase para el acero TRIP800 a distintos porcentajes de deformación, en rojo las fases BCC y en azul la γ -austenita retenida.

Figura 3.12. Cuantificación γ -austenita en TRIP800 sin deformar. Influencia del tamaño de la muestra.

Figura 3.13. Cuantificación γ -austenita en TRIP800 sin deformar y deformado.

Figura 3.14. Fracción de γ -austenita retenida por XRD y EBSD en función de la deformación.

Figura 3.15. Fracción de γ -austenita retenida por XRD y EBSD en función de la microdureza HV.

Figura 3.16. Energía de Gibbs de α' -martensita y γ -austenita en función de la temperatura.

Figura 3.17. Curvas tensión-deformación a diferentes temperaturas para TRIP800.

Figura 3.18. Coeficiente de endurecimiento instantáneo a diferentes temperaturas para TRIP800.

Figura 3.19. Curvas tensión-deformación ensayo de tracción uniaxial DP1000. Ajuste modelo Hollomon en método ARAMIS.

Figura 3.20. Curvas tensión-deformación ensayo de compresión con corrección módulo elástico en acero DP1000.

Figura 3.21. Curvas tensión-deformación ensayos de tracción y compresión para DP1000.

Figura 3.22. Curvas tensión-deformación ensayo de tracción uniaxial DP1180. Ajuste modelo Hollomon en método ARAMIS.

Figura 3.23. Curvas tensión deformación en ensayos de tracción uniaxial, compresión y modelos matemáticos para DP780 1,5 mm.

Figura 3.24. Curvas tensión deformación en ensayos de tracción uniaxial, compresión y modelos matemáticos para TRIP800 espesor 2,0 mm.

Figura 3.25. Curvas tensión-deformación ensayo de tracción uniaxial DC03. Ajuste modelo Hollomon en método ARAMIS.

Figura 3.26. Comparativa propiedades mecánicas de los distintos aceros estudiados.

Figura 3.27. a) Ensayo con video extensómetro. b) Sistema de medida de deformaciones ARAMIS.

Figura 3.28. Evolución de los caminos de deformación durante los ensayos de tracción para los diferentes aceros estudiados.

Figura 3.29. Evolución de los valores de R para los diferentes materiales en función de la deformación mayor.

Figura 3.30. Evolución de los valores de R para diferentes geometrías de probeta para acero DP780 de 0,9 mm de espesor.

Figura 3.31. Evolución de los valores de R para diferentes geometrías de probeta para acero DP780 de 1,5 mm de espesor.

Figura 3.32. Evolución de los valores de R para diferentes geometrías de probeta para acero TRIP800 de 2,0 mm de espesor.

Figura 3.33. Evolución de los valores de R para diferentes geometrías de probeta para acero DC03 de 1,5 mm de espesor.

Figura 4.1. Curvas FLC en ensayos Nakajima para el TRIP800 espesor 2,0 mm y DC03 espesor 1,5 mm. Métodos de cálculo según ISO12004 (ISO) y Bragard Modificado (BRG).

Figura 4.2. Ajuste curvas según método ISO y BRG en geometría anchura 50 mm (zona izquierda diagrama FLD) para el DC03 espesor 1,5 mm.

Figura 4.3. Ajuste curvas según método ISO y BRG en geometría anchura 200 mm (zona derecha diagrama FLD) para el DC03 espesor 1,5 mm.

Figura 4.4. El aumento local de la velocidad de deformación indica la zona de estricción.

Figura 4.5. Curvas FLC obtenidas para el acero TRIP800 según método de la velocidad de deformación (strain rate) en ensayo Nakajima.

Figura 4.6. Puntos de máxima conformabilidad y curvas FLC en ensayos Nakajima y Marciniak para el TRIP800 2,0 mm.

Figura 4.7. Puntos de máxima conformabilidad y curvas FLC en ensayos Nakajima y Marciniak para el DC03 espesor 1,5 mm.

Figura 4.8. Puntos de máxima conformabilidad y curvas FLC en ensayos Nakajima y Marciniak para el TRIP700 de 2,0 mm.

Figura 4.9. Puntos de máxima conformabilidad y curvas FLC en ensayos Nakajima y Marciniak para el TRIP700 de 1,2 mm.

Figura 4.10. Puntos de máxima conformabilidad y curvas FLC en ensayos Nakajima para TRIP700 espesores 1,2 y 2,0 mm.

Figura 4.11. Puntos de máx. conformabilidad y curvas FLC, ensayos Marciniak para TRIP700 espesores 1,2 y 2,0 mm.

Figura 4.12. Puntos de máxima conformabilidad y curvas FLC, ensayos Nakajima (100 y 150 mm), de acero TRIP800.

Figura 4.13. Puntos de máxima conformabilidad y curvas FLC en ensayos Nakajima (50 y 100 mm) para el TRIP700 espesor 1,2 mm.

Figura 4.14. Puntos de máxima conformabilidad (dentro del círculo) para calcular la curva FLCF.

Figura 4.15. Curvas FLCF en los aceros DC03 y TRIP800.

Figura 4.16. Caminos de deformación en Nakajima y Marciniak para el acero TRIP800.

Figura 4.17. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayos Nakajima y Marciniak para el acero TRIP800.

Figura 4.18. Caminos de deformación en Nakajima y Marciniak para el acero DC03.

Figura 4.19. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayos Nakajima y Marciniak para el acero DC03.

Figura 4.20. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayo Nakajima para los aceros de espesor 1,5 mm DC03 y DP780.

Figura 4.21. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayo Nakajima para los aceros TRIP700 de 2,0 mm y 1,2 mm de espesor.

Figura 4.22. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayo Nakajima para los aceros TRIP700 de 2,0 mm y 1,2 mm de espesor.

Figura 4.23. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayo Nakajima para acero TRIP800 con diferente diámetro de punzón.

Figura 4.24. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayo Nakajima para acero TRIP800 con diferente diámetro de punzón en zona de tensión biaxial.

Figura 4.25. Caminos de deformación en el acero TRIP700 en el ensayo Nakajima con diferente diámetro de punzón (50 y 100 mm).

Figura 4.26. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayo Nakajima para acero TRIP700 con diferente diámetro de punzón (50 y 100 mm).

Figura 4.27. Esquema de predeformación inicial con punzón Nakajima y posterior conformado con punzón Marciniak.

Figura 4.28. Esquema de predeformación inicial en probeta cuadrada con punzón Nakajima, mecanizado a la geometría a ensayar y posterior conformado con punzón Marciniak.

Figura 4.29. Curvas FLCF con predeformación inicial con punzón Nakajima para acero TRIP800.

Figura 4.30. Curvas FLCF de TRIP800 con predeformación biaxial (Nakajima).

Figura 4.31 Disminución curva FLC con predeformación equibiaxial.

Figura 4.32. Curvas FLCF de TRIP800 con predeformación biaxial (Nakajima).

Figura 4.33. Predeformación equibiaxial seguido de mecanizado y posterior conformado final.

Figura 4.34. a) Predeformación equibiaxial, N°1 80 mm embutición y b) 40 mm embutición seguido de mecanizado y posterior conformado final.

Figura 4.35. Curvas FLC experimentales mediante ensayos Nakajima y Marciniak en comparación con las curvas teóricas nR para el acero DC03.

Figura 4.36. Curvas FLCs experimentales mediante ensayos Nakajima y Marciniak en comparación con las curvas teóricas nR para el acero TRIP800.

Figura 4.37. Curvas FLC experimentales mediante ensayos Nakajima y Marciniak en comparación con las curvas teóricas nR para el acero DP780.

Figura 4.38. Superficies de fractura en deformación/tensión biaxial para acero TRIP800 en ensayos a) Nakajima y b) Marciniak.

Figura 4.39. Detalle de las superficies de fractura en deformación/tensión biaxial para acero TRIP800 en ensayos a) Nakajima y b) Marciniak.

Figura 4.40. Superficies de fractura en deformación plana para acero TRIP800 en ensayos a) Nakajima y b) Marciniak

Figura 4.41. Detalle de las superficies de fractura en deformación plana para acero TRIP800 en ensayos a) Nakajima y b) Marciniak.

Figura 4.42. Valores de LDH en ensayos Nakajima y Marciniak.

Figura 4.43. Distribución de la deformación en ensayos Nakajima y Marciniak (cima punzón) de los aceros estudiados.

Figura 4.44. Fracción de austenita retenida en función de la dureza en probetas de ensayos Nakajima y Marciniak.

Figura 5.1. Esquema de cálculo de curvas FLSC y FLSCF.

Figura 5.2. Curvas tensión-deformación utilizadas en la simulación por elementos finitos (deformación plástica).

Figura 5.3. Comparación caminos de deformación experimentales (ARAMIS) y simulación (ABAQUS) para acero TRIP800 en ensayos Nakajima.

Figura 5.4. Comparación caminos de deformación experimentales (ARAMIS) y simulación (ABAQUS) para acero TRIP800 en ensayos Marciniak.

Figura 5.5. Curvas FLSC para TRIP800 con ensayo Nakajima y criterios de estricción ISO y BRG.

Figura 5.6. Curvas FLSC para TRIP800 con ensayo Marciniak y criterios de estricción ISO y BRG.

Figura 5.7. Curvas FLSC para TRIP800 con ensayos Nakajima, Marciniak (criterio de estricción BRG).

Figura 5.8. Valores de tensión máxima dependiendo del criterio de estricción.

Figura 5.9. Curvas FLSCF para TRIP800 (criterio de rotura).

Figura 5.10. Curvas FLSC para DP780 con ensayo Nakajima y criterios diferentes criterios de estricción.

Figura 5.11. Curvas FLC para DP780 en ensayo Nakajima, métodos de cálculo ISO y BRG y curva teórica nR.

Figura 5.12. Curva FLSCF para DP780 a partir de ensayo Nakajima y comparación con curva de estricción FLSC.

Figura 5.13. Curvas FLSC para DC03 simulación ensayo Nakajima con métodos de cálculo ISO y BRG.

Figura 5.14. Curvas FLSCF para TRIP800 mediante simulación por elementos finitos y procedimiento SB-FLD.

Figura 5.15. Curvas FLSC para TRIP800 mediante simulación por elementos finitos y procedimiento SB-FLD.

Figura 5.16. Curvas FLSCF para DP780 mediante simulación por elementos finitos y procedimiento SB-FLD.

Figura 5.17. Curvas FLSC para DP780 mediante simulación por elementos finitos y procedimiento SB-FLD.

Figura 5.18. Curvas FLSCF para DC03 mediante simulación por elementos finitos y procedimiento SB-FLD.

Figura 5.19. Curvas FLSC para DC03 mediante simulación por elementos finitos y procedimiento SB-FLD.

Figura 5.20. Curvas tensión deformación en ensayos de tracción uniaxial y leyes endurecimiento Hollomon y Voce para TRIP800 espesor 2,0 mm.

Figura 5.21. Curvas FLSCF para TRIP800 mediante procedimiento SB-FLD y leyes de endurecimiento Hollomon y Voce.

Figura 5.22. Curvas tensión deformación en ensayos de tracción uniaxial y leyes endurecimiento Hollomon y Voce para TRIP700 espesor 1,2 mm.

Figura 5.23. Curvas FLSCF para TRIP700 mediante procedimiento SB-FLD y leyes de endurecimiento Hollomon y Voce.

Figura 5.24. Curvas FLSCF para TRIP800 en ensayo estirado en dos pasos (Nakajima + Marciniak). Procedimiento SB-FLD y leyes de endurecimiento Hollomon y Voce.

Figura 5.25. Curvas tensión-deformación, con diferente incremento.

Figura 5.26. Curvas FLSCF mediante ley de endurecimiento de Hollomon en ensayos convencionales de estirado y con predeformación (NAK+MAR).

Figura 5.27. Curvas FLSCF mediante ley de endurecimiento de Hollomon en ensayos convencionales de estirado y con predeformación (NAK+MAR).

Figura 6.1. Esquema de la validación de los diferentes criterios de conformabilidad.

Figura 6.2. (a) Pieza deformada al final del ensayo, acero TRIP800. (b) Deformaciones obtenidas mediante el programa ARGUS en la pieza deformada, acero TRIP800.

Figura 6.3. Deformaciones obtenidas mediante ARGUS en pieza de acero TRIP800. Altura de embutición 31 mm.

Figura 6.4. (a) Pieza deformada al final del ensayo (48 mm), acero DC03. (b) Deformaciones obtenidas mediante el programa ARGUS en la pieza deformada hasta 48 mm, acero DC03.

Figura 6.5. Deformaciones obtenidas mediante ARGUS en pieza de acero DC03. Altura de embutición 48 mm.

Figura 6.6. Deformaciones obtenidas mediante ARGUS en pieza de acero DC03. Altura de embutición 48 mm.

Figura 6.7. Altura de embutición obtenida de FEM con criterios de estricción (FLC y FLSC).

Figura 6.8. Simulación mediante criterio FLC ensayo Nakajima y cálculo matemático ISO. Altura embutición 19 mm.

Figura 6.9. Simulación mediante criterio FLC de curva teórica $nR(\epsilon)$. Altura embutición 22 mm.

Figura 6.10. Simulación mediante criterio FLSC ensayo Nakajima y cálculo ISO. Altura embutición 22 mm.

Figura 6.11. Simulación mediante criterio FLSC de curva teórica $nR(\epsilon)$ y procedimiento SB-FLD. Altura embutición 24 mm.

Figura 6.12. Altura de embutición obtenida de simulación por elementos finitos con criterios de rotura (FLCF y FLSCF).

Figura 6.13. Simulación mediante criterio FLCF ensayo Nakajima. Altura embutición 26 mm.

Figura 6.14. Simulación mediante criterio FLSCF ensayo Nakajima. Altura embutición 27 mm.

Figura 6.15. Comparación de valores de deformación mediante simulación (Abaqus) y experimentales (Argus). Criterios de rotura para acero TRIP800.

Figura 6.16. Comparación de valores de deformación mediante simulación (Abaqus) y experimentales (Argus).

Figura 6.17. Embutición profunda de una copa cilíndrica. a) Antes de la embutición; b) después de la embutición.

Figura 6.18. Esquema y parámetros de ensayo normalizado según ISO11531 [3].

Figura 6.19. Esquema de la matriz de ensayo para el cálculo de LDR[4].

Figura 6.20. Modelo de simulación ensayo LDR.

Figura 6.21. Comparación ensayos LDR y simulación con criterio FLSC a rotura para acero TRIP800.

Figura 6.22. Comparación ensayos LDR y simulación con criterio FLCF para acero TRIP800.

Figura 6.23. Puntos de deformación en ensayos LDR para acero TRIP800 con diámetros de disco de 105 y 110 mm.

Figura 6.24 Puntos de tensión en ensayos LDR para acero TRIP800 con diámetros de disco de 105 y 110 mm.

Figura 6.25 Comparación ensayos LDR y simulación con criterio FLCF para acero TRIP700 espesor 2,0 mm.

Figura 6.26 Comparación ensayos LDR y simulación con criterio FLCF para acero TRIP700 espesor 1,2 mm.

Figura 6.27 Comparación ensayos LDR y simulación con criterio FLCF para acero DC03 espesor 1,5 mm

Figura 6.28. Modelo con punzón de 40 mm.

Figura 6.29. Ensayo LDR para A1100 espesor 1,0 mm.

Figura 6.30. Simulación ensayo LDR con criterio FLCF para A1100 espesor 1,0 mm.

Figura 6.31. Simulación ensayo LDR con criterio FLSCF y procedimiento SB-FLD para A1100 espesor 1,0 mm.

Figura 6.32. Simulación mediante criterio FLSC de curva Nakajima, procedimiento SB-FLD y ley de endurecimiento de Voce. Altura embutición 23 mm.

Figura 6.33. Simulación mediante criterio FLSCF de curva Nakajima, procedimiento SB-FLD y ley de endurecimiento de Voce. Altura embutición 26 mm.

Figura 6.34. Simulación ensayo LDR mediante criterio FLSCF de curva Nakajima, procedimiento SB-FLD y ley de endurecimiento de Voce para acero TRIP800 espesor 2,0 mm

Figura 7.1. Fractura en zona troquelada de un acero de 780MPa de resistencia mecánica.

Figura 7.2. Proceso de punzonado en una chapa metálica.

Figura 7.3. Diferentes áreas de corte tras el punzonado.

Figura 7.4. Esquema de la matriz de corte de punzonado. Definición de tolerancia de corte (*clearance*).

Figura 7.5. Corte por agua a presiones de 4000 bar.

Figura 7.6. (a) Zona plástica y zona de proceso, FPZ, delante de la punta de la fisura. (b) Probeta doblemente entallada, tipo DENT.

Figura 7.7. Ejemplo de cálculo de w_e . (a) Determinación de W_f por integración bajo la curva carga-desplazamiento. (b) Representación gráfica de w_f frente a distintos valores de ligamento l , siendo w_e la ordenada en el origen del ajuste lineal.

Figura 7.8. Prensa hidráulica y utillajes utilizados en el ensayo.

Figure 7.9. Hole expansion en DP780. 5 % de tolerancia, a) burr out b) burr in.

Figura 7.10. HER obtenidos con diferentes tolerancias en el proceso de punzonado (burr out).

Figura 7.11. HER obtenidos con diferentes tolerancias en el proceso de punzonado (burr in).

Figura 7.12. Variación del HER con las propiedades mecánicas.

Figura 7.13. Variación del HER con el coeficiente de endurecimiento.

Figura 7.14. Orificio inicial con entalla de 250 μm .

Figura 7.15. Resultados Hole Expansion con entalla de 250 μm .

Figura 7.16. Relación w_e con el HER.

Figura 7.17. Relación del alargamiento a rotura (A_r) con el HER.

Figura 7.18. Relación del HER con el ratio LE/R_m .

Figura 7.19. Relación del HER con el ratio LE/R_m .

Figura 7.20. Relación entre HER y de diferentes propiedades mecánicas para diferentes aceros DP: (a) Elongación uniforme. (b) fracción de volumen de martensita.

Figura 7.21. Relación entre HER y fracción de volumen de ferrita.

Figura 7.22. Relación entre HER y la resistencia mecánica.

Figura 7.23. Curvas de Fuerza vs. desplazamiento. Inicio grieta en abocardado para acero TRIP800.

Figura 8.1. Comparación del alargamiento a fractura con la resistencia de los aceros AHSS de “Tercera Generación”.

Tablas

Tabla 1.1. Designación y propiedades mecánicas de los aceros de embutición.

Tabla 3.1. Composición química.

Tabla 3.2. Contenido γ -austenita retenida de los aceros TRIP.

Tabla 3.4. Composición química.

Tabla 3.5. Propiedades mecánicas.

Tabla 3.6. Contenido de α -ferrita en los aceros DP.

Tabla 3.7. Composición química.

Tabla 3.8. Propiedades mecánicas.

Tabla 3.9. Fracción de γ -austenita retenida por EBSD y XRD en función de la deformación.

Tabla 3.10. Propiedades mecánicas de los aceros estudiados.

Tabla 4.1. Valores de n y R de los materiales utilizados.

Tabla 4.2. Valores de n y R de los materiales utilizados.

Tabla 6.1. Resultados LDR para el TRIP800.

Tabla 6.2. Resultados LDR para el TRIP700 espesor 2,0 mm.

Tabla 6.3. Resultados LDR para el TRIP700 espesor 1,2 mm.

Tabla 6.4. Resultados LDR para el DC03 espesor 1,5 mm.

Tabla 6.5. Propiedades mecánicas aluminio A1100 de 1,0 mm de espesor.

Tabla 7.1. Condiciones para obtener los diferentes valores de HER.

Tabla 7.2. Composición química en % en peso.

Tabla 7.3. Propiedades mecánicas.

Tabla 7.4. Propiedades mecánicas.

Tabla 7.5. Propiedades mecánicas II.

Tabla 7.6. Energías de fractura de abocardado y TEF.

Abreviaturas y símbolos

Abreviaturas

AHSS	Advanced High Strength Steel(s)
BCC	Body-Centered Cubic
BRG	Método modificado de Bragard para calcular estricción
CCT	Continous Cooling Transformation
CP	Complex Phase
DENT	Double Edge Notched Tension
DP	Dual Phase
EBS	Electron Backscatter Diffraction
ESIS	European Structural Integrity Society
EFW	Essential Work of Fracture
FCC	Face-Centered Cubic
FLC	Forming Limit Curve
FLCF	Forming Limit Curve at Fracture
FLD	Forming Limit Diagram
FLD₀	Punto de deformación plana en diagrama FLD
FLSC	Forming Limit Stress Curve
FLSCF	Forming Limit Stress Curve at Fracture
FLSD	Forming Limit Stress Diagram
FPZ	Fracture Process Zone
HER	Hole Expansion Ratio
HET	Hole Expansion Test
HSS	High Strength Steel(s)
ISO	Abreviatura en referencia a la norma ISO12004:2008
LDH	Limiting Dome High
LDR	Limiting Drawing Ratio

MEF	Método de los Elementos Finitos
M-K	Procedimiento Marciniak-Kuczynski
MS	Martensitic Steel
SB-FLD	Stress Based-Forming Limit Diagram
SFE	Stacking Fault Energy
TEF	Trabajo Esencial de Fractura
TRIP	TRansformation Induced Plasticity
TWIP	TWinning Induced Plasticity
XRD	Técnica de difracción por Rayos X

Símbolos

A_r	Alargamiento a rotura
α	Relación de tensión menor y mayor verdaderas
α -	Fase ferrítica
α' -	Fase martensítica
$B \text{ ó } t$	Espesor del material
e	Deformación ingenieril
ϵ	Deformación verdadera
ϵ_0	Predeformación verdadera
ϵ_1	Deformación mayor verdadera
ϵ_2	Deformación menor verdadera
$\bar{\epsilon}$	Deformación verdadera equivalente
$\dot{\epsilon}$	Velocidad de deformación (<i>strain rate</i>)
$\xi(\alpha)$	Función del material en procedimiento de Stoughton
F, G, H, L, M $y N$	Constantes que caracterizan la anisotropía plástica en el potencial plástico de Hill
γ -	Fase austenítica
J_{IC}	Integral J
k	Coefficiente de resistencia o módulo plástico
K	Factor intensidad de tensiones
K_{IC}	Tenacidad de Fractura en modo I
l	Ligamento probeta DENT
M_S	Temperatura de formación de martensita
M_S^σ	Temperatura en la que la tensión necesaria para iniciar la transformación martensítica es igual al límite elástico de la fase austenítica
M_d	Temperatura a la que no se produce transformación martensítica
n	Coefficiente endurecimiento
n_R	Producto nR (coeficiente endurecimiento y anisotropía plástica)
$R_{0,90,45}$	Anisotropía plástica (a 0°, 90° y 45° respecto sentido de laminación)
$R(\epsilon)$	Anisotropía plástica en función de la deformación
\bar{R}	Anisotropía plástica normal
$\Delta\bar{R}$	Anisotropía plástica planar

R_{ij}	Matriz de plasticidad en potencial plástico de Hill
r_p	Radio entalla
ρ	Camino de deformación
S	Tensión ingenieril
σ	Tensión verdadera
σ_0	Límite elástico
σ_1	Tensión mayor verdadera
σ_2	Tensión menor verdadera
$\bar{\sigma}$	Tensión verdadera equivalente
σ^*	Tensión máxima en criterios de fractura dúctil
σ_h	Tensión hidrostática
W_e	Energía o trabajo en zona de proceso
w_e	Trabajo esencial de fractura
W_f	Energía o trabajo de fractura
w_f	Trabajo específico de fractura
W_p	Energía o trabajo plástico
w_p	Trabajo plástico específico

ÍNDICE

AGRADECIMIENTOS	V
RESUMEN	VII
ABSTRACT	IX
PRÓLOGO	XI
FIGURAS Y TABLAS	XIII
ABREVIATURAS Y SÍMBOLOS	XXV
ÍNDICE	XXIX
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	1
1.1. Aceros AHSS	2
1.1.1. Aceros DP (<i>Dual-Phase</i>)	4
1.1.2. Aceros TRIP (<i>TRansformation Induced Plasticity</i>)	4
1.1.3. Aceros CP (<i>Complex-Phase</i>)	7
1.1.4. Aceros MS (Martensíticos)	8
1.2. Aceros de embutición	9
1.2.1. Aceros DC03	9
1.3. Caracterización mecánica de productos planos	10
1.3.1. Ensayo de tracción uniaxial	10
1.3.2. Modelos matemáticos para describir la curva tensión-deformación	12
1.3.3. Anisotropía plástica	15
1.3.4. Potencial plástico de Hill	16
1.4. Ensayos y criterios de conformabilidad	17
1.4.1. Diagramas FLD (<i>Forming Limit Diagrams</i>)	19
1.4.2. Factores que afectan a las curvas FLC	23
1.4.3. Métodos experimentales de obtención de curvas FLC	27
1.4.4. Modelos teóricos de predicción de FLCs	29

1.4.5.	Diagramas FLSD (<i>Forming Limit Stress Diagram</i>)	33
1.4.6.	Criterios de fractura dúctil.....	37
1.5.	Método de los elementos finitos	39
1.5.1.	Programa de simulación ABAQUS	39
1.6.	Objetivos de la tesis	40
1.7.	Referencias bibliográficas	42
CAPÍTULO 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL		47
2.1.	Determinación de los parámetros mecánicos	47
2.2.	Caracterización microestructural.....	48
2.2.1.	Difracción de rayos X (XRD)	48
2.2.2.	EBSD (<i>Electron backscatter diffraction</i>)	49
2.3.	Equipo de medida de deformaciones GOM.....	52
2.3.1.	Sistema de medida de deformaciones en estático ARGUS/GOM.....	52
2.3.2.	Sistema de medida de deformaciones en dinámico ARAMIS/GOM.....	54
2.4.	Extensión de las curvas tensión-deformación	56
2.4.1.	Ensayo de compresión.....	56
2.4.2.	Medida de la deformación mediante sistema ARAMIS en ensayo de tracción.....	57
2.5.	Determinación anisotropía plástica	58
2.5.1.	Aplicación sistema medida de deformaciones ARAMIS.....	59
2.6.	Determinación curvas FLC	60
2.6.1.	Utillajes y dispositivo de ensayo.....	60
2.6.2.	Determinación deformación mediante sistema ARAMIS	62
2.6.3.	Cálculo matemático	62
2.7.	Determinación curvas FLSC	65
2.7.1.	Simulación ensayos de estirado <i>Nakajima y Marciniak</i>	65
2.7.2.	Criterios de fallo en ABAQUS.....	66
2.8.	Ensayos de conformado	67
2.8.1.	Ensayos en prensa de laboratorio.....	67
2.8.2.	Simulación ensayo de conformado	68
2.9.	Resumen.....	69
2.10.	Referencias bibliográficas	70
CAPÍTULO 3. CARACTERIZACIÓN METALÚRGICA Y MECÁNICA 71		
3.1.	Aceros de alta resistencia mecánica	72
3.1.1.	Aceros TRIP	73
3.1.2.	Aceros DP.....	75
3.2.	Aceros de embutición	76
3.3.	Comportamiento mecánico intrínseco TRIP800	77

3.4. Comportamiento termo-mecánico de los aceros TRIP	82
3.4.1. Ensayos de tracción a diferentes temperaturas.....	83
3.5. Extensión de las curvas tensión-deformación	85
3.5.1. Curvas tensión-deformación aceros DP	85
3.5.2. Curvas tensión-deformación acero TRIP	88
3.5.3. Curvas tensión-deformación acero DC03	89
3.6. Variación de la anisotropía plástica con la deformación	90
3.6.1. Metodología de ensayo	91
3.6.2. Resultados.....	91
3.7. Resumen	95
3.8. Referencias Bibliográficas	95
CAPÍTULO 4. CONFORMABILIDAD: ESTUDIO CURVAS FLC ____	97
4.1. Curvas FLC experimentales	97
4.1.1. Influencia del cálculo matemático	98
4.1.2. Método de la velocidad de deformación.....	100
4.1.3. Influencia del tipo de ensayo	101
4.1.4. Influencia del espesor.....	102
4.1.5. Efecto de la geometría de punzón.....	104
4.1.6. Curvas FLCF (<i>Forming Limit Curve at Fracture</i>).....	105
4.2. Estudio de los caminos de deformación	107
4.2.1. Influencia del tipo de ensayo	107
4.2.2. Influencia del espesor.....	110
4.2.3. Efecto de la geometría de punzón.....	112
4.2.4. Efecto de la predeformación	114
4.3. Determinación curvas FLC teóricas	118
4.3.1. Curvas teóricas $n \cdot R$	118
4.4. Relación de la microestructura con la conformabilidad	121
4.4.1. Fractografía.....	121
4.4.2. Altura de embutición.....	124
4.4.3. Transformación martensítica	125
4.5. Resumen	127
4.6. Referencias Bibliográficas	128
CAPÍTULO 5. CONFORMABILIDAD: ESTUDIO CURVAS FLSC ____	131
5.1. Simulación ensayos de estirado	132
5.1.1. Leyes de endurecimiento y/o plasticidad.....	132
5.1.2. Potencial plástico de Hill	133
5.1.3. Verificación simulación ensayos de estirado	133

5.2.	Curvas FLSC acero TRIP800	135
5.3.	Curvas FLSC acero DP780	138
5.4.	Curvas FLSC acero DC03.....	140
5.5.	Transformación del espacio de deformaciones al de tensiones.....	140
5.5.1.	Diagrama de tensiones en acero TRIP800	142
5.5.2.	Diagrama de tensiones en acero DP780	144
5.5.3.	Diagrama de tensiones en acero DC03.....	145
5.6.	Discusión de los resultados	147
5.6.1.	Efecto de la ley de endurecimiento	147
5.6.2.	Efecto de los caminos de deformación en las curvas FLSC.....	150
5.6.3.	Método de Stoughton para la determinación de curvas FLSC	152
5.7.	Resumen.....	154
5.8.	Referencias bibliográficas	155
CAPÍTULO 6: VALIDACIÓN CRITERIOS CONFORMABILIDAD		157
6.1.	Ensayos de laboratorio conformado montante abierto	157
6.1.1.	TRIP800.....	158
6.1.2.	DC03	159
6.2.	Simulación ensayos de conformado montante abierto.....	161
6.2.1.	TRIP800.....	162
6.2.2.	DC03	166
6.3.	Limiting Drawing Ratio	167
6.3.1.	Ensayo Limit Drawing Ratio.....	168
6.3.2.	Simulación ensayos Limit Drawing Ratio.....	169
6.3.3.	Validación del ensayo LDR	170
6.3.4.	Aplicación criterio de rotura en otros materiales	175
6.4.	Discusión de resultados.....	176
6.5.	Resumen.....	178
6.6.	Referencias Bibliográficas.....	179
CAPÍTULO 7. CONFORMABILIDAD Y FRACTURA		181
7.1.	Hole Expansion Test.....	182
7.1.1.	Procesos de corte	182
7.2.	Trabajo esencial de fractura	184
7.2.1.	Determinación experimental del Trabajo Esencial de Fractura (TEF)	185
7.3.	Ensayos experimentales de expansión de orificios	189
7.3.1.	Ensanchamiento de orificios o <i>Hole Expansion Test</i> (HET)	189
7.3.2.	<i>Hole Expansion</i> en orificios con entalla.....	192
7.4.	Relación de Conformabilidad y Fractura	194

7.4.1.	Trabajo Esencial de Fractura y <i>Hole Expansion</i>	194
7.4.2.	Efecto de las propiedades mecánicas y microestructura en el HER.....	196
7.5.	Discusión de resultados	198
7.6.	Aplicación del Trabajo Esencial de Fractura como criterio de fallo	200
7.7.	Resumen	202
7.8.	Bibliografía	203
CAPÍTULO 8. CONCLUSIONES		207
8.1.	Conclusiones	207
8.1.1.	Curvas FLC	207
8.1.2.	Curvas FLSC.....	208
8.1.3.	Validación de los criterios de conformabilidad.....	208
8.1.4.	Criterios energéticos	209
8.2.	Aplicación de los resultados a la nueva generación de aceros AHSS	209
8.3.	Acciones futuras	210
8.4.	Referencias bibliográficas	212
LISTA DE PUBLICACIONES		213

Capítulo 1. Introducción

La industria del automóvil se enfrenta desde hace años a la necesidad de desarrollar vehículos cada vez más ligeros para así disminuir el consumo de combustible y también las emisiones contaminantes, pero además se deben cumplir normativas muy exigentes en materia de seguridad frente a impactos. Estimulados por estas necesidades del sector del transporte, los fabricantes de acero han desarrollado nuevos grados de alta resistencia mecánica que permiten reducir los espesores en piezas de la carrocería. En los últimos años, esta reducción de peso de los vehículos ha experimentado un avance muy importante gracias al desarrollo de los aceros avanzados de alta resistencia (*Advanced High Strength Steels, AHSS*). Actualmente, estos aceros se usan ampliamente en componentes estructurales de chasis y carrocería, y se caracterizan por combinar elevados valores de resistencia mecánica (desde 600 hasta 1500 MPa) con aceptables niveles de ductilidad.

Esta reducción del peso de los vehículos ha contribuido también a mejorar su rendimiento: con una reducción del consumo de combustible y un aumento de la seguridad de los mismos. Pero un inconveniente del uso de los aceros AHSS es que poseen una menor conformabilidad que los aceros convencionales utilizados tradicionalmente en la industria del automóvil.

La conformabilidad de productos planos (chapa metálica) ha sido tradicionalmente evaluada mediante los diagramas FLD (*Forming Limit Diagram*). Estos diagramas dan información acerca de la conformabilidad máxima que puede soportar un material, representado por la curva límite de conformabilidad FLC (*Forming Limit Curve*). En los aceros AHSS, debido principalmente a su microestructura multifásica, los ensayos e instrumentos utilizados para calcular sus propiedades de conformabilidad no han dado los resultados esperados. Las curvas FLC que se han venido utilizando en aceros convencionales, no muestran ser un criterio fiable para determinar la conformabilidad de un componente fabricado con este tipo de aceros. Por tanto, se hace necesario entender el porqué de estas diferencias para poder abordar el tema y proponer nuevos criterios de fallo en componentes fabricados con aceros AHSS.

Por otro lado, uno de los parámetros más influyentes en la conformabilidad de productos planos (chapas metálicas) son los caminos de deformación, en este sentido las curvas basadas en tensiones,

FLSC, tienden a describirse como menos dependientes o sensibles del camino de deformación, aunque existen ciertas discrepancias si esto es debido a la saturación de la curva tensión-deformación. Por tanto, para poder definir los criterios de conformabilidad es necesario de una excelente caracterización mecánica del material y un conocimiento previo de cómo influyen los caminos de deformación en las curvas FLC y las curvas FLSC. En este capítulo se introducen los aspectos más relevantes de los aceros AHSS, se estudian los métodos actuales y propuestas de caracterización mecánica de productos planos, así como se analizan los criterios de conformabilidad basado en deformaciones (FLC) y los basados en tensiones (FLSC). Por último, una vez estudiados estos conceptos se plantean los objetivos principales de la presente tesis doctoral.

1.1. Aceros AHSS

Para atender a la reducción de peso y buena resistencia al impacto de los aceros, desde 1994 algunos productores de acero del mundo empezaron grandes proyectos como ULSAB, ULSAS, ULSAC y ULSAC-AVC. El éxito de estos proyectos ha podido ser alcanzado por el uso de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS). Algunos de estos aceros AHSS tienen una mayor capacidad de endurecimiento por deformación o trabajo en frío. Esta alta capacidad de endurecimiento por deformación permite aumentar la resistencia mecánica de la chapa de acero sin reducir su conformabilidad e incluso aumentarla, al resistir mejor la estricción localizada durante su conformado. La Figura 1.1 muestra los actuales aceros AHSS (en color verde) y los nuevos grados en fase de desarrollo, que en un futuro podrían incrementar aún más esta combinación de propiedades, en comparación con los aceros de conformado en frío convencionales (en color azul) [1].

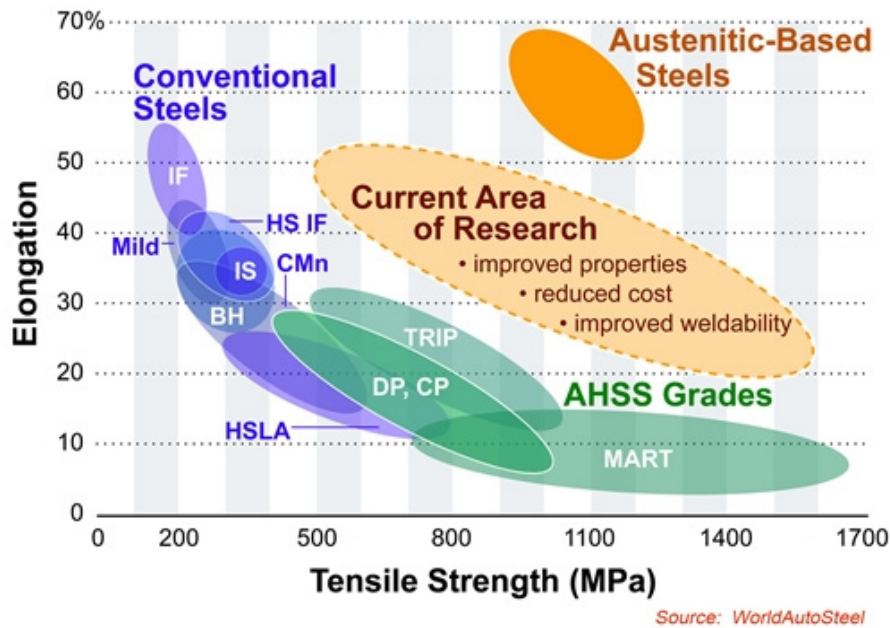


Figura 1.1. Comparación del alargamiento a fractura con la resistencia a tracción para diferentes aceros de conformado en frío convencionales (azul) y de alta resistencia (verde) [1].

La buena disposición de resistencia y conformabilidad de los aceros AHSS se consigue gracias a la combinación controlada de fases estables y metaestables en una microestructura de grano fino, que es significativamente modificada en el proceso de fabricación. Estos materiales son relativamente blandos y aumentan su resistencia al ser deformados, siendo por lo tanto, fácilmente conformables y extremadamente resistentes una vez han sido deformados (del orden de 4 a 5 veces más que un acero convencional). Además, gracias a su capacidad de ganar resistencia con la deformación, pueden ser embutidos con menor riesgo de rotura, pues las zonas más deformadas y con más tendencia a romperse, son las que más resistencia desarrollan.

La principal diferencia entre los aceros HSS (*High Strength Steels*) y AHSS es su microestructura. Los aceros HSS tienen una sola fase ferrítica, mientras que los aceros AHSS son aceros de múltiples fases, que contienen α -ferrita, α' -martensita, bainita y/o γ -austenita retenida en cantidades suficientes para producir unas propiedades mecánicas únicas.

Los aceros para automoción pueden ser clasificados de diferente forma, siendo uno de ellos por sus características metalúrgicas. Las designaciones más comunes incluyen aceros de bajo límite elástico (aceros de embutición y aceros libres de elementos intersticiales, IF); aceros convencionales de alta resistencia, HSS, (C-Mn, BH, HSLA, IF-HS); y los aceros avanzados de alta resistencia AHSS (DP, TRIP, CP y MS).

Una segunda clasificación es a partir de la resistencia del acero. Un sistema define a los aceros HSS con límite elástico desde 210 a 550 MPa y resistencia máxima de 270 a 700 MPa, mientras que los aceros de ultra alta resistencia (UHSS) tienen límites elásticos mayores de 550 MPa y resistencias máximas mayores de 700 MPa. Y un tercer método de clasificación es presentar varias propiedades mecánicas o parámetros de conformabilidad de los diferentes aceros, como la elongación, coeficiente de endurecimiento n , etc. Como ejemplo la Figura 1.1 que compara la elongación con la resistencia para diferentes aceros.

Lamentablemente la mayor virtud de los AHSS, su elevado límite elástico, tiene asociado un importante inconveniente para su uso extensivo en distintas piezas del sector de la automoción e incluso les impide dar el salto a otros sectores industriales donde las excepcionales propiedades de estos materiales permiten optimizar parámetros tan relevantes como lo es la relación resistencia-peso. La elevada resistencia de estos materiales implica mayores presiones y en general dificulta aún más las etapas de conformado, lo que se traduce en un desgaste mucho más acusado de los útiles de conformado e incluso su rotura prematura tras la fabricación de pocas piezas. Este y otros inconvenientes como la indeseada recuperación elástica de las piezas conformadas, denominado *springback* y los problemas de soldabilidad de los AHSS, junto con la evolución del sector de automoción que exige operaciones de conformado altamente complejas, constituyen actuales retos para la ciencia y la tecnología de los materiales. A continuación se describen los diferentes tipos de aceros AHSS.

1.1.1. Aceros DP (*Dual-Phase*)

Los aceros DP (*Dual-Phase*) consisten en una dispersión de islas duras de α' -martensita en una matriz ferrítica. Aumentando la fracción de volumen de la segunda fase dura generalmente se aumenta la resistencia.

Los aceros DP son producidos mediante el control del enfriamiento desde la austenización (en productos laminados en caliente) o desde la región intercrítica de γ -austenita y α -ferrita (en productos laminados en frío con recocido continuo y posterior inmersión en productos con recubrimientos) para transformar parte de la γ -austenita a α -ferrita antes de un enfriamiento rápido que transforme el resto de γ -austenita en α' -martensita.

En la Figura 1.2 se observa un esquema de la microestructura típica del acero DP. La fase blanda de α -ferrita es generalmente continua, dando a estos aceros una excelente ductilidad. Cuando se deforma, dicha deformación se concentra en la fase α -ferrita alrededor de las islas de α' -martensita, creando un alto grado de endurecimiento. Este grado de endurecimiento unido a un excelente alargamiento hace que los aceros DP tengan una resistencia mecánica superior a los aceros convencionales de similar límite elástico.

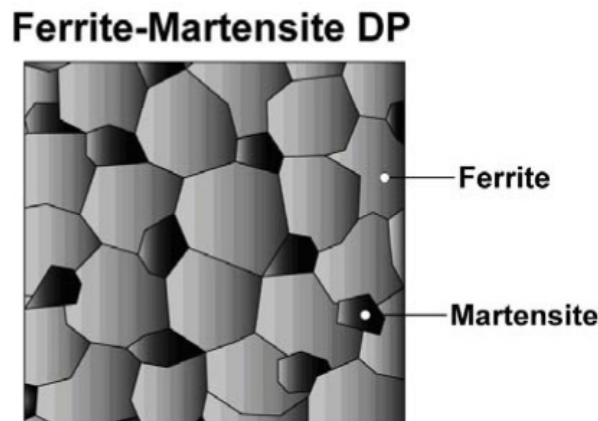


Figura 1.2. Esquema de la microestructura de un acero DP. Islas de α' -martensita en una matriz ferrítica.

1.1.2. Aceros TRIP (*TRansformation Induced Plasticity*)

La microestructura de estos aceros está constituida por α -ferrita, bainita y γ -austenita retenida, Figura 1.3, de modo que al deformarlos plásticamente la austenita puede transformarse a α' -martensita, es el denominado efecto TRIP (*TRansformation Induced Plasticity*), donde para un mismo nivel de resistencia a la tracción que otros grados de aceros de alta resistencia, proporciona las siguientes ventajas:

- Mayor endurecimiento por deformación y por tanto mayor grado de conformabilidad, esto permite la reducción de peso aplicando grados de elevada resistencia mecánica en partes difíciles

de conformar y optimizando el diseño mediante el uso de piezas con formas más complejas que aseguren el buen comportamiento de la estructura.

- Mejor comportamiento a fatiga: lo que redundará en la durabilidad de los componentes.
- Mayor capacidad de disipación de energía en condiciones de impacto (mayor tenacidad), lo que los hace utilizables, por ejemplo, en elementos de seguridad pasiva debido a la elevada absorción de energía en condiciones de impacto.

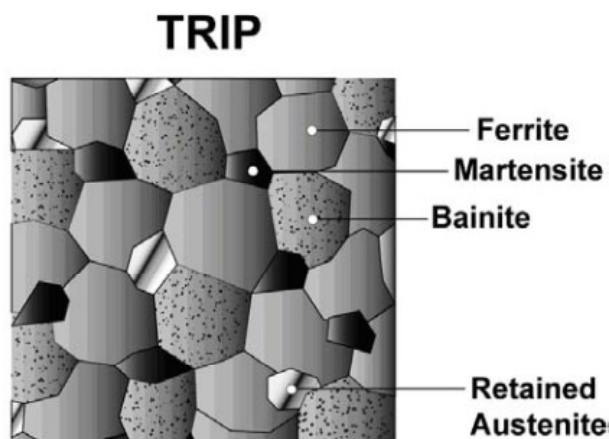


Figura 1.3. Esquema de la microestructura de un acero TRIP, con las diferentes fases que pueden coexistir.

La composición química del acero determina la temperatura a la que se produce la transformación martensítica, siendo M_s la temperatura a la que se inicia la transformación martensítica y M_F la temperatura en la que el 100 % de la γ -austenita ha transformado en α' -martensita. Si M_F es mayor que la temperatura ambiente, la microestructura del acero no contendrá γ -austenita. Los aceros TRIP contienen mayores cantidades de C, Si y/o Al que los aceros DP, para bajar la temperatura M_F por debajo de la temperatura ambiente, generando así γ -austenita retenida en la microestructura. Esta γ -austenita es metaestable y tenderá a transformarse en α' -martensita si se le aporta la energía necesaria, ya sea térmicamente (enfriando el acero) o mecánicamente (produciendo deformación). Con el ajuste del contenido de carbono presente se puede controlar el nivel de deformación en que la γ -austenita empieza a transformarse en α' -martensita. Los aceros TRIP contienen el suficiente C para tener el M_s por debajo de la temperatura ambiente.

Con bajos contenidos de C, la γ -austenita retenida empieza a transformarse prácticamente en el inicio de la deformación, aumentando el coeficiente de endurecimiento por trabajo en frío y por tanto la conformabilidad durante el proceso de estampación. Si los contenidos de C son elevados, por el contrario, la γ -austenita retenida resulta más estable y empieza a transformarse sólo a niveles de deformación mayores que los producidos durante el proceso de conformado. Con estos niveles de carbono, la γ -austenita retenida está presente en el producto final de la conformación, lo que posibilita

que ésta pueda transformar en deformaciones posteriores, como las que se pueden dar durante un impacto, lo que implica la capacidad por parte del elemento de absorber una gran cantidad de energía durante un choque.

Como se ha visto, la γ -austenita se mantiene metaestable cuando el acero TRIP se encuentra a temperatura ambiente. No obstante, como consecuencia de una carga exterior mecánica o térmica (en el caso de un enfriamiento a T inferior a M_s), los granos de γ -austenita retenida pueden transformarse en α' -martensita, que es el denominado efecto TRIP.

Un esquema del efecto TRIP se puede observar en la Figura 1.4, durante la deformación la γ -austenita retenida transforma en α' -martensita [2].

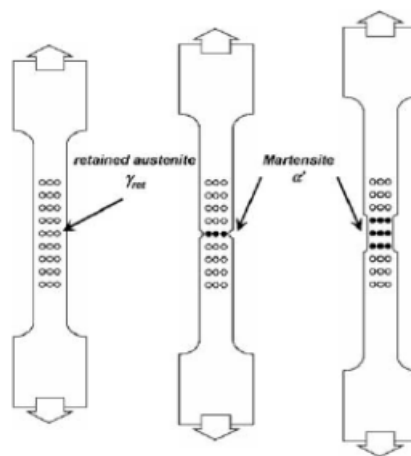


Figura 1.4. Esquema de la transformación martensítica en un ensayo de tracción uniaxial para un acero TRIP.

Para entender la influencia de la temperatura en el efecto TRIP, B.C. de Cooman propone diferentes rangos de temperatura importantes, Figura 1.5 [2, 3]:

- $T < M_F$: La microestructura no presenta γ -austenita retenida, ha transformado en α' -martensita.
- $M_F < T < M_S$: La microestructura está constituida por γ -austenita retenida y α' -martensita.
- $M_S < T < M_S^\sigma$: La deformación de la γ -austenita es inducida por tensión y se produce transformación de γ -austenita a α' -martensita en lugares de nucleación pre-existentes. A M_S^σ la tensión necesaria para iniciar la transformación martensítica de la γ -austenita retenida es igual al límite elástico de la fase austenítica. Cuando la temperatura aumenta, la tensión necesaria para producir la transformación martensítica aumenta ya que la fuerza motriz química disminuye.
- $M_S^\sigma < T < M_F$: La α' -martensita es ahora predominantemente nucleada en nuevos sitios de nucleación producidos por la deformación. La transformación es principalmente producida por deformación.

- $T > M_d$: La temperatura M_d es la temperatura a la que no se produce transformación martensítica. Como resultado de una mayor temperatura se traduce en una menor fuerza motriz para la transformación, no se produce transformación martensítica como resultado de la deformación.

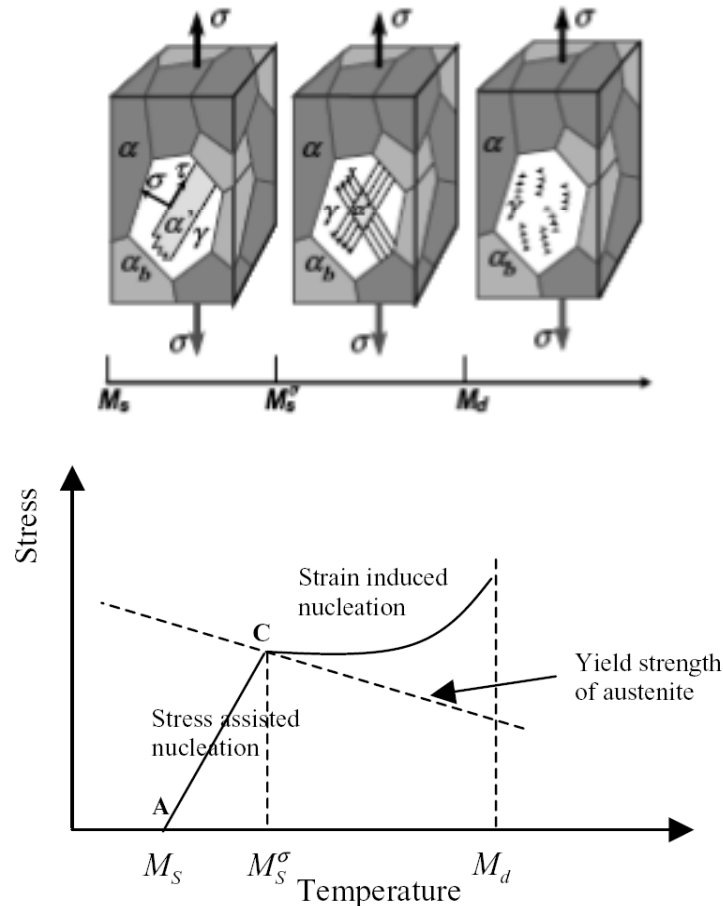


Figura 1.5. Esquema de los mecanismos de deformación para diferentes temperaturas.

La composición química típica de un acero TRIP comercial es 0.15-0.25%C, 1.5%Mn, 1.2-1.5%Si y la tendencia actual consiste en sustituir parcialmente el silicio por aluminio, con el fin de evitar problemas de moldeo y asegurar una calidad superficial adecuada para la ejecución de operaciones de galvanizado, dado que en los aceros de alto silicio se forman óxidos superficiales que dificultan la formación de la capa inhibidora de la corrosión en el galvanizado [4]. Se ha logrado de este modo obtener aceros de alta resistencia mecánica (500-1000 MPa de resistencia a la tracción) y ductilidad (alargamientos entre 20 y 40%).

1.1.3. Aceros CP (Complex-Phase)

La microestructura de los aceros CP (Complex-Phase) contiene pequeñas cantidades de α' -martensita, γ -austenita retenida y perlita, en una matriz de α -ferrita/bainita, Figura 1.6. Estos aceros presentan un grano extremadamente fino mediante recristalización retardada o la precipitación de elementos

microaleantes como el Ti o Nb. En comparación con los aceros DP, muestran un mayor límite elástico a igualdad de resistencia máxima y también se caracterizan por una alta absorción de energía y una capacidad de deformación residual elevada.

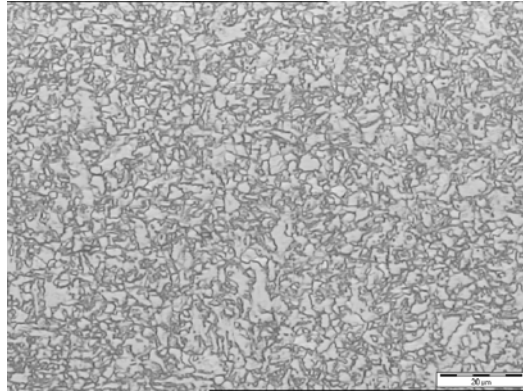


Figura 1.6. Microestructura acero CP con matriz ferrita/bainita.

1.1.4. Aceros MS (Martensíticos)

Los aceros MS (martensíticos) están caracterizados por tener una matriz de α' -martensita conteniendo pequeñas cantidades de α -ferrita y/o bainita, Figura 1.7. Dentro de los aceros AHSS, poseen la mayor resistencia mecánica alcanzando valores de hasta incluso 1700 MPa. Son fabricados a partir de un rápido enfriamiento, para que se produzca la transformación de γ -austenita en α -martensita. Es frecuente someterles a un post-calentamiento para reducir su fragilidad y aumentar su conformabilidad ya que de esta forma aumentamos su ductilidad. En estos aceros el carbono es el encargado del aumento de la resistencia mecánica, aunque elementos como el Mn, Si, o Cr pueden aumentar también esta característica. La fabricación es similar a la de los CP pero interviene una química más ajustada para producir una menor γ -austenita retenida y formar precipitados.

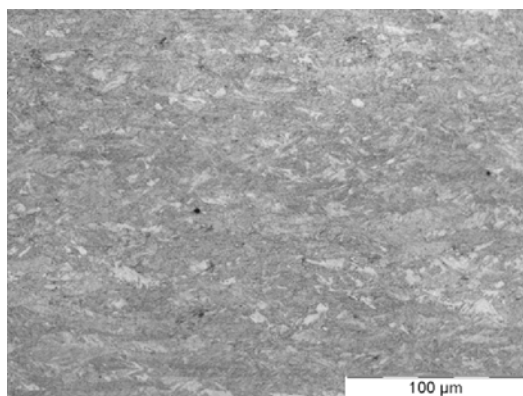


Figura 1.7. Microestructura acero MS con matriz martensítica.

Un resumen de los aceros AHSS se muestra en la Figura 1.8, se observan las distintas fases presentes en los diferentes grados de acero, que permiten disponer de un gran rango de resistencias mecánicas, además se muestra la influencia de las distintas fases en la resistencia de los mismos.

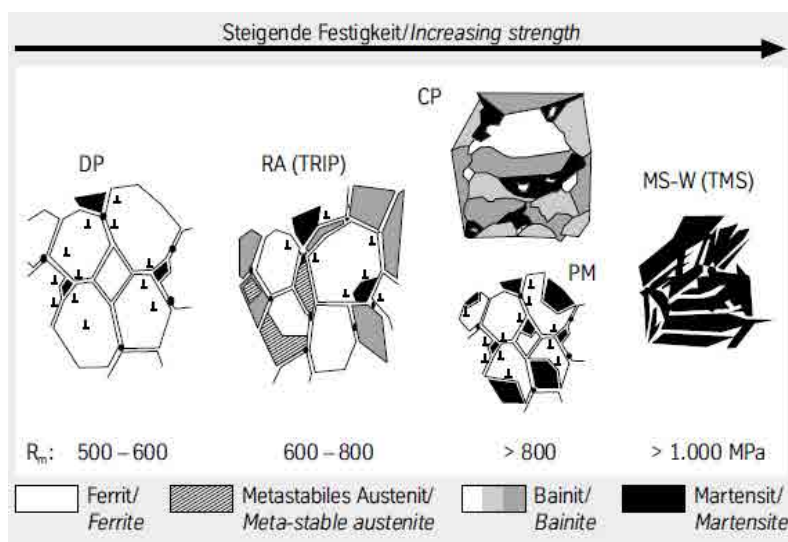


Figura 1.8. Microestructura aceros AHSS y su influencia en el aumento de la resistencia mecánica.

1.2. Aceros de embutición

Se trata de una gama de aceros de bajo carbono, no aleados, laminados en frío, con valores máximos garantizados de límite elástico y resistencia a la tracción, propiedades mínimas garantizadas de ductilidad (alargamiento de rotura) y buena aptitud al conformado (valores n y R). Estas calidades cumplen los requisitos de la norma EN 10130:2006, Tabla 1.1.

La excelente conformabilidad de estos aceros facilita las operaciones de conformado en frío, por lo que son idóneos para aplicaciones de doblado y embutición profunda, en los casos en que se requieran resistencia, rigidez y ductilidad. Sus aplicaciones más habituales se encuentran en los sectores de la industria del automóvil, electrodomésticos, mobiliario metálico, fabricación de ejes y aparatos de calefacción y ventilación, así como de tubos y pequeños perfiles.

Tabla 1.1. Designación y propiedades mecánicas de los aceros de embutición.

Designación		Límite elástico [Mpa]	Resistencia Máxima [Mpa]	A_{80} [% mín]	R_{90} [mín]	n_{90} [mín]	Composición química % máx. en colada				
s/EN 10027-1 y CR 10260	s/EN 10027-2						C	P	S	Mn	Ti
DC01	1.0330	140-280	270-410	28			0,12	0,045	0,045	0,06	
DC03	1.0347	140-240	270-370	34	1,3		0,10	0,035	0,035	0,15	
DC04	1.0338	140-210	270-350	38	1,6	0,18	0,08	0,030	0,030	0,40	
DC05	1.0312	140-180	270-330	40	1,9	0,20	0,06	0,025	0,025	0,35	
DC06	1.0873	120-180	270-350	38	1,8	0,22	0,02	0,020	0,020	0,25	0,3

1.2.1. Aceros DC03

Los aceros DC03 están constituidos por una matriz ferrítica en las que también puede haber pequeñas colonias de perlita. En la Figura 1.9 se muestra un corte transversal donde se puede observar los granos de α -ferrita de color blanco. El bajo porcentaje de carbono proporciona la alta conformabilidad. Esta

gama de aceros está destinada a la conformación mediante estampación profunda y extraprofunda. Estos productos se utilizan masivamente en la industria del automóvil, tanto para piezas de aspecto como para piezas de estructura.

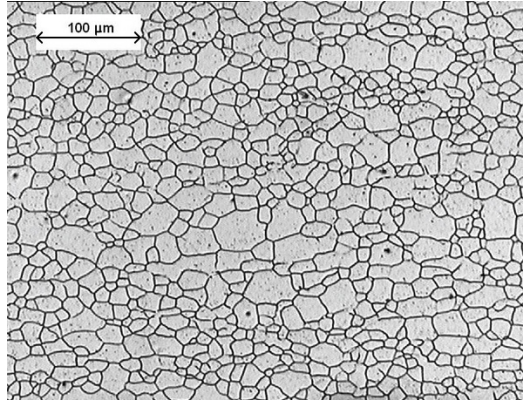


Figura 1.9. Microestructura acero DC03.

1.3. Caracterización mecánica de productos planos

El entendimiento del comportamiento mecánico de un material es esencial para entender otras propiedades como la conformabilidad, además puede ayudar a mejorar el comportamiento de estos en aplicaciones específicas y en el análisis de fallos.

Para determinar las propiedades mecánicas de productos planos (chapas metálicas) se utiliza principalmente el ensayo de tracción uniaxial.

1.3.1. Ensayo de tracción uniaxial

El ensayo de tracción uniaxial es un ensayo sencillo que proporciona una amplia información sobre el comportamiento elasto-plástico del material. Consiste en la aplicación progresiva de una fuerza tensil uniaxial mientras se mide simultáneamente la deformación de la probeta. Con los datos de carga y deformación se construye una curva tensión-deformación, donde se distinguen las siguientes zonas, Figura 1.10 [6, 7]:

- Deformación elástica (reversible).
- Deformación plástica (irreversible). En la que se puede distinguir la deformación plástica homogénea o uniforme y la localización de la deformación (estricción).

La tensión utilizada en la curva tensión-deformación es la tensión media longitudinal producida en la probeta de tracción. Se obtiene dividiendo la carga por el área de la sección inicial de la probeta, ecuación (1.1).

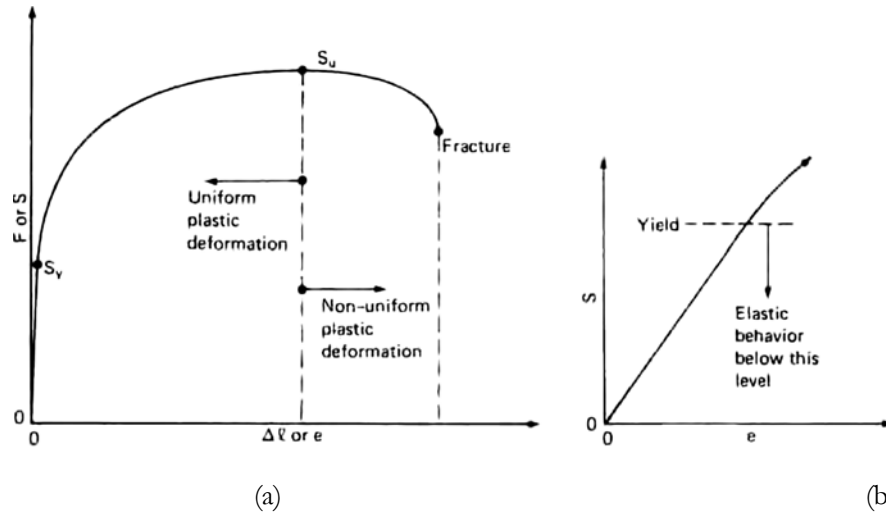


Figura 1.10. (a) Curva tensión-deformación obtenida en ensayo de tracción uniaxial. (b) Ampliación de la zona inicial de la curva tensión-deformación.

Ensayo ingenieril:

$$S = F/A_0 \quad (1.1)$$

$$e = \Delta l/l_0 = l-l_0/l_0 \quad (1.2)$$

La curva ingenieril no proporciona una indicación de las características de deformación de un metal porque está basada totalmente sobre las dimensiones iniciales de la probeta y estas cambian constantemente durante el ensayo. Además, los metales sufren estricción localizada durante la última fase del ensayo, la carga requerida para continuar la deformación disminuye en esta fase a causa que el área de la sección transversal de la probeta se va reduciendo rápidamente. La tensión media basada en la sección inicial disminuye también, produciéndose como consecuencia de esto un descenso de la curva tensión-deformación después del punto de carga máxima. En realidad, el metal continúa endureciéndose por deformación hasta que se produce la fractura, de modo que también debería aumentar la tensión requerida para producir mayor deformación. Si se utiliza la tensión real o verdadera basada en el área instantánea de la sección transversal de la probeta, se encuentra que la curva tensión-deformación asciende de modo continuo hasta que se produce la rotura.

Por tanto en coordenadas verdaderas, se tiene:

$$\sigma = F/A \quad (1.3)$$

$$\varepsilon = \ln (l/l_0) \quad (1.4)$$

Como se cumple

$$A_0 \cdot l_0 = A \cdot l \quad (1.5)$$

Se establece la relación entre coordenadas ingenieriles y verdaderas de la siguiente forma:

$$\sigma = S(1+e) \quad (1.6)$$

$$\varepsilon = \ln(1+e) \quad (1.7)$$

En la zona elástica se cumple la ley de Hooke:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (1.8)$$

Dónde E es el módulo de elasticidad o módulo de Young.

1.3.2. Modelos matemáticos para describir la curva tensión-deformación

Existen diferentes modelos matemáticos para describir la zona plástica de la curva tensión-deformación. A continuación se describen algunos de ellos.

Modelos Ludwik y Hollomon

Un primer modelo matemático para describir la zona plástica de la curva tensión-deformación es el propuesto por Ludwik y simplificado posteriormente por Hollomon. El modelo matemático de Ludwik se define de la siguiente manera:

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n \quad (1.9)$$

Mientras que el modelo simplificado propuesto por Hollomon se describe de la siguiente forma:

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (1.10)$$

Donde n es el coeficiente de endurecimiento y K es el coeficiente de resistencia o módulo plástico. Este modelo es ampliamente utilizado, pero también es reprochado porque la tensión crece infinitamente con el aumento de la deformación y porque n no es constante.

Para determinar los coeficientes del modelo de Hollomon se representa los valores de tensión y deformación en escala logarítmica, donde la pendiente de la recta proporciona el coeficiente de endurecimiento n .

$$\log \sigma = \log K + n \log \varepsilon \quad (1.11)$$

La Figura 1.11 muestra dicha representación, donde se observan tres zonas. La zona I es la región elástica, en la que se cumple la ecuación 1.8, la zona II es la región de transición entre el comportamiento elástico y plástico y la zona III el material se comporta de forma totalmente plástico.

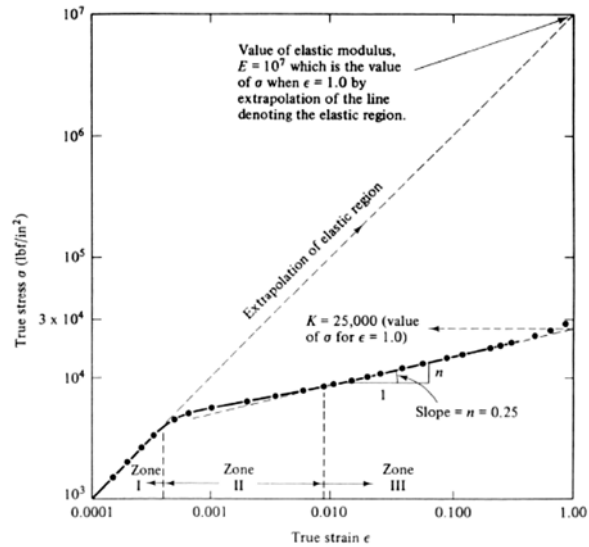


Figura 1.11. Determinación coeficientes n y K del modelo de Hollomon.

Estrictamente la ecuación 1.9 debería aplicarse solo en la zona plástica de la deformación pero, en ciertos casos, si la deformación elástica es muy pequeña respecto la plástica, esta distinción puede ignorarse [7].

El coeficiente de endurecimiento n depende de la resistencia máxima, tal y como se observa en la Figura 1.12. En general, se cumple que a mayor resistencia mecánica se observa una disminución del coeficiente de endurecimiento n . Aunque esto no se cumple en los aceros TRIP, estos poseen mayores valores de n que aceros del mismo grado de resistencia, debido a la transformación de γ -austenita a α' -martensita durante la deformación, Figura 1.13.

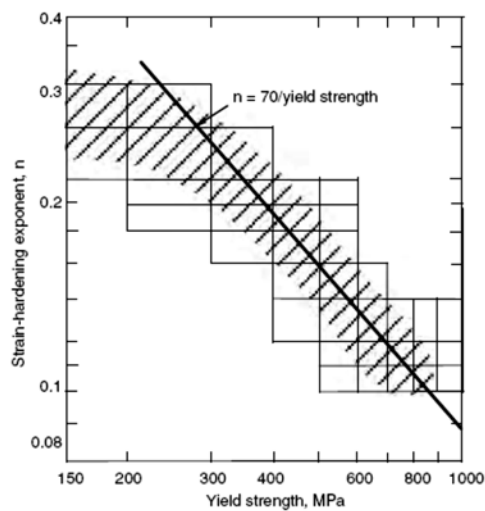


Figura 1.12. Disminución de n con la resistencia máxima.

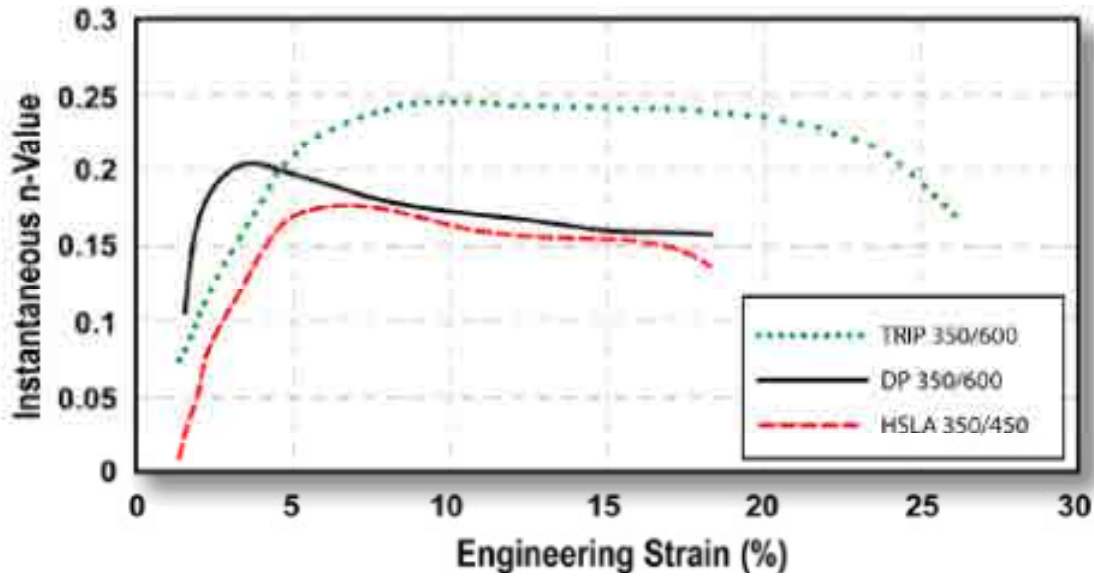


Figura 1.13. Valor de n de diferentes aceros.

Modelo de Swift

El modelo de Swift tiene en cuenta la predeformación para describir la ley de endurecimiento del material:

$$\sigma = K(\epsilon_0 + \epsilon_p)^n \quad (1.12)$$

Donde K y n son constantes del material, conocidos como parámetros de endurecimiento, mientras que ϵ_0 es la predeformación. Esta expresión proporciona un mejor resultado en valores de tensión-deformación a mayores elongaciones que el modelo de Ludwik.

Modelo de Voce

Voce propuso otro modelo matemático basado en el aumento de la tensión hasta un valor denominado de saturación, σ_{sat} . La ecuación de Voce se puede describir de la siguiente manera:

$$\sigma = A - B \exp(-C\epsilon) \quad (1.13)$$

siendo A , B y C constantes del material. Posteriormente Kocks realizó una demostración física para justificar la ecuación del modelo Voce-Kocks, dado que la tensión, en vez de la deformación, se ha relacionado con la densidad de dislocaciones. El modelo de Voce-Kocks se puede escribir de la siguiente forma:

$$\sigma = \sigma_{sat} + (\sigma_0 - \sigma_{sat}) \exp\left(-\frac{\epsilon - \epsilon_0}{\epsilon_c}\right) \quad (1.14)$$

donde σ_0 es el límite elástico, ε_c es un valor de deformación, ε_0 es valor de deformación en el límite elástico. Aunque algunos autores dan un valor nulo a σ_0 como ε_0 y la ecuación se simplifica de la siguiente forma:

$$\sigma = \sigma_{sat}[1 - \exp(-W\varepsilon)] \quad (1.15)$$

donde por simplicidad $W=1/\varepsilon_c$ que representa una medida de la longitud de dislocaciones restauradas.

Existen otros modelos matemáticos como el Bergström-Estrin-Mecking donde el camino que recorre una dislocación no está limitado por otras dislocaciones sino por el tamaño de grano, la distancia entre partículas y/o precipitados [8].

1.3.3. Anisotropía plástica

El comportamiento de los materiales en operaciones de embutición o corte viene influido por el grado de anisotropía plástica. La anisotropía de los materiales viene dado por presentar propiedades diferentes en función de la dirección en la que la muestra es medida. En los metales, la causa más importante de la anisotropía plástica es la orientación preferencial de los granos cristalinos, es decir, la tendencia a tener determinadas orientaciones cristalográficas. La estructura cristalográfica depende en la transformación de la chapa de la composición química, de la temperatura de laminación en caliente, de la disminución del espesor en frío, del tipo de tratamiento térmico, de la recristalización durante el recocido cambiando la textura cristalográfica y de la forma de la anisotropía [7]. La variación del comportamiento plástico con la dirección es evaluado por el coeficiente Lankford o anisotropía plástica, que es definido por la relación entre la deformación en anchura dividido por la reducción de espesor:

$$R = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad (1.16)$$

La media de los diferentes valores medidos en las diferentes direcciones se denomina anisotropía normal:

$$\bar{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (1.17)$$

Valores más elevados de anisotropía plástica normal mejoran las propiedades de embutición, se tiene más deformación en anchura y menos en espesor, por lo que la aparición de la estricción y rotura se retarda. Una medida de la variación de la anisotropía plástica normal con el ángulo de la dirección de laminación viene dado por la anisotropía plástica planar, Figura 1.14.

$$\Delta\bar{R} = \frac{R_0 - 2R_{45} + R_{90}}{2} \quad (1.18)$$

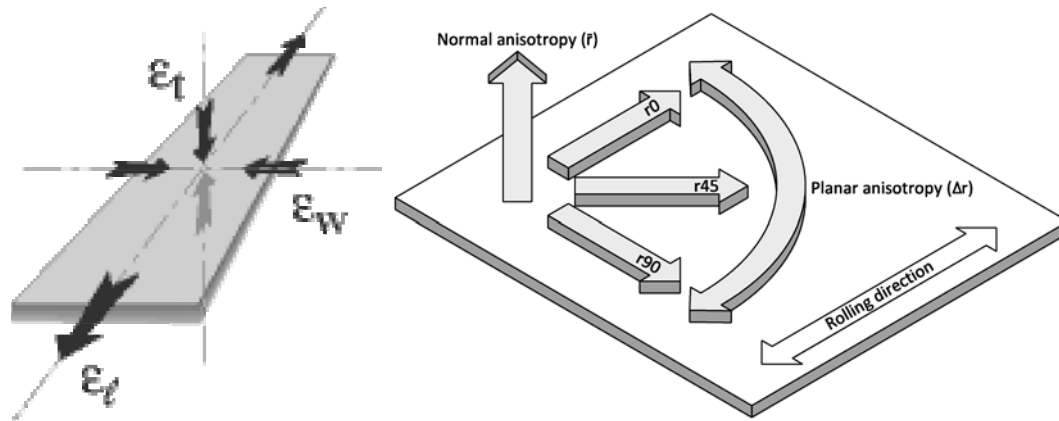


Figura 1.14. Determinación coeficiente anisotropía plástica.

1.3.4. Potencial plástico de Hill

Tras el proceso de laminado, las chapas metálicas suelen tener diferentes grados de anisotropía plástica. Existen diferentes criterios de cedencia que tienen en cuenta la anisotropía plástica del material. En 1950, Hill [7] propuso un modelo cuadrático de cedencia, que es una simple extensión del modelo de cedencia de Von Mises. Este modelo puede ser escrito de la siguiente forma:

$$2f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L\sigma_{23}^2 + 2M\sigma_{31}^2 + 2N\sigma_{12}^2 = 1 \quad (1.19)$$

en el que F, G, H, L, M y N son constantes que caracterizan la anisotropía.

Si $F = G = H$ y $L = M = N = 3F$ el criterio se reduce al de Von Mises. Estas constantes se pueden calcular a partir de los coeficientes Lankford:

$$F = \frac{R_0}{R_{90}(R_0 + 1)} \quad (1.20)$$

$$G = \frac{1}{R_0 + 1} \quad (1.21)$$

$$H = \frac{R_0}{R_0 + 1} \quad (1.22)$$

$$N = \frac{(R_0 + R_{90})(1 + 2R_{45})}{2R_{90}(1 + R_0)} \quad (1.23)$$

Los coeficientes de Lankford, R_p, R_{45} y R_{90} se calculan de acuerdo a lo expuesto en el apartado anterior, mientras que los valores de L y M se determinan de la misma forma que N .

1.4. Ensayos y criterios de conformabilidad

La conformabilidad es la capacidad de un material a ser deformado mediante procesos como embutición profunda, flexión, laminación, etc. Esta es mayor cuanto menor sea el límite elástico y cuanto mayor sea la capacidad para estar en condiciones de deformación plástica sin fractura. El endurecimiento por deformación es una ventaja siempre y cuando este no sea excesivo, ya que impide la deformación localizada. De hecho, esto es el principio de los aceros TRIP, en la que la tensión inducida por la formación de la α' -martensita mantiene un alto coeficiente de endurecimiento por deformación n . Mientras la ductilidad intrínseca del material es de capital importancia, el comportamiento de la deformación puede estar afectado por la presencia de inclusiones que son frágiles o por la presencia de interfases débiles.

Los aceros de alta resistencia mecánica, como los aceros AHSS, poseen una conformabilidad menor que la de los aceros convencionales utilizados tradicionalmente en la industria del transporte y en particular en el sector del automóvil. Esto es debido a que presentan valores de endurecimiento por deformación n pequeños y además son apreciablemente isotrópicos ($R = 1$). A excepción del resto, los aceros TRIP presentan un mejor comportamiento frente al que muestran los *Dual Phase* (DP), *Complex Phase* (CP) y obviamente los Martensíticos (MS), ver Figura 1.1. La transformación mecánica durante la deformación de la austenita retenida, presente en cantidades significativas en los aceros TRIP, incrementa apreciablemente el valor de n mejorando la conformabilidad.

Los ensayos de límite de conformabilidad proporcionan información sobre la deformación plástica máxima a partir de la cual se producen los fenómenos de fallo como los de localización de la deformación, pandeo y rotura.

A continuación se mencionan los ensayos y/o métodos más utilizados y que determinan la conformabilidad de un material:

- **Diagramas FLD (*Forming Limit Diagrams*):** Estos diagramas son una representación gráfica, de los límites de las deformaciones unitarias principales, donde puede surgir el fallo en deformación plástica durante un proceso de conformado. Los criterios de fallo que se representan son la estricción localizada o rotura, Figura 1.15. Los diagramas parten de mediciones de la deformación sufrida por la chapa después de un proceso de conformado. Su uso está ampliamente generalizado tanto a efectos comparativos entre distintas calidades de aceros como para su utilización como criterio de fallo en la simulación por elementos finitos del conformado de componentes estructurales.

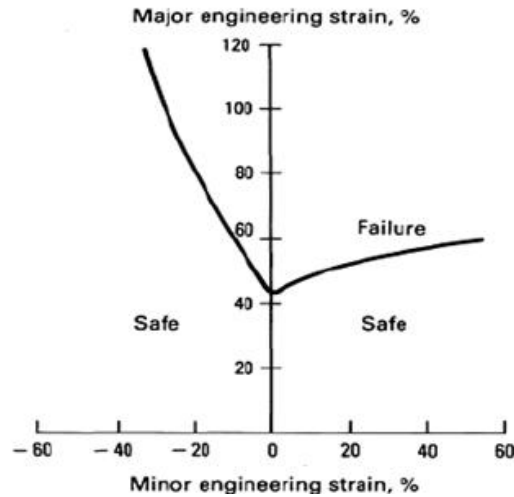


Figura 1.15. Diagrama FLD, donde se muestra la región de conformado segura y de fallo.

- **LDR (Limiting Draw Ratio):** Parámetro que se obtiene de un ensayo de embutición profunda. Consiste en determinar el diámetro máximo de un desarrollo circular que se puede estampar en forma de copa con un punzón de un diámetro prefijado, Figura 1.16. Proporciona información sobre el efecto de la anisotropía plástica y de la lubricación en la conformabilidad de la chapa.

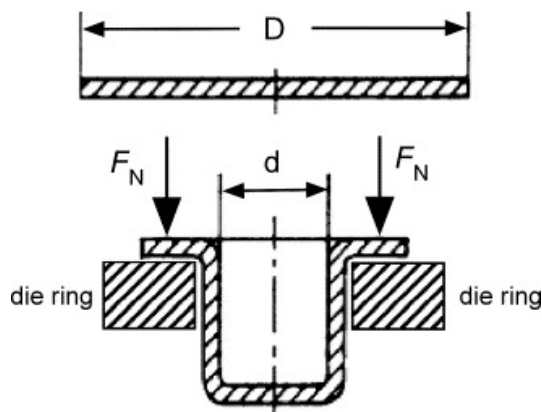


Figura 1.16. Esquema del ensayo para la determinación del LDR.

- **Ensanchamiento de orificios:** Un fallo frecuente en las operaciones de estampado son las grietas nucleadas en los bordes que han sido troquelados en operaciones anteriores. La determinación de la resistencia de los bordes cizallados se lleva a cabo mediante ensayos de ensanchamiento de orificios (abocardado) que han sido troquelados en la chapa. El interés de este ensayo radica en que el ensanchamiento límite disminuye con el aumento de resistencia de la chapa, Figura 1.17. Se mide mediante la relación:

$$\lambda(\%) = \left[\frac{D_f - D_0}{D_0} \right] \cdot 100 \quad (1.24)$$

donde D_0 diámetro inicial del agujero y D_f diámetro final del agujero.

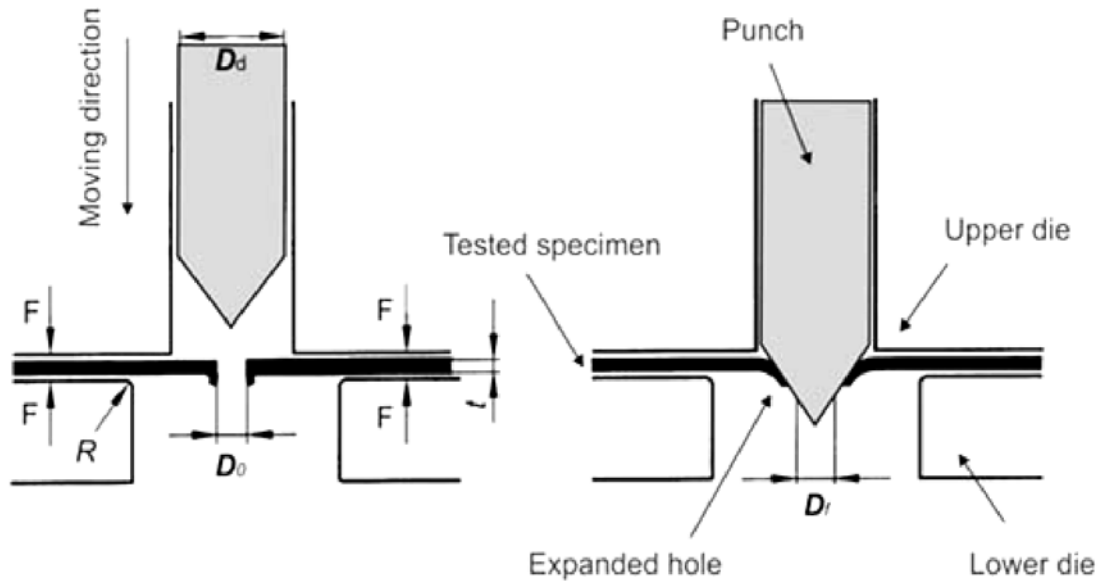


Figura 1.17. Esquema del ensayo de ensanchamiento de orificios (Hole Expansion Test).

1.4.1. Diagramas FLD (*Forming Limit Diagrams*)

Los materiales metálicos pueden ser deformados sólo hasta un cierto nivel antes de que se produzca el fallo, ya sea por una estricción y posterior rotura o fractura sin aparición de estricción, que dependerá de la combinación de las deformaciones impuestas.

En el caso del conformado de chapas metálicas (productos planos), las deformaciones se suelen medir en el plano de la chapa, dado que las variaciones en el espesor son difíciles de medir con precisión. Por lo tanto, cuando se habla de la relación de las deformaciones, se hace referencia a la mayor y menor deformaciones que se producen en el plano de la chapa. El nivel más bajo de deformaciones sin que la pieza adelgace o rompa, se presenta para un estado de deformación plana, o sea cuando la menor de las deformaciones es cero.

A principios de 1963, un estudio del fallo producido en chapas estiradas biaxialmente por Keeler y Backofen [9] mostró la existencia de lo que es conocido como *Forming Limit Diagrams* (FLDs). El principal descubrimiento era que la deformación principal mayor antes de cualquier estricción localizada en una chapa aumentaba con el aumento del grado de biaxialidad. Los ensayos incluían chapas de acero, cobre, latón y aluminio estiradas mediante un punzón.

Posteriormente, Keeler [10] encontró que las propiedades de los materiales tienen un gran efecto en la distribución de la deformación en el estirado biaxial de una chapa. Señaló que cuando el coeficiente de endurecimiento n es alto, la distribución de deformaciones será relativamente homogénea. Por el contrario, materiales con coeficiente de endurecimiento bajo desarrollan un

elevado gradiente de deformación y esta se concentra en una pequeña región, causando un fallo prematuro. Construyó un mapa de deformaciones principales ($\varepsilon_1, \varepsilon_2$) en el que separaba los estados de deformación seguros de los estados de deformación que podían producir un fallo prematuro. Por definición, ε_1 es la deformación mayor principal y ε_2 es la deformación menor principal, es decir, los diagramas FLD muestran la combinación, en el plano principal, de las deformaciones mayor y menor en las que más allá de las cuales ocurre el fallo. G. M. Goodwin [11] completó la idea investigando la zona de deformaciones tracción-compresión, aunque su criterio de fallo fue la aparición de la fractura, Figura 1.18 [12].

Los diagramas FLDs cubren estados de deformación desde tensión uniaxial a través de un estado de deformación plana y tensión biaxial equilibrada. Desde entonces, los diagramas FLD han sido ampliamente utilizados para estudiar la conformabilidad de chapas metálicas.

En estos diagramas se traza la curva FLC (*Forming Limit Curve*), que define la máxima conformabilidad de un material en el diagrama FLD y es utilizado ampliamente como criterio de fallo (principio de la estricción localizada o rotura). Esta curva delimita la zona del diagrama FLD bajo la que las deformaciones no generan fallo del material. Así, las combinaciones de deformaciones ε_1 - ε_2 que quedan bajo la curva se realizan sin que el material llegue al límite de deformación, mientras que si esta combinación da un punto por encima de esta curva FLC, probablemente dicha combinación de deformaciones si producirá fallo del material. Cuando los puntos se aproximan mucho a la curva, existe el riesgo de estricción localizada o de rotura. No obstante, las curvas FLC no caracterizan completamente el comportamiento del material cuando este se deforma, ya que a éste también le afectan otros parámetros de la operación de conformado como pueden ser las condiciones de los útiles o la lubricación.

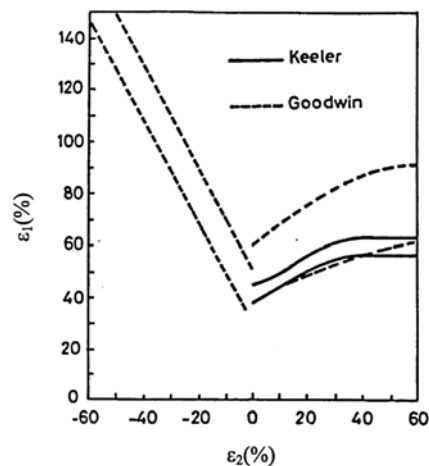


Figura 1.18. Combinación de datos de Keeler y Goodwin, diagrama FLD completo.

Como anteriormente se ha mencionado, para determinar el límite de conformabilidad, existen dos criterios basados en cuando se produce el fallo del material: localización de la deformación por

estricción localizada o rotura. La distinción entre diagramas límite de estricción y de rotura surgió como un requisito de los usuarios de chapa, que no podían tolerar estricciones en el producto conformado, ya sea por motivos de seguridad o porque se trataba de superficies expuestas y resultaba difícil o costoso disimular dichos defectos.

S. P. Keeler [10] construyó un diagrama de conformado para una gran variedad de materiales recocidos, que fueron sometidos a estirado biaxial con punzón semiesférico, considerando que los valores de fallo eran las combinaciones de deformaciones convencionales que conducían a la formación de una estricción localizada. En la Figura 1.19 se muestran resultados experimentales encontrados por Hecker [13], uno para acero calmado y otro para una aleación de aluminio. En los mismos se ve claramente que, para las diferentes combinaciones de deformaciones, existe una zona de piezas sanas, una de piezas falladas por estricción y la correspondiente a piezas fracturadas, situada por encima de ambas.

Existen dos tipos de estricción, es decir, la estricción difusa (llamada así porque su extensión es mucho mayor que el grosor de la chapa) y la estricción localizada (a través del adelgazamiento del espesor), que termina en fractura final. Después del inicio de la estricción localizada, la deformación del material se concentra en esta región localizada y la deformación en la región homogénea desaparece completamente. Por lo tanto, la estricción localizada es un fenómeno muy importante en la determinación de la cantidad de deformación útil que puede imponerse a una pieza.

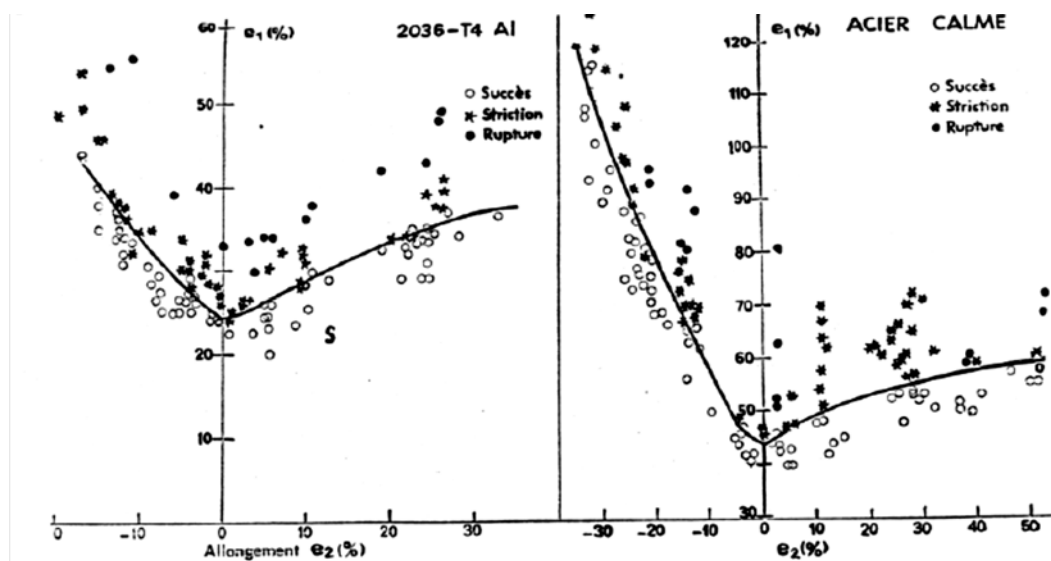


Figura 1.19. Diagrama FLD construido por Hecker para una aleación de aluminio y un acero [13].

La estricción ocurre cuando se deforma un material antes de su rotura, en la que aparece la inestabilidad plástica, consistente en una reducción de la sección de éste en una zona. En los productos másicos, esta estricción se da en una zona suficientemente extensa y se conoce como estricción difusa. En los materiales planos (chapa) también aparece esta estricción difusa, dándose

posteriormente una segunda localización de la deformación, conocida como estricción o inestabilidad localizada [6], Figura 1.20.

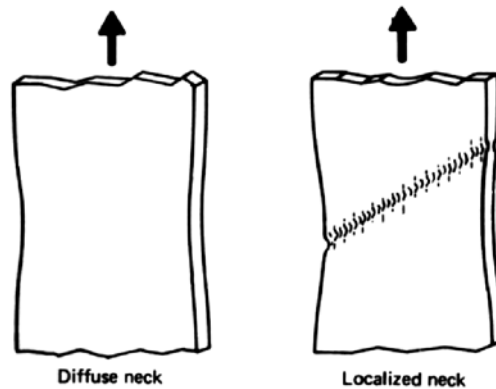


Figura 1.20. Representación de la estricción difusa (izquierda) y localizada (derecha).

En las operaciones de conformado de chapa, la cantidad de deformación útil está limitada por la deformación inestable que principalmente se presenta con estricción localizada o *wrinkling* (formación arrugas). El fallo por *wrinkling* ocurre cuando la tensión que predomina es de compresión, tendiendo a causar un engrosamiento del material, Figura 1.21. La estricción localizada ocurre cuando el estado de tensión tiende a incrementar el área de superficie de la chapa en detrimento de una reducción del espesor.

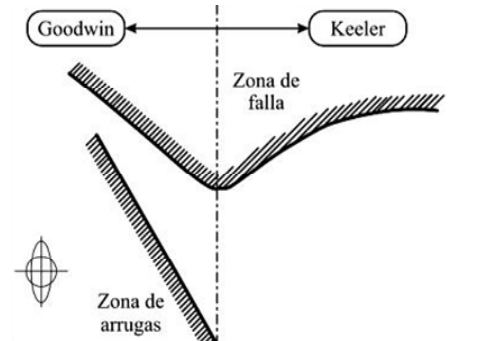


Figura 1.21. Zona de arrugas en un diagrama FLD.

El mecanismo de deformación localizada o estricción más o menos puede ser explicado como la contribución del endurecimiento por deformación de la microestructura cristalográfica del metal, lo que conduce a la coalescencia de microcavidades y de un fenómeno de ablandamiento geométrico, que proviene del desarrollo de la orientación preferencial y una significativa disminución del factor de Taylor [14]. El factor promedio de Taylor \bar{M} , valor medio de M para todas las orientaciones, es la relación de la tensión unidireccional aplicada a una muestra sobre la tensión de cizalladura en un plano cristalino. La deformación de un policristal puede ser calculada por la cantidad de deslizamiento, ω , necesaria en cada grano cristalino para alcanzar una deformación fija, ε . El ratio $M = \omega/\varepsilon$ es el llamado factor de Taylor.

1.4.2. Factores que afectan a las curvas FLC

La conformabilidad de las chapas metálicas está influenciada por algunos factores físicos de los cuales, unos de los más importantes son el coeficiente de endurecimiento n , la sensibilidad a la velocidad de deformación m , anisotropía plástica R , el desarrollo de daño estructural, la deformación en el plano y fuera del plano y el camino de deformación.

Generalmente, las curvas FLC de los aceros tienen esencialmente la misma forma. Las diferencias suelen ser en su posición vertical en el diagrama, que está determinada por el coeficiente de endurecimiento por deformación y el espesor del material. La Figura 1.22 muestra esquemáticamente la forma de una curva FLC para un material con valor elevado de n y con valor pequeño de n [15], mientras que la Figura 1.23 muestra la variación del valor del punto FLD_0 ($\epsilon_2 = 0$), con el espesor de la chapa y diferentes valores de coeficiente de endurecimiento [6].

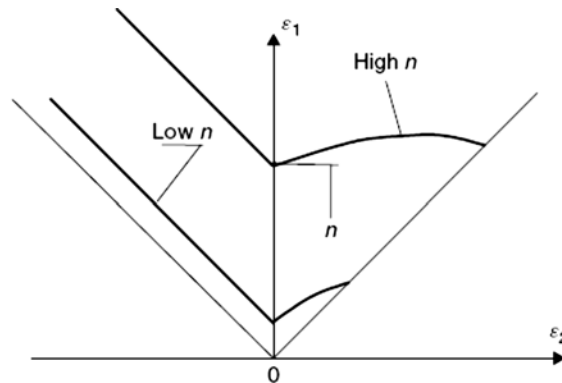


Figura 1.22. Curvas FLC para un valor alto y bajo de coeficiente de endurecimiento n .

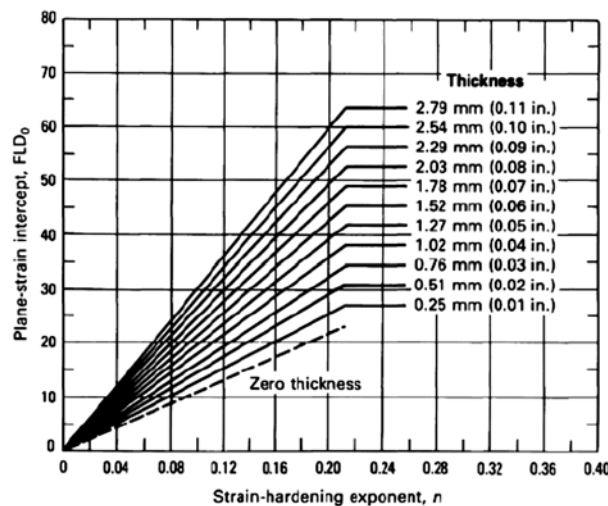


Figura 1.23. Efecto del espesor y n en la medida del punto FLD_0 para una chapa de acero de bajo carbono.

Smith y Lee [16] estudiaron que el efecto del espesor en aleaciones de aluminio es menor que en aceros, Figura 1.24. Esto puede atribuirse a una estricción mejor definida en las aleaciones de aluminio que en los aceros.

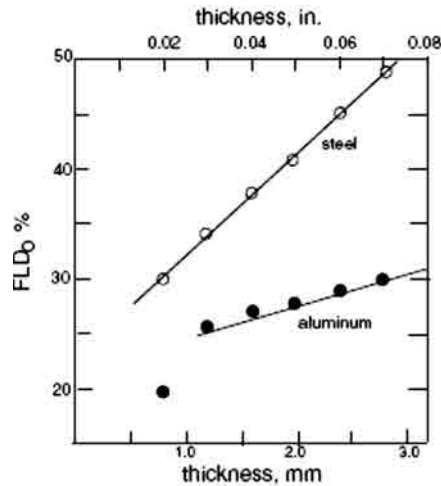
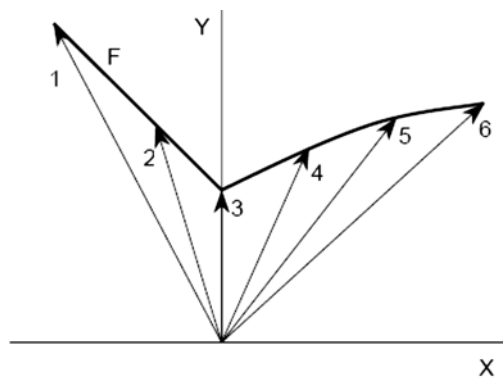


Figura 1.24. Efecto del espesor en deformación plana.

La sensibilidad de un material a la velocidad de deformación viene dado por el valor m , el efecto de m sobre las curvas FLC es similar al efecto del coeficiente de endurecimiento n , es decir el nivel del límite de conformabilidad aumenta con el valor de m .

Por definición del diagrama FLD, los caminos de deformación seguidos son lineales, es decir, los ratios entre las deformaciones principales son constantes durante el proceso de deformación. Para determinar la curva FLC es necesario disponer de diferentes caminos de deformación, es decir, diferentes ratios entre ϵ_2 y ϵ_1 , desde tensión uniaxial hasta tensión biaxial. El conjunto de los diferentes límites de conformación en diferentes estados de tensión y/o deformación son representados en la curva FLC, dicha curva es expresada como una función de las deformaciones principales ϵ_1 y ϵ_2 en la superficie de la chapa y representado en el diagrama FLD, tal y como se muestra en la Figura 1.25 [17].



X = deformación menor ϵ_2	1 = Tensión uniaxial $\epsilon_2 \approx -0,5\epsilon_1$
Y = deformación mayor ϵ_1	2 = Estado intermedio de tensión
F = FLC	3 = Deformación plana
	4 = Estado intermedio de tensión
	5 = Estado intermedio de tensión
	6 = Tensión equibiaxial (deformación equibiaxial $\epsilon_2=\epsilon_1$)

Figura 1.25. Diferentes caminos de deformación para trazar la curva FLC [17].

Graf and Hosford [18] observaron para una aleación de aluminio (Al 6111 T4) que cambios abruptos en el camino de deformación, durante el conformado de la chapa, pueden producir diferencias significativas en la conformabilidad máxima y por tanto en la curva FLC. Esta dependencia de la forma y localización de la curva FLC por el camino de deformación es típica de todos los materiales incluyendo los aceros, aleaciones de cobre y latón [19].

Se ha observado que las predeformaciones hacen variar el valor de FLD_0 ($\epsilon_2 = 0$) pero no la forma general de la curva FLC. Este hecho sugiere que hay caminos de carga beneficiosos y perjudiciales para el proceso de conformado y en general deformaciones iniciales con ϵ_2 cero o negativo son beneficiosas.

La Figura 1.26 muestra el efecto del cambio en los caminos de deformación para una aleación de aluminio 2008-T6 [20]. Predeformaciones en sentido de tracción uniaxial seguido de deformación plana o tensión biaxial aumentan la curva FLC, mientras que predeformaciones en sentido de tensiones equibiaxiales seguido de deformación plana o tensiones equibiaxiales disminuyen la curva FLC.

Por tanto, el problema con los diagramas FLD es que únicamente son válidos en procesos con caminos de deformación lineales, es decir, en los que los ratios de las deformaciones son constantes durante el proceso de deformación. Los efectos de estos cambios en el camino de deformación determinan la utilidad de los diagramas FLD para un proceso en el que se incluyan dos procesos de conformado.

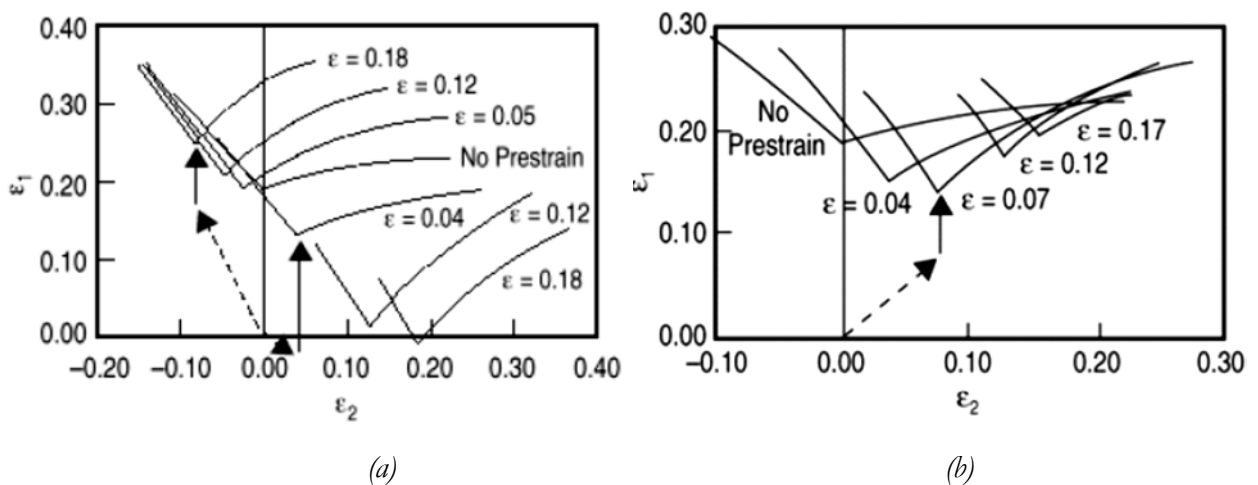


Figura 1.26. Efecto de los cambios en los caminos de deformación, en una aleación de aluminio 2008-T6, cuando el material es inicialmente deformado a) en tensión uniaxial, b) en tensión biaxial.

El efecto de la anisotropía plástica normal, en condiciones de tensión uniaxial, se refleja en los caminos de deformación, en la que estos se desplazan hacia la izquierda a valores más elevados de R , tal y como muestra la Figura 1.27 [12].

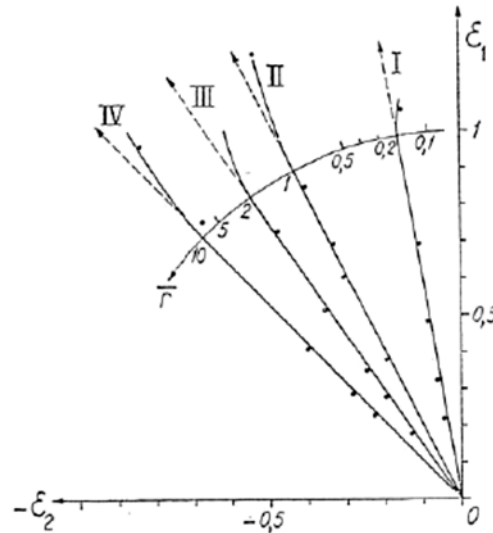


Figura 1.27. Influencia de la anisotropía plástica normal en el camino de deformación.

Los caminos de deformación para estas condiciones de tensión uniaxial están relacionados con la anisotropía plástica del material según la relación:

$$\varepsilon_1 = -\frac{1+R}{R} \varepsilon_2 \quad (1.25)$$

Para tensiones biaxiales (zona derecha del diagrama FLD), un aumento de la anisotropía plástica normal disminuye el valor máximo de deformación, Figura 1.28 [21], contrariamente a lo que se obtiene en un ensayo de LDR (*Limiting Drawing Ratio*).

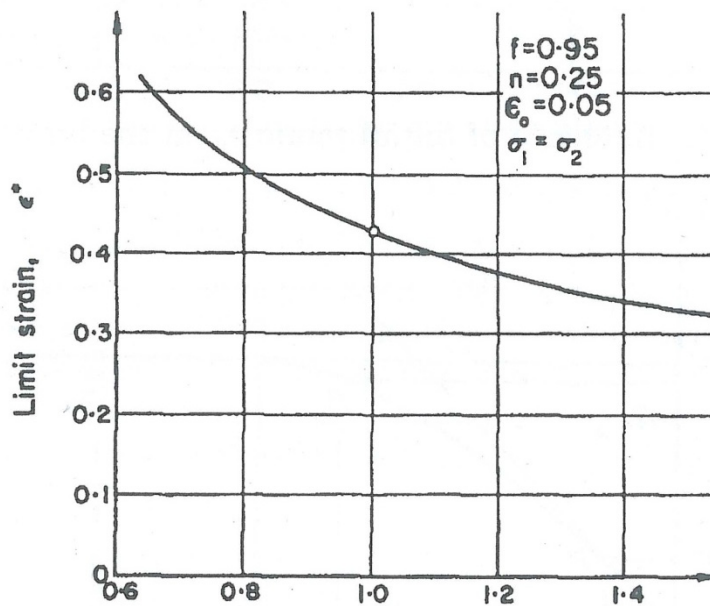


Figura 1.28. Influencia de la anisotropía plástica planar en la deformación límite.

1.4.3. Métodos experimentales de obtención de curvas FLC

Diferentes métodos experimentales han sido ampliamente aplicados, Hecker [13] realizó ensayos de estirado mediante un punzón semiesférico a diferentes probetas de diferente anchura y con diferente lubricación. Utilizó una malla de puntos realizada fotográficamente, Figura 1.29.

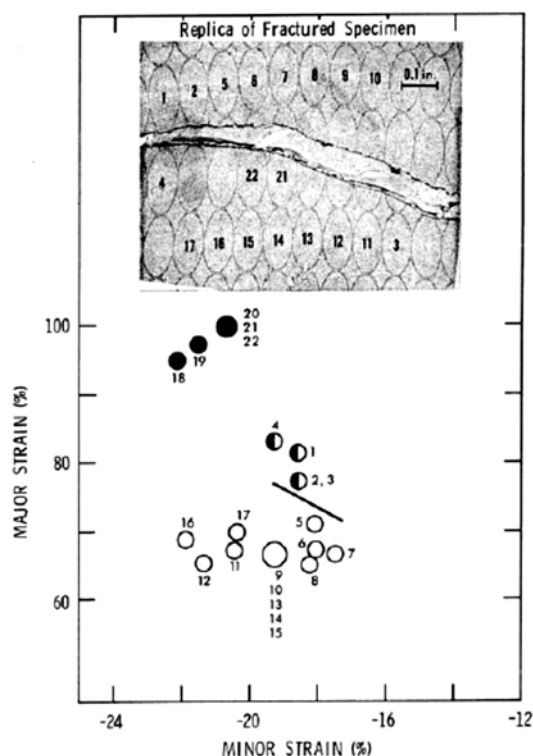


Figura 1.29. Distorsión de la malla utilizada por Hecker, 1975, para construir la curva FLC.

Durante el proceso de conformado, el material puede adelgazarse o incluso aumentar de espesor en determinadas zonas. En lugar de medir dicho adelgazamiento directamente, éste se puede determinar a través de una malla aplicada sobre la superficie de la chapa, considerando que durante la deformación, el volumen se mantendrá constante. Generalmente, esta malla se aplica sobre la superficie de la chapa usando técnicas fotoquímicas o electroquímicas, pudiendo ser ésta de diversa naturaleza: círculos, cuadrados, etc., siendo la más comúnmente utilizada la formada por círculos lo que permite determinar a simple vista la dirección de las deformaciones principales, que son aquéllas en que están orientados los dos ejes de la elipse en que se convierte un círculo después de la deformación.

Tanto las mallas impresas como las obtenidas por técnicas fotográficas pueden ser borradas con cierta facilidad durante el conformado, por lo que se prefieren en general las mallas aplicadas por ataque químico. En la Figura 1.30 se muestran algunos de estos esquemas.

Cuando el material se conforma, la deformación en la superficie transforma los círculos en elipses. Diferentes modos de deformación generan diferentes ratios entre el eje mayor y el eje menor de las elipses, mostrando las dos principales direcciones de la deformación en el plano de la chapa. En la

Figura 1.31 se muestra un círculo deformado hasta constituir una elipse con ejes mayor y menor, a y b , respectivamente.

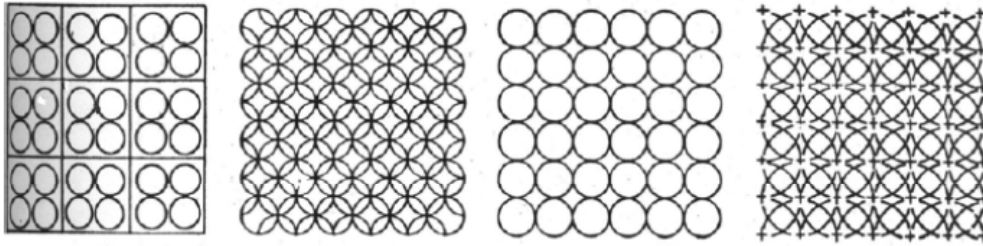


Figura 1.30. Diferentes esquemas de mallas.

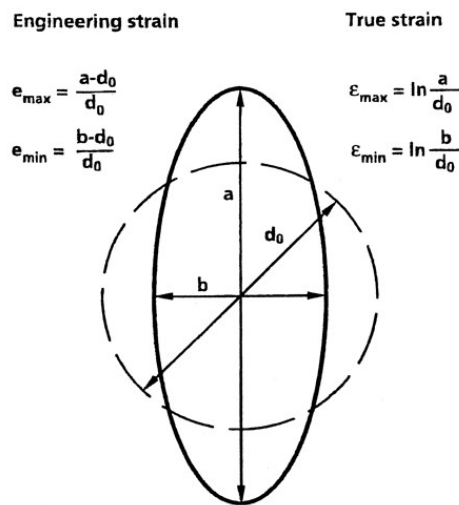


Figura 1.31. Deformación de un círculo de la malla hasta constituir una elipse.

Una vez el material conformado, existen diferentes sistemas para determinar la deformación de la malla de círculos: manualmente (a través de bandas de medida, microscopio,...) o de forma automática gracias a sistemas automáticos de medida de deformaciones a través de imágenes de la pieza. Tras la determinación de las deformaciones mayor y menor en los diferentes puntos del elemento conformado, éstas se representan en el diagrama FLD.

Para determinar la curva FLC del material, generalmente se deforman probetas malladas de diferentes anchuras o se realizan diferentes tipos de ensayos, para conseguir diferentes condiciones de deformación que aporten puntos al mayor número de zonas posibles del diagrama. Las probetas se deforman hasta el punto de estricción localizada o inicio de la rotura. Tras los ensayos se miden las deformaciones de la malla en los alrededores de la fractura, aunque fuera de la zona de estricción localizada, obteniendo los valores de ϵ_1 y ϵ_2 en cada punto, que representan diferentes valores de deformación. Éstos, una vez representados en el diagrama FLD dan la curva de límite de conformabilidad o fluencia (FLC) del material ensayado. En la Figura 1.32 se representa una de estas curvas.

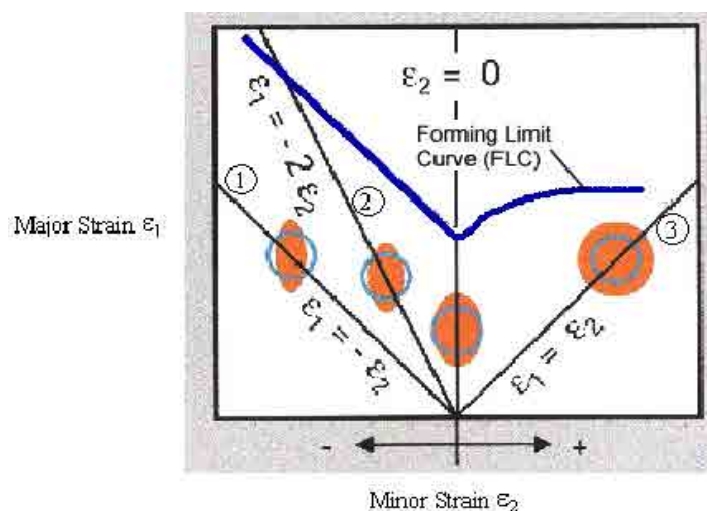


Figura 1.32. Curva FLC y modos de deformación que proporcionan puntos en las diferentes zonas del diagrama.

1.4.4. Modelos teóricos de predicción de FLCs

Teóricamente, gracias a los criterios de inestabilidad plástica difusa y localizada es posible determinar la curva FLC del material, aunque en la práctica ésta no acaba de cumplir ya que en el valor de la FLC afecta mucho el espesor y la historia termomecánica del material. Por este motivo, esta curva se acostumbra a determinar de forma experimental. Aún así, se ha dedicado un gran esfuerzo al desarrollo de modelos matemáticos capaces de predecir con exactitud la localización del flujo plástico de los procesos de conformado de chapa metálica. Estos métodos pueden ser diferenciados en dos marcos teóricos generales.

El primero, que es un método lineal, se basa en la inestabilidad plástica homogénea del metal y describe la iniciación de la banda localizada de la deformación en otra sección uniforme de la chapa, para obtener una expresión explícita para predecir los límites de deformación. Como criterios de inestabilidad plástica se pueden citar desde Considère (1885), Swift (1952), Hill (1952), Ramaekers (1994) y criterio de Fuerza Máxima Modificada (Hora, 1996) [22].

El segundo criterio, que es un método no-lineal, se basa en la inestabilidad plástica de chapas metálicas heterogéneas. Se asume un inicial adelgazamiento, imperfección o inhomogeneidad en la chapa, que gradualmente se desarrolla la estricción durante el proceso de deformación, como el modelo de Marciniak-Kuczynsky (M-K, 1967) [22].

Modelos teóricos basados en la teoría de la estricción (análisis lineal)

La aproximación de Considère [23] fue la primera en considerar el problema de la inestabilidad plástica en tensión uniaxial. Asumiendo la ley de endurecimiento de Hollomon, la inestabilidad plástica del material y por tanto la estricción se produce cuando la deformación es igual al coeficiente de endurecimiento, $\epsilon = n$.

Swift [23] utilizó el criterio de Considère para determinar el límite de deformaciones en tensión biaxial. Analizó un elemento de volumen tensionado en dos direcciones perpendiculares a las cuales les aplicó el criterio de Considère en cada dirección. Asumiendo la ley de endurecimiento de Hollomon y utilizando el criterio de cedencia de Von Mises, es posible evaluar el límite de deformación como función del ratio de la tensión $\alpha = \sigma_2/\sigma_1$ y de parámetros matemáticos del material, como el coeficiente de endurecimiento n . Los valores de ε_1 y ε_2 se definen como:

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{2n(2-\alpha)(1-\alpha+\alpha^2)}{4-3\alpha-3\alpha^2+4\alpha^3} \\ \frac{2n(1-2\alpha)(1-\alpha+\alpha^2)}{4-3\alpha-3\alpha^2+4\alpha^3} \end{pmatrix} \quad (1.26)$$

El criterio de estricción localizada de Hill [23] responde a una observación experimental, la localización de la deformación aparece en forma de una banda estrecha, que presenta un estado de deformación plana, es decir, en la dirección de la banda es coincidente con deformación nula y la deformación en la zona de estricción es debido solo a la deformación del espesor, Figura 1.33.

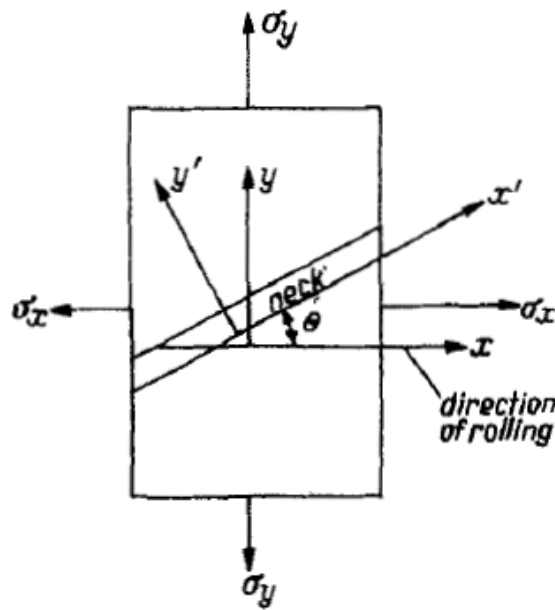


Figura 1.33. Modelo de estricción localizada de Hill.

Las expresiones de las deformaciones vienen dadas por:

$$\varepsilon_1 = \frac{\frac{\partial f}{\partial \sigma_1}}{\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} + \frac{\partial f}{\partial \sigma_2}} n \quad (1.27)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{\frac{\partial f}{\partial \sigma_2}}{\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} + \frac{\partial f}{\partial \sigma_2}} n \quad (1.28)$$

Se puede ver que:

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 = n \quad (1.29)$$

Por tanto, en el modelo de Hill sólo depende del coeficiente de endurecimiento y no de algún criterio de cedencia.

El criterio de Ramaekers y Bongaerts [24] parte de la base que la fractura ocurre cuando $d\varepsilon_2=0$, es decir, la estricción aparece sólo en un estado de deformación plana, se obliga a cambiar el camino de deformación a un camino de deformación plana. A pesar de esto, cerca del punto límite, el cambio en el camino de deformación es nulo ($d\rho = 0$). Otra condición es que la estricción se corresponde con un estado estacionario de la tensión mayor, $dF_1 = 0$. En un ensayo de tracción uniaxial se relaciona con la máxima fuerza obtenida en el diagrama tensión-deformación, con los siguientes criterios de fractura:

$$\varepsilon_1 = n - \frac{\varepsilon_0}{J_R} \quad \text{Para el valor de } FLD_0 \text{ en el eje } \varepsilon_1 \quad (1.30)$$

$$\varepsilon_1 = \frac{n}{1+\rho} - \frac{\varepsilon_0}{J_R} \quad \text{Para el cuadrante extensión-contracción} \quad (1.31)$$

$$\varepsilon_1 = (1 + \rho)n - \frac{\varepsilon_0}{J_R} \quad \text{Para el cuadrante extensión-extensión} \quad (1.32)$$

Donde:

n Coeficiente de endurecimiento

ε_0 Pre-deformación

$$\rho = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} \quad \text{Camino de deformación con } \rho < 1 \quad (1.33)$$

$$R = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} \quad \text{Es el coeficiente de anisotropía plástica} \quad (1.34)$$

y
$$J_R = \sqrt{\frac{R+1}{2R+1}(1 + R + 2R\rho + (R + 1)\rho^2)} \quad (1.35)$$

Keeler et al. [25] encontraron experimentalmente que la curva FLC aumentaba con el espesor y definieron la siguiente expresión:

$$FLD_0 = (23,3 + 14,2t) \frac{n}{0,21} \quad (1.36)$$

donde t es el espesor de la chapa.

Posteriormente Prado et al. [26] propusieron incluir la corrección del espesor en las ecuaciones (1.31) y (1.28), donde sustituyeron el valor de n por el valor de FLD_0 . De esta manera, a partir de la ecuación (1.31) se obtiene la deformación ε_1 en la zona de tensión uniaxial (zona izquierda del diagrama FLD), mientras que con la ecuación (1.32) se obtiene ε_1 en la zona de deformación biaxial (zona derecha del diagrama FLD). Mediante la ecuación (1.33) se obtienen los valores de ε_2 . El valor en el punto $\varepsilon_2 = 0$, se define mediante la ecuación (1.36), punto FLD_0 .

Es ampliamente reconocido que un valor elevado de anisotropía plástica normal aumenta la embutibilidad, pero en un proceso de estirado, este hecho no está bien definido. Usando el clásico criterio de fluencia de Hill, el análisis de Marciniak-Kuczynski [21] predice una significativa disminución en la conformabilidad límite en procesos de estirado con un aumento de la anisotropía plástica, mientras que no existe una influencia de esta cuando se aplica el criterio de fluencia de Hosford.

La teoría muestra que en el rango de $R < 1$, valores más elevados de R son beneficiosos proporcionando mayor conformabilidad (superior curva FLC) en zonas de tensión biaxial (zona derecha diagrama FLD), mientras que valores inferiores son beneficiosos en zonas de tensión uniaxial (zona izquierda diagrama FLD).

Los valores de R y n afectan a las curvas FLCs, dado que es imposible variar un parámetro manteniendo el otro constante. Por tanto, algunos autores han propuesto considerar el efecto de n y R en conjunto, mediante el producto nR [27]. Este efecto fue estudiado para calcular curvas FLCs teóricas definiendo el valor [28]:

$$n_R = nR \quad (1.37)$$

Dicho valor sustituyó, al igual que en el criterio de Prado et al. [26], el valor de n por el de n_R en la ecuación (1.31) dando la deformación ε_1 en la zona de tensión uniaxial (zona izquierda del diagrama FLD), mientras que con la ecuación (1.32) se obtiene ε_1 en la zona de deformación biaxial (zona derecha del diagrama FLD). Mediante la ecuación (1.33) se obtienen los valores de ε_2 . El valor en el punto $\varepsilon_2 = 0$, se definió mediante el producto nR , es decir por n_R .

Modelos teóricos basados en la teoría de la inhomogeneidad del espesor (método no-lineal)

En el modelo geométrico de Marciniak y Kuczynski (M-K) [21] la estricción se inicia normalmente, por una inhomogeneidad geométrica o estructural del material. Esta inhomogeneidad puede ser asociada a una variación del espesor de la chapa (inhomogeneidad geométrica) o por algunos defectos de la red cristalina (inhomogeneidad estructural).

El modelo teórico propuesto por M-K asume que existen dos regiones, una región a con un espesor uniforme t_0^a y una región b con un espesor t_0^b , Figura 1.34.

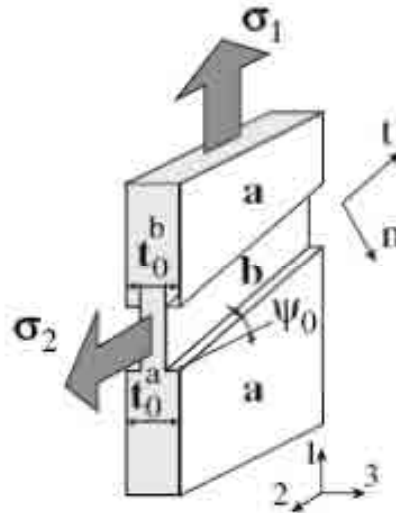


Figura 1.34. Modelo geométrico propuesto por Marciniak-Kuczynski (M-K).

La chapa es estirada según las tensiones principales σ_1 y σ_2 . El valor del coeficiente de inhomogeneidad es expresado según la relación:

$$f_0 = \frac{t_b}{t_a} \quad (1.38)$$

donde t_a y t_b son los valores del espesor en las regiones a y b , respectivamente. Para cada una de las dos regiones son válidas las ecuaciones de Levy-Mises y Hollomon, respectivamente. El modelo se completa con dos ecuaciones que vinculan las regiones a y b . Ecuaciones que expresan el equilibrio de la interfase entre las dos regiones:

$$\sigma_{1a} t_a = \sigma_{1b} t_b \quad (1.39)$$

Esta ecuación expresa que las deformaciones paralelas a la entalla son iguales en ambas regiones:

$$d\varepsilon_{2a} = d\varepsilon_{2b} \quad (1.40)$$

1.4.5. Diagramas FLSD (*Forming Limit Stress Diagram*)

Es sabido que los diagramas FLD son dependientes de los caminos de deformación y por tanto pueden ser solo usados como criterio de fallo en operaciones de conformado que muestren caminos lineales de deformación, es decir, en un solo paso de conformación. En la práctica, los componentes o partes complejas raramente se realizan en un solo paso de conformado, porque se requiere más de una operación para disponer de una pieza acabada. Kleemola [19] e independientemente Arrieux [29] descubrieron que existe un criterio de límite de conformabilidad basado en el estado de tensiones que consideraban como independientes del camino de deformación. La dependencia del camino de deformación en los diagramas FLD hace que dicho método sea inefectivo en el análisis de los procesos de conformado de chapas metálicas.

Arrieux et al. [29] propuso un diagrama de límite de conformabilidad basado en tensiones, que parece ser independiente de los cambios en el camino de deformación. Su utilidad fue promovida como una solución para el análisis en procesos de diversas etapas de conformación.

Zhao et al. [30] mostró que los diagramas FLSD no eran sensibles a los tipos de camino de deformación. Por su parte, Stoughton [31] presentó el límite de conformabilidad para cargas proporcionales y no proporcionales. Desarrolló una curva FLSC (*Forming Limit Stress Curve*) y validó su método usando datos de algunos caminos de deformación no proporcionales (no lineales) para aleaciones de aluminio y acero. Esta curva FLSC era tan fácil de usar como las curvas FLC en la validación de diseño de matrices mediante la simulación por el Método de Elementos Finitos (MEF).

Stoughton trasladó las curvas de deformación reportadas por Ghost [32] y Hosford [33] en coordenadas de tensión, teniendo en consideración los caminos de deformación y argumentando que no había diferencias sistemáticas en la localización de curvas de tensión con la predeformación, Figuras 1.35 y 1.36. Algunos detractores del criterio de FLSD sugieren que este límite de tensión es debido a la saturación de la curva tensión-deformación [34].

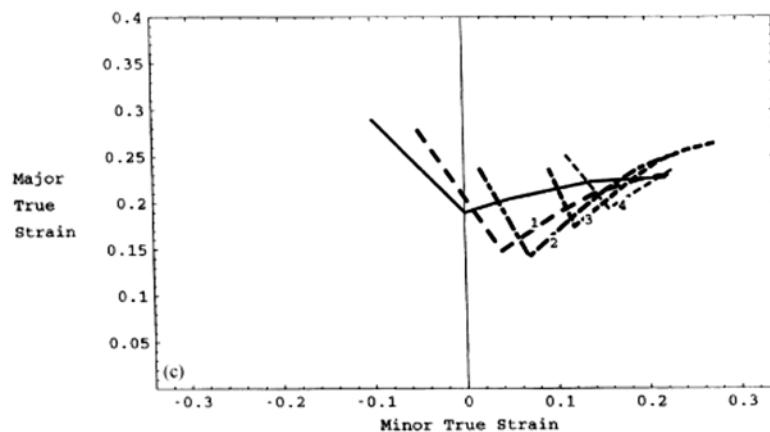


Figura 1.35. Curvas FLCs de Ghost y Hosford.

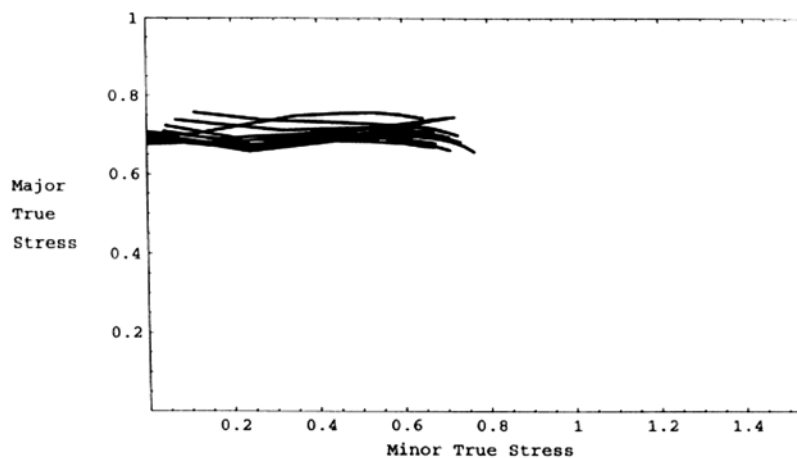


Figura 1.36. Transformación de las diferentes curvas FLCs en el diagrama de tensiones.

Ziminiak [35] presentó la implementación de los diagramas FLSD determinados a partir de la teoría de la perturbación en la simulación por el MEF. La distribución de deformaciones fue comparada directamente con las curvas FLC teóricas y las curvas FLSC.

Safikhani et al. [36] desarrolló una metodología para predecir los límites de conformabilidad en deformaciones y tensiones. Todas las simulaciones estaban basadas en la teoría de la plasticidad del gradiente de deformación conjuntamente con el método de Marcianiak y Kuczynski (M-K). Este método toma en consideración los efectos de la inhomogeneidad en la deformación y el ablandamiento del material. La comparación entre los resultados experimentales y los teóricos para los diagramas FLD y los FLSD pronosticados por los diferentes métodos indican que dicho método es adecuado para estos problemas.

Haddad et al. [37] usó dos leyes de comportamiento para determinar las curvas FLSC para una chapa ortotrópica de acero y las comparó cada una. Una era el criterio cuadrático de Hill y el segundo fue la teoría 3G propuesta por CRM de Liege, que asume que el mecanismo de deformación está descrito por el deslizamiento en los tres planos mostrando el máximo de tensión de cizalladura, es decir, los planos a 45° para las tensiones principales en el caso isotrópico. Para ambos casos, las curvas FLSC son independientes del camino de deformación.

Wu et al. [38] presentaron un detallado estudio para examinar la dependencia del camino de las curvas FLSC basado en diferentes cargas no proporcionales, que son una combinación de dos caminos de deformación lineales. Todas las simulaciones estaban basadas en la teoría de la plasticidad conjuntamente con la teoría de M-K. Mostraron que las curvas FLSC son muchos menos dependientes del camino de deformación que las curvas FLC.

Matin et al. [39] presentaron un método para construir los límites de conformabilidad, que corresponden con la estricción localizada, para chapas de aleaciones de aluminio, mediante el tratamiento de los datos obtenidos en ensayos de tracción uniaxial.

Stoughton et al. [40] revisaron algunos modelos teóricos de inestabilidad en chapas metálicas, incluyendo el análisis de la bifurcación, el análisis de M-K y el modelo microscópico de daño. Las ecuaciones que gobiernan la deformación en el instante de la bifurcación¹ han mostrado ser independientes del camino de deformación en todos los modelos, dando una base teórica sólida para el

¹ Análisis de la bifurcación, es referido al momento en que se origina la estricción localizada y que se da en un estado de deformación plana.

método FLSD, por ejemplo el criterio de inestabilidad plástica de Swift [22], definido anteriormente para el cálculo de las deformaciones, considerando el criterio de plasticidad de Von Mises da una relación de tensiones de la siguiente forma:

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{K}{\sqrt{1+\alpha^2-\alpha}} \left(\frac{4n(1-\alpha+\alpha^2)^{3/2}}{4-3\alpha-3\alpha^2+4\alpha^3} \right)^n \\ \frac{\alpha K}{\sqrt{1+\alpha^2-\alpha}} \left(\frac{4n(1-\alpha+\alpha^2)^{3/2}}{4-3\alpha-3\alpha^2+4\alpha^3} \right)^n \end{pmatrix} \quad (1.41)$$

siendo K y n parámetros de la ley de endurecimiento de Hollomon y α la relación de tensiones.

Butuc et al. [41] desarrollaron un detallado estudio sobre el criterio basado en FLSD en caminos de deformación lineales y complejos. Lo analizaron en base a algunas combinaciones de diferentes ecuaciones constitutivas en la zona plástica. Usaron un modo más general para predecir el límite de conformabilidad que estaba basado en el modelo de M-K. Mostraron el efecto de la función de plasticidad (función de cedencia) y del endurecimiento en el FLSD utilizando algunas funciones de plasticidad y dos leyes de endurecimiento. Los efectos del coeficiente de endurecimiento, del coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación y la tensión biaxial en la predicción de las curvas FLSC también fueron estudiados.

Uthaisangsuk et al. [42] desarrollaron una aproximación para predecir los límites de conformabilidad que eran independientes de la historia de la deformación. Esta aproximación estaba basada en los diagramas FLSD. Tomaron en consideración el coeficiente de endurecimiento por deformación n y la anisotropía plástica del material. Para determinar el límite conformabilidad en tensiones, simularon el ensayo de estirado *Nakajima* por el MEF. Las tensiones máximas fueron evaluadas cuando las deformaciones alcanzan el criterio de la curva FLC en la rotura. Este procedimiento fue validado con dos pasos de deformación con un ensayo de ensanchamiento de orificios (*Hole Expansion Test, HET*). Ambos experimentos ofrecieron procesos de conformado con cambios en el camino de deformación en rangos negativos y positivos del diagrama de deformaciones. Los resultados mostraron que el criterio FLSD caracteriza mejor la conformabilidad que el criterio basado en los diagramas FLD.

Los diagramas FLSD son más favorables que los FLD en la simulación mediante MEF de chapa metálica en procesos de conformado. Los diagramas FLD permiten un correcto análisis en la conformabilidad del material, mientras que los FLSD son una buena aproximación en aplicaciones que involucren caminos de deformación no proporcionales (no lineales) [38]. Además, una combinación de los diagramas FLD y FLSD pueden ser usados como una perfecta aproximación con el fin de analizar la conformabilidad de chapas metálicas bajo múltiples operaciones de conformado.

Un mayor problema del modelo de M-K es que los resultados son sensibles al valor inicial del factor de la imperfección. Para resolver este problema, dicho factor viene dado por la rugosidad de la superficie, que va cambiando durante la deformación de la chapa [43].

1.4.6. Criterios de fractura dúctil

Normalmente, en operaciones de conformado de chapas se observa una gran cantidad de deformación plástica y la conformabilidad está limitada por la estricción localizada. La fractura ocurre en la última etapa de la localización, que se inicia en una región localizada cuando los valores de tensión o deformación alcanzan un nivel crítico. En los últimos años, numerosos intentos se han llevado a cabo para determinar la deformación de fractura en los procesos de conformado utilizando criterios de fractura dúctil. Los criterios de fractura para procesos metalúrgicos han sido desarrollados mediante la utilización de diversas aproximaciones. La aproximación más común involucra diferentes modelos de iniciación de huecos y su crecimiento, seguido por una coalescencia asociada con fractura dúctil [44]. Otra aproximación usualmente utilizada es que la fractura dúctil sea estimada por las condiciones de tensión y deformación impuestas en los procesos de deformación.

La densidad de energía de deformación (energía de deformación absorbida por unidad de volumen), puede ser definida de la siguiente manera:

$$w = \int_0^{\varepsilon_{ij}^f} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (1.42)$$

donde σ_{ij} es el tensor tensión y ε_{ij} es el tensor de deformación. La densidad de energía de deformación es la suma de la densidad de energía de deformación plástica y elástica, que puede calcularse por elementos finitos en un elemento de volumen hasta el nivel de carga donde se produce la fractura [45].

La energía o el criterio de trabajo plástico fue dado inicialmente por Freudenthal [46]:

$$\int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \bar{\sigma} d\bar{\varepsilon} = C \quad (1.43)$$

donde $\bar{\sigma}$, $\bar{\varepsilon}$ y $\bar{\varepsilon}_f$ son la tensión, deformación equivalente (Mises) y la deformación a rotura, respectivamente. El modelo de Freudenthal establece que la fractura se inicia cuando el trabajo plástico por unidad de volumen en un determinado punto del material alcanza un cierto valor crítico. Este criterio fue empleado por Clift et al. [47] con éxito para predecir el fallo en procesos de deformación plástica global. No obstante, cuando se aplica a procesos de conformado de chapa su comportamiento no ha sido nada satisfactorio [48]. Entre las causas argumentadas para explicar tales discrepancias, la aceptada es que el criterio original de Freudenthal no incluye el efecto de la tensión hidrostática en el proceso de fractura dúctil. En efecto, es bien conocido que mientras que la tensión hidrostática no tiene una repercusión apreciable en la plastificación, durante la fractura dúctil es todo lo contrario,

favoreciendo decisivamente al crecimiento de cavidades y contribuyendo con ello a acelerar el proceso de fractura.

Cockcroft y Latham [49] propusieron un criterio de rotura basado en “ductilidad real”. Su criterio establece que la rotura en un material dúctil ocurre cuando:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \bar{\sigma} \left(\frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}} \right) d\bar{\epsilon} = C \quad (1.44)$$

donde σ^* es la mayor tensión y el factor $\sigma^*/\bar{\sigma}$ es el concentrador de tensiones. El criterio reducido de Cockcroft y Latham es por tanto el siguiente:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma^* d\bar{\epsilon} = C \quad (1.45)$$

donde σ^* puede ser calculado utilizando la ecuación de Bridgman [50].

El criterio de Cockcroft y Latham fue modificado por Brozzo et al. [51] para introducir el efecto de la tensión hidrostática σ_h de una forma explícita para correlacionar sus resultados experimentales:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \frac{2}{3} \frac{\sigma^*}{\sigma^* - \sigma_h} d\bar{\epsilon} = C \quad (1.46)$$

Oh et al. [52] modificaron el criterio de Cockcroft y Latham de la siguiente forma:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}} d\bar{\epsilon} = C \quad (1.47)$$

Oyane et al. [53] incorporó la tensión hidrostática σ_h y la tensión equivalente $\bar{\sigma}$ en el cálculo:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \left(\frac{\sigma_h}{\bar{\sigma}} + c \right) d\bar{\epsilon} = C \quad (1.48)$$

Norris et al. [54] propusieron un criterio de rotura basado en la deformación plástica. La forma de este criterio viene dado por:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \frac{d\bar{\epsilon}}{1 - c\sigma_h} = C \quad (1.49)$$

donde c se puede calcular de forma aproximada como:

$$c = \frac{1}{3,1R_{m\acute{a}x}} \quad (1.50)$$

Atkins [55] modificó el criterio de Norris et al. [54] para incorporar el comportamiento de los metales planos (chapas) de la siguiente forma:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \frac{1 + (\frac{1}{2L})}{1 - c\sigma_n} = C \quad (1.51)$$

donde $L = d\epsilon_1 / d\epsilon_2$.

1.5. Método de los elementos finitos

La simulación es la descripción y reproducción de fenómenos físicos y procesos técnicos mediante la utilización de modelos matemáticos y físicos. La simulación suele ser más barata y combinada con los métodos de cálculo actuales es una potente herramienta. Uno de los procedimientos más importantes es el método de los elementos finitos (MEF), método de cálculo numérico avanzado que permite obtener una solución de un problema de contorno que se resuelve por medio de ecuaciones matriciales.

La idea general del método es la división de un continuo en un conjunto de pequeños elementos interconectados por una serie de puntos llamados nodos. De esta forma se consigue pasar de un sistema continuo (infinitos grados de libertad), que es regido por una ecuación diferencial o un sistema de ecuaciones diferenciales, a un sistema con un número de grados de libertad finito cuyo comportamiento se modela por un sistema de ecuaciones.

El MEF ha adquirido una gran importancia en la solución de problemas ingenieriles, físicos, etc., ya que permite resolver casos que hasta hace poco tiempo eran prácticamente imposibles de resolver por métodos matemáticos tradicionales.

Hasta entonces se realizaban prototipos, se ensayaban y se hacían mejoras de forma iterativa, lo que traía consigo un elevado coste tanto económico como en tiempo de desarrollo. El MEF permite realizar un modelo matemático de cálculo del sistema real, más fácil y económico de modificar que un prototipo. Sin embargo no deja de ser un método aproximado de cálculo debido a las hipótesis básicas del método. Los prototipos, por lo tanto, siguen siendo necesarios, pero en menor número, ya que el primero puede acercarse bastante más al diseño óptimo.

En la actualidad existen diferentes programas de simulación en el que mediante el MEF se resuelven los diferentes problemas de ingeniería. En la presente tesis se ha utilizado el programa ABAQUS en su versión 6.10.

1.5.1. Programa de simulación ABAQUS

ABAQUS es un programa destinado a resolver problemas de ciencias e ingeniería y está basado en el método de los elementos finitos. El programa puede resolver casi todo tipo de problemas, desde un simple análisis lineal hasta simulaciones complejas no lineales. ABAQUS posee una extensa librería de elementos finitos que permite modelar virtualmente cualquier geometría, así como su extensa lista de

modelos que simulan el comportamiento de una gran mayoría de materiales, permitiendo su aplicabilidad en distintas áreas de ingeniería [56].

El primer paso para resolver cualquier problema por el MEF es discretizar su geometría utilizando un conjunto de elementos finitos. Cada elemento representa una porción discreta del conjunto físico. Los elementos finitos están unidos mediante nodos compartidos, la colección de nodos y elementos finitos se llama malla. El número de elementos por unidad de longitud, área o volumen en una malla se llama densidad de malla. En un análisis de tensiones, el desplazamiento de los nodos es la variable fundamental que se calcula en el método de los elementos finitos. Una vez se conocen todos los desplazamientos de los nodos, las tensiones y las deformaciones en cada elemento se pueden determinar fácilmente.

Para calcular los desplazamientos necesarios, podemos resolver el problema de dos maneras diferentes: de forma implícita (ABAQUS/Standard) y de forma explícita (ABAQUS/Explicit). La diferencia entre las dos maneras de calcular es que en el caso del método implícito, se necesita resolver simultáneamente el sistema de ecuaciones de los desplazamientos y la matriz de rigidez, mientras que en el método explícito, la solución se avanza cinemáticamente de un incremento al siguiente [56].

1.6. Objetivos de la tesis

Como ha quedado evidenciado en este capítulo introductorio, el efecto de los caminos de deformación en aceros convencionales influye en el resultado de los diferentes criterios de conformabilidad, siendo las curvas FLSC menos sensibles a este efecto que las curvas FLC. El reciente desarrollo e incremento, por parte del sector del automóvil, de los aceros AHSS necesita de un conocimiento de este efecto en la conformabilidad de los aceros AHSS y modificar y/o desarrollar nuevos criterios de conformabilidad en estos aceros. Por tanto, de acuerdo a lo enunciado anteriormente, los objetivos principales de la tesis se pueden enumerar de la siguiente manera:

- Determinación de curvas FLC y FLSC (a estricción y rotura) en aceros de alta resistencia y de embutición.
- Estudio de las propiedades termo-mecánicas, caminos de deformación y su influencia en la conformabilidad de aceros de alta resistencia.
- Aplicación y validación de nuevos criterios de conformabilidad en aceros de alta resistencia.

Por último se fija como criterio secundario el establecimiento de acciones futuras y de criterios alternativos que no han sido posibles estudiar con detenimiento, a fin y efecto de completar el análisis efectuado en la presente tesis doctoral.

A continuación se muestra diferentes esquemas de la estructuración de la tesis doctoral. La Figura 1.37 muestra el esquema principal del cálculo de las curvas FLSC y FLSCF. Después de la caracterización metalúrgica y mecánica, se calcularán las curvas FLC y FLCF. Estas se utilizarán en la simulación por elementos finitos de los ensayos de estirado, que incorporan en el software la ley de endurecimiento para poder obtener las curvas FLSC y FLSCF.

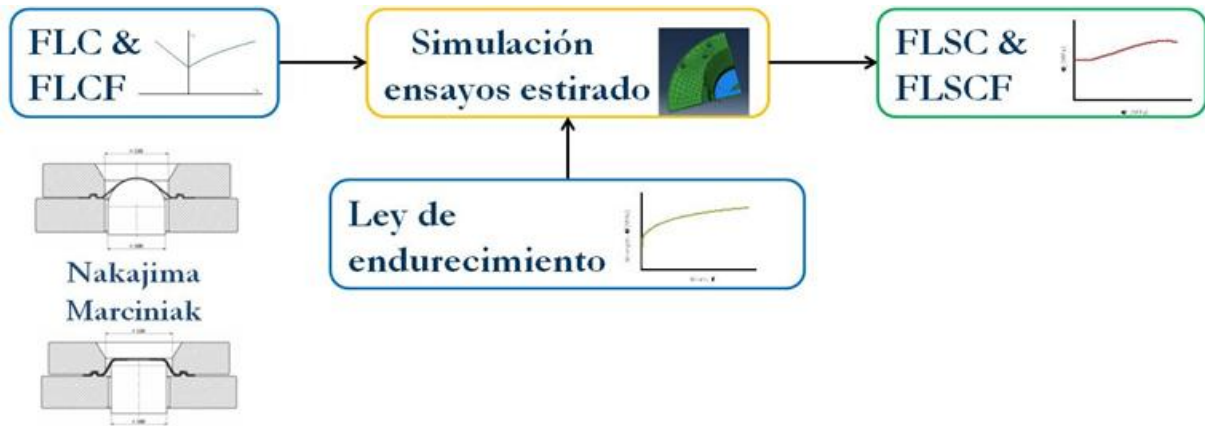


Figura 1.37. Esquema de cálculo de curvas FLSC y FLSCF.

La Figura 1.38 muestra el esquema principal de la validación de los criterios de conformabilidad. A partir de los diferentes criterios estudiados (de deformaciones o tensiones), se simulan diferentes piezas conformadas y se calcula la altura de embutición, que será comparada con la experimental.

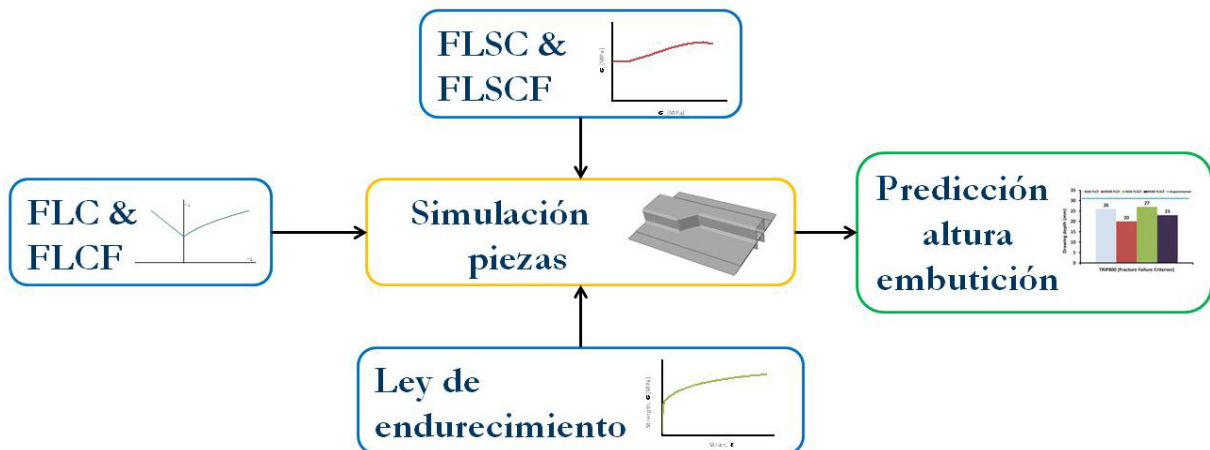


Figura 1.38. Esquema de la validación de los diferentes criterios de conformabilidad.

1.7. Referencias bibliográficas

- [1] Recurso en línea: <http://www.worldautosteel.org>.
- [2] B.C. De Cooman. *Structure-properties relationship in TRIPsteels containing carbide-free bainite*. Current Opinion in Solid State & Materials Science 8, 2004, 285-303.
- [3] M.R. Berrahmoune, S. Berveiller, A. Moulin, E. Patoor. *Analysis of the martensitic transformation at various scales in TRIPsteel*. Materials Science and Engineering A378, 2004, 304-307.
- [4] K.I. Sugimoto, M. Itoh, T. Hojo, S.I. Hashimoto, S. Ikeda, G. Arai. *Microstructure and mechanical properties of ausformed ultra high-strength TRIP-aided steels*. Materials Science Forum 539-543, 2007, 4309-4314.
- [5] S. Allain, J.P. Chateau, O. Bouaziz, S. Migot, N. Guelton. *Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys*. Materials Science and Engineering A 387-389, 2004, 4309-4314.
- [6] G.E. Dieter, Jr. *Metalurgia Mecánica*. Aguilar, S.A. Askeland. 1967.
- [7] W.F. Hosford, R. Caddell: *Metal forming: Mechanics and Metallurgy*. Cambridge University Press. 2007.
- [8] V.G. García, M.T. Baile, J. Picas, A. Forn. *Modelos de comportamiento plásticos aplicados a la aleación A357*. IX Congreso Nacional de Materiales II, 2006, 819-822 (ISBN 84-8158-323-5).
- [9] S.P. Keeler, W.A. Backofen: *Plastic instability and fracture in sheets over rigid punches*. Transactions of the ASM 56, 1963, 25-48.
- [10] S.P. Keeler: *Determination of forming limits in automotive stampings*. Sheet Met. Ind. 42, 1995, 683-91.
- [11] G.M. Goodwin. *Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop*, La Metallurgia Italiana 60, 1968, 764-774.
- [12] R.H. Wagoner, K.S. Chan, S.P. Keeler: *Forming Limits Diagrams: Concepts, Methods and Applications*, TMS-AIME. 1989.
- [13] S.S. Hecker. *Simple technique for determining forming limit curves*, Sheet Metal Industries 52, 1975, 671-675.

- [14] R.E. Bomaro, J.W. Signorelli, H.G. Brokmeier, A.F. Armas, S. Hereñú, I. Álvarez-Armas. *Cyclic softening mechanisms of Zry-4 at room temperature: the unlikely influence of texture variations*. Scripta Materialia 51, 2004, 617-621.
- [15] Z. Marciniak, J.L. Duncan, S.J. Hu. *Mechanics of sheet metal forming*, Butterwoth-Heinemann. 2002.
- [16] P.E. Smith, D. Lee. Proc. Intern. Body Eng. Conf., SAE Detroit 331, 1998, 21–28.
- [17] ISO 12004:2008. *Metallic materials. Sheet and Strip. Determination of forming-limit curves*. 2008.
- [18] A.F. Graf , W.F. Hosford. *The influence of strain-path changes on forming limit diagrams of Al 6111 T4*. Int. J. Mech. Sci. 36, 1994, 897-910.
- [19] H.J. Kleemola, M.T. Pelkkikangas. *Effect of predeformation and strain path on the forming limits of steel, copper and brass*. Sheet Metal Industries 63, 1977, 559-591
- [20] W.F. Hosford, J.L. Duncan. *Sheet metal forming: a review*. Journal of the Minerals. Metals and Materials Society 51, 1999.
- [21] Z. Marciniak, K. Kuczynski. *Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metals*. International Journal of Mechanical Sciences 9, 1967, 609–620.
- [22] M. Ben Tahar. *Contribution a l'etude er la simulation du procede d'hydromage*. Tesis doctoral, Ecole des Mines de Paris. 2005.
- [23] D.Banabic, H.J. Bunge, K.Pöhlandt, A.E. Tekkaya. *Formability of metallic materials*. Springer-Verlag. 2000.
- [24] J.A.H. Ramaekers, P.C.P Bongaerts. *A note on the Forming Limit Curve*. Shemet Belfast, 1994, 30-50.
- [25] S.P. Keeler, W.G. Brazier. *Relationship between laboratoty material characterization and press-shop formability*. Microalloying 75. 1975, 517-530.
- [26] J.M. Prado, B. Sorita, A. Aguilá. *Characterization of welded steel tubes for hydroforming applications*. 3rd International Hydroforming Congress. Pamplona, Spain. 2001.
- [27] S.A. Jenabali Jahromi, A. Nazzarboland, E. Mansouri, S. Abbasi. *Investigation of formability of low carbon steel sheets by forming limit diagrams*. Iranian Journal of Science & Technology, Transaction B, Engineering 30, 2006, 377-385.
- [28] D. Gutiérrez. *Estudio de la conformabilidad en aceros AHSS y aceros de embutición*. Proyecto Final de Carrera. Ingeniería de Materiales. Universitat Politècnica de Catalunya. 2009.

- [29] R. Arrieux, C. Bedrin, M. Boivin. *Determination of an intrinsic forming limit stress diagram for isotropic metal sheets*. IDDRG1982 Congress, 1982, 61-71.
- [30] L. Zhao, R. Sowerby, M.P. Salad. *A theoretical and experimental investigation of limit strains in sheet metal forming*. Int. J. Met. Sci. 38, 1996, 307-1317.
- [31] T. Stoughton. *A general forming limit criterion for sheet metal forming*. International Journal of Mechanical Sciences 42, 2000, 1-27.
- [32] A.K. Ghosh, J.V. Laukonis. *The influence of strain-path changes on the formability of sheet steel*. 9th Biennial Congress of the International Deep Drawing Research Group, Sheet metal forming and energy conservation, ASM Publication, 1976.
- [33] A.F. Graf , W.F. Hosford. *Calculations of forming limit diagram for changing strain paths*. Metallurgical Transactions A 24, 1993, 2497-2501.
- [34] T.B. Stoughton. *Stress-based forming limits on sheet-metal forming*. Journal of Engineering Materials and Technology 123, 2001, 417-422.
- [35] Z. Zimniak. *Implementation of the forming limit stress diagram in FEM simulations*. Journal of Materials Processing Technology 100, 2000, 261-266.
- [36] A. Assempour, A.R. Safikhani, R. Hashemi. *An improved strain gradient approach for determination of deformation localization and forming limit diagrams*. Journal of Materials Processing Technology 209, 2009, 1758-1769.
- [37] A. Haddad, R. Arrieux, P. Vacher. *Use of two behaviour laws for the determination of the forming-limit stress diagram of a thin steel sheet: results and comparisons*. Journal of Materials Processing Technology 106, 2000, 49-53.
- [38] P.D. Wu, A. Graf, S.R. MacEwen, D.J. Lloyd, M. Jain, K.W. Neale. *On forming limit stress diagram analysis*. International Journal of Solids and Structures 42, 2005, 2225-2241.
- [39] P.H. Matin, L.M. Smith, S. Petrushevski. *A method for stress space forming limit diagram construction for aluminium alloys*. Journal of Materials Processing Technology 174, 2006, 258-265.
- [40] T. Stoughton, X. Zhu. *Review of theoretical models of the strain-based FLD and their relevance to the stress-based FLD*. International Journal of Plasticity 20, 2004, 1463-1486.
- [41] M.C. Butuc, J.J. Gracio, A. Barata da Rocha. *An experimental and theoretical analysis on the application of stress-based forming limit criterion*. International Journal of Mechanical Sciences 48, 2006, 414-429.
-

- [42] V. Uthaisangsk, U, Prah, S. Münstermann, W. Bleck. *Experimental and numerical failure criterion for formability prediction in sheet metal forming*. Computational Materials Science 43, 2008, 43-50.
- [43] A. Assempour, R. Hashemi, K. Abrinia, M. Ganjani, E. Masoumi. *A methodology for prediction of forming limit stress diagrams considering the strain path effect*. Computational Materials Science 45, 2009, 195-204.
- [44] F. Ozturk, D. Lee. *Analysis of forming limits using ductile fracture criteria*. Journal of Materials Processing Technology 147, 2004, 397-404.
- [45] T. Wei, D.G. Carr, E. Budzacoska, W. Payten, R.P. Harrison, M.I. Ripley. *Assessment of the fracture toughness of 6061 aluminium by the small punch test and finite element analysis*. Materials Forum 30, 2006, 39-44.
- [46] A.M. Freudenthal. *The inelastic behavior of engineering materials and structures*. John Wiley & Sons. 1950.
- [47] S.E. Clift, P. Hartley, C.E.N Sturgess, G.W. Rowe. *Fracture prediction in plastic deformation processes*. Int. J. Mech. Sci. 32, 1990, 1-17.
- [48] H. Takuda, K. Mori, N. Hatta. *The application of some criteria for ductile fracture to the prediction of the forming limit of sheets metals*. J. Mater. Proc. Tech. 95, 1999, 116-121.
- [49] M.G. Cockcroft, D.J. Latham. *Ductility and the workability of metals*. Journal Inst. Met. 96, 1968, 33-39.
- [50] W.F. Hosford. *Mechanical behaviour of materials*. Cambridge University Press. 2005.
- [51] P. Brozzo, B. de Luka, R. Rendina. *A new method for the prediction of formability in metal sheets*. Proceedings in International Deep Drawing Research Group (IDDRG72), 1972.
- [52] S.I. Oh, C.C. Chen, S. Kobayashi. *Ductile fracture in axisymmetric extrusion and drawing*. J. Eng. Mater. Technol. Trans. ASME 101, 1979, 36-44.
- [53] M. Oyane, T. Sato, K. Okimoto, S. Shima. *Criteria for ductile fracture and their applications*. Journal of Mechanical Working Technology. 4, 1980, 65-81.
- [54] D.M. Norris Jr., J.E. Reaugh, B. Moran, D.F. Quinones. *A plastic strain, mean-stress criterion for ductile fracture*. J. Eng. Mater. Technol. Trans. ASME 100, 1978, 279-286.
- [55] A.G. Atkins. *Possible explanation for unexpected departures in hydrostatic tension-fracture strain relations*. Met. Sci. 15, 1981, 81-83.
- [56] *Abaqus 6.10 Documentation*. Dassault Systèmes, 2010.

Capítulo 2. Procedimiento experimental

En este capítulo se explican los principales procedimientos y ensayos experimentales utilizados en la presente tesis doctoral. Estos abarcan desde ensayos convencionales de caracterización mecánica, así como la utilización de software específico para la medida de deformaciones y la simulación mediante el método de los elementos finitos (MEF). A continuación se detallan estos procedimientos y ensayos experimentales.

2.1. Determinación de los parámetros mecánicos

El ensayo de tracción uniaxial es el método más empleado para la determinación de los parámetros mecánicos de un material. Es un ensayo sencillo que proporciona una amplia información sobre el comportamiento elasto-plástico del material.

Los aceros utilizados en este estudio fueron caracterizados mecánicamente empleando dichos ensayos de tracción uniaxial de acuerdo con la norma europea UNE-EN10002-1 [1]. A partir de probetas obtenidas mediante mecanizado, se ensayaron los diferentes aceros en tres direcciones respecto al sentido de laminación (longitudinal, transversal y 45°), Figura 2.1.

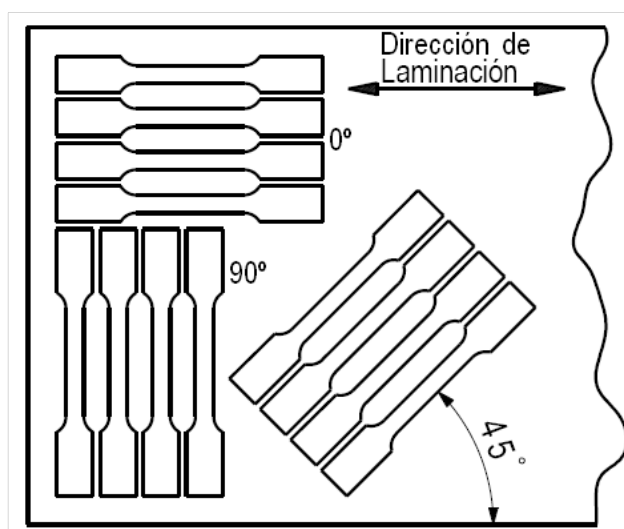


Figura 2.1. Probetas extraídas para realizar los ensayos mecánicos de tracción uniaxial.

Para realizar los ensayos se empleó una máquina de ensayos universales marca Instron modelo 5585 con una célula de carga de 200 kN, Figura 2.2. El tratamiento de los datos se realizó con el software BlueHill 2.0. Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente donde se obtuvieron los valores de límite elástico (σ_0), resistencia máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$), deformación plástica homogénea (ϵ_p) y deformación a rotura (ϵ_r).

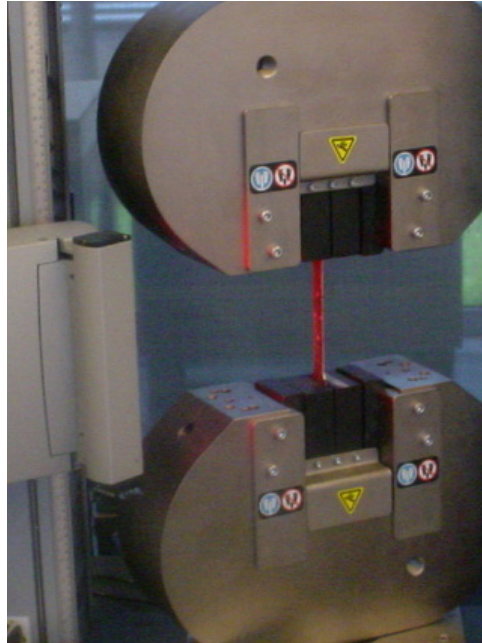


Figura 2.2. Máquina de ensayo universal con probeta sometida a tracción uniaxial.

2.2. Caracterización microestructural

Para conocer la microestructura de los materiales existen diferentes técnicas, que aportan diferente información dependiendo de su resolución, siendo el microscopio óptico la técnica comúnmente empleada para conocer la microestructura de un material.

No obstante, en el caso particular de los aceros TRIP, es importante el estudio de la estabilidad de la austenita y de su transformación, en función de las condiciones locales de deformación. Por ello, es necesario conocer la fracción volumétrica de γ -austenita, donde se han utilizado técnicas como la difracción de rayos X (XRD) y EBSD.

2.2.1. Difracción de rayos X (XRD)

La técnica de difracción de rayos X es utilizada para la identificación cristalina de las fases presentes en un material y de la medida de las propiedades estructurales (estado de deformación, tamaño de grano, composición de las fases, defectos estructurales, etc.).

En esta técnica un haz de rayos X colimado y monocromático incide sobre una muestra de policristalina, que idealmente tiene los cristales (granos) dispuestos al azar en todas las posibles orientaciones, detectándose los rayos X difractados mediante una película fotográfica.

Para que la difracción tenga lugar, los planos de red (con distancia reticular d) deben formar un ángulo θ con la radiación incidente, para cualquier conjunto de planos de red la radiación difractada por la muestra forma la superficie de un cono. Si θ es el ángulo de Bragg, el ángulo entre rayos difractados y no difractados es 2θ y el ángulo del cono es de 4θ , también llamado ángulo de apertura, Figura 2.3 [2].

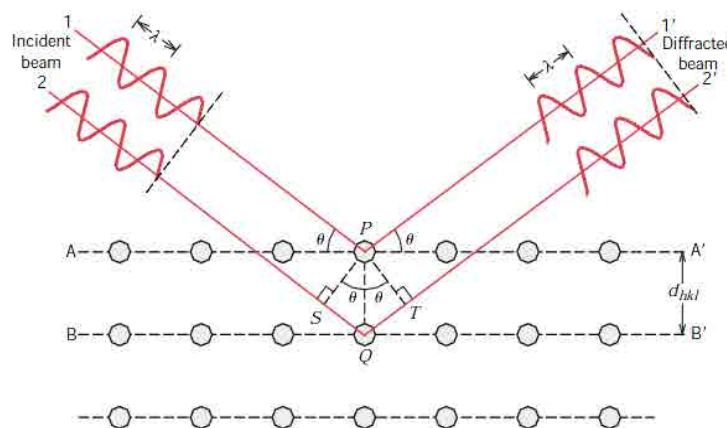


Figura 2.3. Difracción de rayos X en dos planos paralelos.

En el método del cristal giratorio este debe orientarse de tal manera que pueda hacerse girar según uno de los ejes cristalográficos principales. El haz de rayos X monocromáticos entra en una cámara a través de un colimador e incide sobre el cristal. En estas condiciones, con el cristal quieto, solo se producen reflexiones fortuitas. Sin embargo, si el cristal se hace girar lentamente, varias familias de planos reticulares serán llevadas a posiciones tales que el ángulo, con una λ dada, cumpla la ecuación o ley de Bragg (2.1). Una familia de planos dada producirá reflexiones separadas cuando $n = 1, 2, 3$, etc.

$$2d_{hkl} \sin\theta = n\lambda \quad (2.1)$$

Mediante un detector Geiger-Müller se recoge la intensidad de radiación del haz difractado, de los distintos ángulos de incidencia, las señales recibidas se envían a un ordenador donde se gráfica la intensidad de los picos en función del ángulo girado por la muestra.

2.2.2. EBSD (*Electron backscatter diffraction*)

Se entiende por anisotropía la variación de las propiedades físicas y mecánicas de un sólido con la dirección de medida. Los monocristales son anisótropos como resultado de su estructura cristalina, pero los materiales policristalinos con granos orientados al azar deben ser isótropos. El comportamiento anisotrópico de los materiales policristalinos es debido a dos causas.

FIBRA: Es consecuencia, principalmente, de la deformación plástica en caliente. Las segregaciones, inclusiones, segundas fases y otros defectos se alinean en el sentido de la deformación. Es especialmente importante en los productos másicos, pero tiene menor importancia en los productos planos.

TEXTURA: Es el resultado de las orientaciones cristalinas preferenciales en ciertas direcciones de los granos cristalinos después de una deformación plástica y/o un tratamiento térmico. Su importancia es mayor en el caso de los productos planos.

La técnica EBSD es adecuada para la determinación tanto de textura como para discriminar distintas fases y permite trabajar distintos tipos de barridos. Esta técnica está basada en principios similares al de los rayos x y la microscopía de transmisión; al incidir un haz de electrones en un material cristalino, estos penetran un determinado volumen. Este volumen de interacción es función del número atómico del material, distancia de trabajo, voltaje, corriente y apertura del microscopio. Los electrones al encontrarse con los planos cristalográficos salen difractados un determinado ángulo, según la ley de Bragg, formando unos conos, estos al encontrarse con la pantalla de fosforo forman, mediante proyección gnómica, los denominados patrones de Kikuchi, los cuales están caracterizados por bandas y polos y son función de la orientación cristalográfía y la estructura cristalina, Figura 2.4 [3].

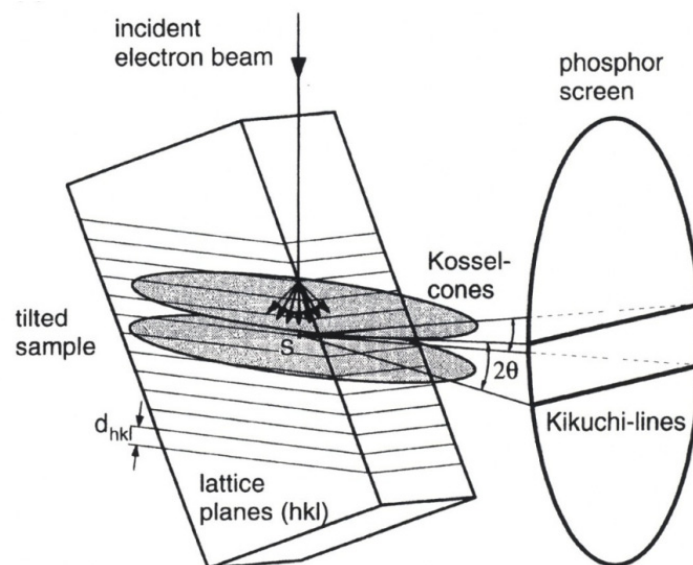


Figura 2.4. Representación de la técnica EBSD [3].

Para una correcta indexación de los patrones se deben seleccionar un número máximo de reflectores, así como ciertos parámetros de indexación, tales como el número de bandas máximo y mínimo, si se ajustan por su dirección o por su ancho, así como ciertas condiciones de extinción. Una vez que se ajustan estos parámetros el software transforma los datos de un espacio polar a uno cartesiano mediante la transformada de Hough, el índice de transformación también afectará a la medida. La optimización de la medida se comprueba por la desviación media angular (MAD), este ha de ser menor de $1,3^\circ$ para considerar la medida como buena.

La representación de las texturas esta siempre referida a un sistema de referencia exterior, normalmente relacionado con las condiciones de producción de los materiales. Para una correcta evaluación mediante la técnica EBSD se deben conocer cierta geometría del microscopio y de la CCD cámara, tales como: la distancia y ángulo que forman la pantalla de fosforo y la muestra, así como la distancia de trabajo y la inclinación de la muestra, normalmente 70°. Estos parámetros se calculan mediante calibración con una muestra de orientación conocida, cristal de Silicio, gracias a un software de adquisición de datos.

Una vez obtenidos los ficheros de calibración se procede al ajuste de los parámetros de cámara, tales como el brillo, contraste y ganancia, estos dependen de las condiciones de pulido de la muestra (el pulido ha de ser excelente y se consigue mediante pulido electrolítico y/o con sílica coloidal de 0,04 micras durante largos tiempos), así como del material y parámetros propios del microscopio. Con estos ajustes se consigue tener una cantidad suficiente de electrones difractados.

Para la identificación de la microestructura, mediante los softwares de tratamiento de datos, tales como el Tango para la realización de mapas, Figura 2.5, se puede asociar la microestructura una serie de colores en función de la orientación cristalográfica de cada pixel, medida de misorientaciones, que dan carácter a las distintas fronteras de grano tales como las maclas, acumulación de deformaciones, contraste de bandas, etc. El software Salsa se utiliza para realización de las figuras de polos (FP) o de polos inversas (IPF), basados en la proyección estereográfica, donde se representan las distintas orientaciones cristalográficas El software Mambo se emplea para la obtención de las funciones de distribución de orientaciones (ODF), representación de las texturas como función de los ángulos de Euler [4].

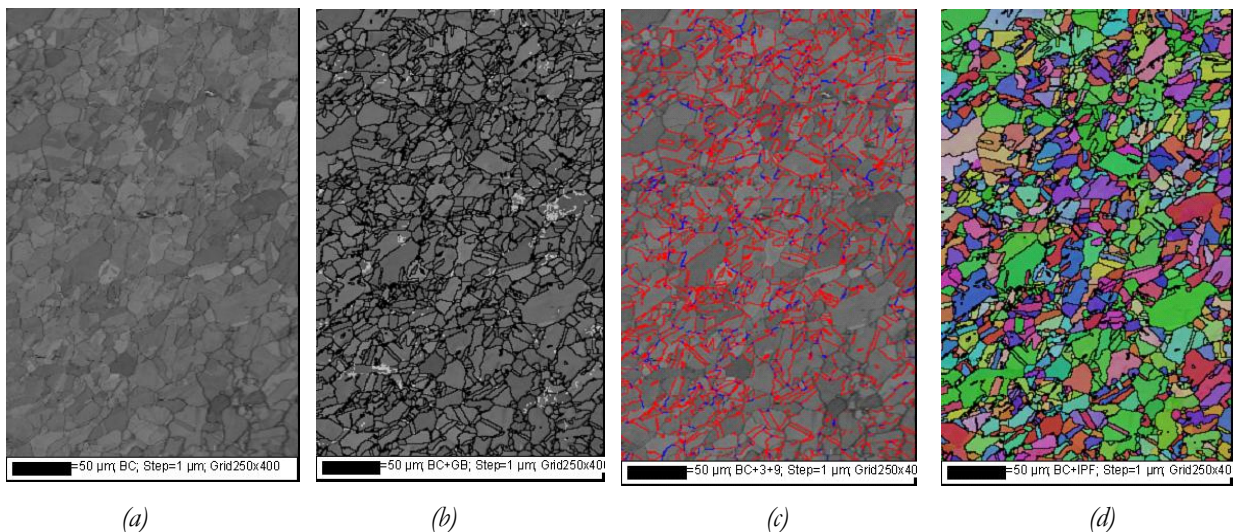


Figura 2.5. a) Mapa de contraste de bandas, b) mapa de contraste de bandas y con juntas de grano de pequeño y alto ángulo, en blanco y negro, respectivamente, c) mapa de contraste de bandas y con juntas de grano especiales (maclas), rojo y azul, respectivamente, y d) mapa figura inversa de polos.

2.3. Equipo de medida de deformaciones GOM

Los sistemas de medida de deformaciones sobre chapa tradicionales, generalmente, ofrecían poca información sobre unas deformaciones que, además, dependían del operador. Actualmente, los equipos ópticos de análisis de deformaciones pueden trabajar mediante sistemas en estático, sobre piezas ya conformadas a partir de una chapa en el que previamente se grava electroquímicamente una malla de círculos o mediante un sistema en dinámico a partir de dos cámaras de video que por el efecto estéreo de correlación de imágenes extraen una imagen de video en 3D, desde dos imágenes en 2D. El sistema óptico de medida de deformaciones en 3D utilizado en los diferentes ensayos ha sido el desarrollado por GOM mbH.

2.3.1. Sistema de medida de deformaciones en estático ARGUS/GOM

Con el sistema de medida de deformaciones en estático ARGUS es posible obtener los valores de deformación mayor, menor y reducción de espesor en cada punto, pudiéndose obtener, fácilmente, puntos que se pueden representar en un diagrama FLD. Los valores obtenidos corresponden a las coordenadas 3D de la pieza medida con el tensor deformación en forma de una malla, parecida a la de los programas de simulación por elementos finitos.

Para la determinación de deformaciones con el sistema de medida en estático, inicialmente es necesario aplicar una malla de círculos sobre el formato de chapa original, antes de ser deformado. Esta malla presentará los puntos con una distancia regular que puede oscilar entre 1 y 5 mm. Posteriormente, durante la deformación de la chapa, los círculos que han sido marcados se desplazan y deforman formando elipses por efecto de la misma. Posteriormente, el centro de estas elipses serán las referencias para determinar las coordenadas de la pieza medida y para determinar el nivel de deformación sufrido por la pieza, Figura 2.6.

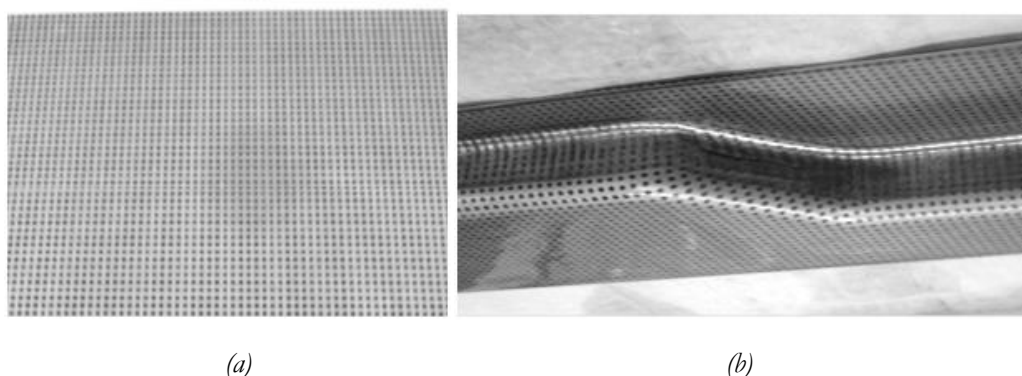


Figura 2.6. a) Esquema de la malla inicial y b) de la malla distorsionada después del conformado de la chapa.

Una vez deformada la chapa, la pieza a medir se fotografía con una cámara CCD desde varias vistas, el número de éstas dependerá de la complejidad de la pieza analizada. El software del equipo posteriormente, utiliza una serie de algoritmos fotogramétricos para determinar las coordenadas 3D de

los puntos de la pieza. Así, la superficie entera de la chapa deformada se determina en función de la densidad y posición de la malla aplicada sobre la misma.

Inicialmente el programa determina una nube de puntos consistente en puntos distorsionados no asignados, posteriormente, el sistema crea automáticamente una malla asignando a cada punto sus puntos vecinos. Una vez construida esta malla con una geometría distorsionada, ésta se compara con la geometría inicial, definida por el usuario al inicio de la medida en el software (separación de los círculos), determinando así el espacio del tensor deformación de la superficie. Los resultados son la deformación mayor, menor y la reducción de espesor sufrida por la chapa inicial al ser ésta deformada. La reducción del espesor se calcula directamente a través de la deformación mayor y menor asumiendo que el volumen del material permanece constante.

Todos los valores calculados se pueden presentar en forma de la pieza en 3D, Figura 2.7, una sección arbitraria de la pieza y/o sobre el diagrama FLD. Estos valores, además, pueden ser exportados en diferentes formatos ASCII definidos por el usuario, pudiéndolos visualizar en otros programas de creación de gráficos y/o CAD.

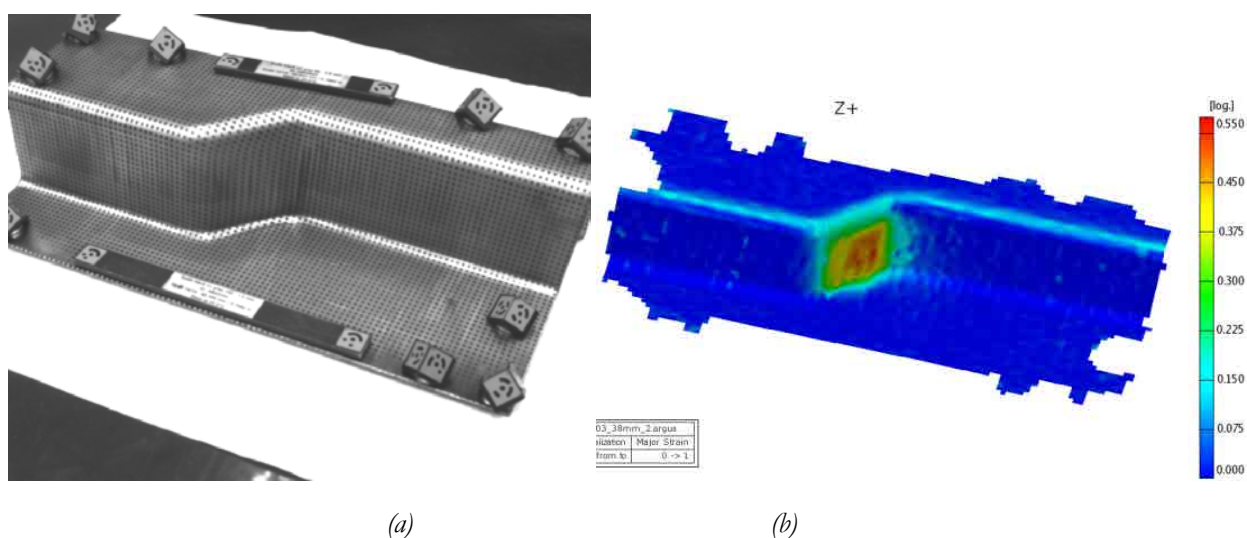


Figura 2.7. a) Pieza conformada y b) vista 3D de la misma donde se encuentra superpuesta la información de la deformación.

Además de permitir determinar los diferentes valores de deformación y de reducción de espesor en cualquier punto de la pieza analizada, a través de la visualización de la geometría y de estos valores en 3D y de conocer el comportamiento del material en una sección determinada de la pieza, también es posible representar la deformación en los diferentes puntos de la pieza conformada en un diagrama FLD, observando así el nivel de deformación introducido al material mediante la operación de conformado analizada y evaluando dicha deformación con respecto a los límites del material (curva FLC), Figura 2.8.

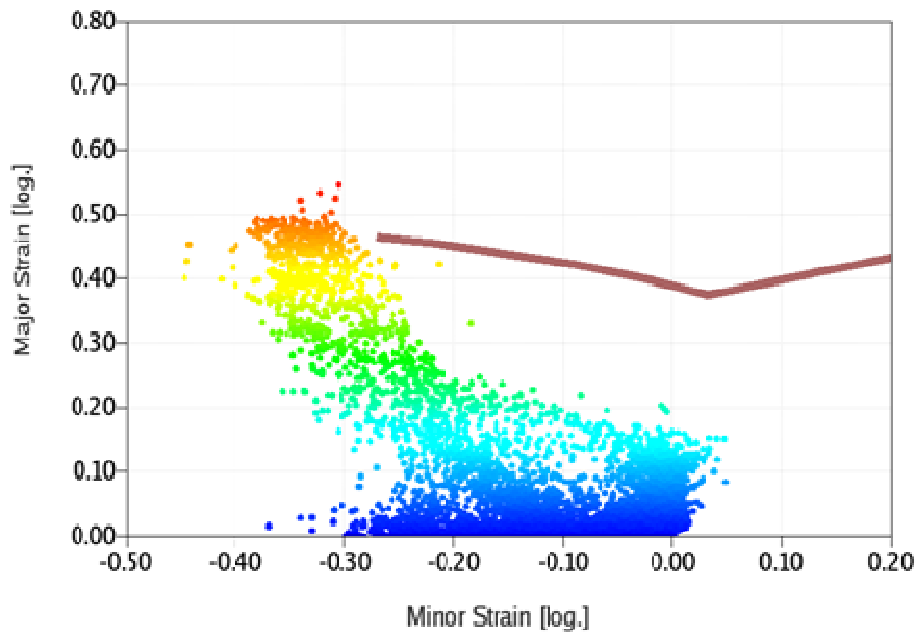


Figura 2.8. Diagrama FLD con el análisis de los puntos deformados.

El sistema de medida de deformaciones en estático es necesario para determinar las deformaciones en piezas que no pueden deformarse y analizarse al mismo tiempo por medio del sistema dinámico, debido principalmente a que los útiles de estampación/deformación no permiten tener acceso a visualizar la pieza durante la deformación.

2.3.2. Sistema de medida de deformaciones en dinámico ARAMIS/GOM

La utilización de un sistema de cámaras en estéreo permite registrar la deformación introducida en una probeta durante un ensayo, de esta forma se evitan los errores que se pueden dar con el sistema en estático, como pueden ser errores de mallado, de la propia malla y de resolución del equipo, ya que este sólo considera dos etapas de la deformación, la inicial y la final.

A diferencia del sistema de deformaciones en estático, en este caso las muestras no necesitan ser malladas con un patrón regular, siendo suficiente generar sobre las superficies de las mismas una estructura estocástica. Este tipo de estructura es más fácil de generar y permite una mayor precisión en la medida de las deformaciones.

Con este sistema de medida de deformaciones en dinámico, dos cámaras digitales gravan imágenes de la zona de interés del ensayo en tiempo real de una forma automática, Figura 2.9, con una frecuencia de muestreo definida por el usuario hasta el fin del ensayo. Durante el ensayo, si el equipo de ensayo utilizado lo permite, es posible el registro de los diferentes parámetros de medida de ésta, como la fuerza y/o el desplazamiento.

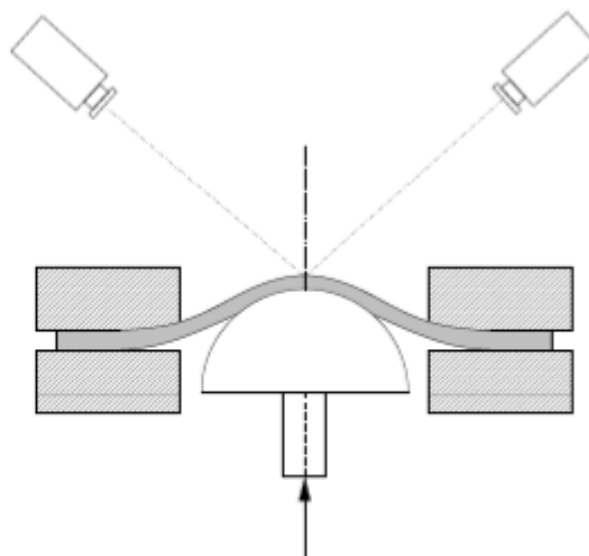


Figura 2.9. Esquema dispositivo con cámaras digitales.

Las imágenes registradas son posteriormente procesadas en función del método de evaluación seleccionado. Generalmente, los resultados se refieren a las coordenadas 3D de la superficie de la zona de estudio de la muestra, en forma de puntos con una separación de 0,5 a 1 mm habitualmente. En los citados puntos 3D de la superficie de la probeta, el programa determina la deformación mayor, menor y la reducción de espesor en cada una de las imágenes extraídas del ensayo, correspondientes a diferentes etapas de deformación de la muestra, pudiéndose evaluar con un software cualquier etapa de la deformación, como pueden ser la anterior y posterior a la aparición de la fractura en la muestra.

En este caso, el uso de un patrón aleatorio y el seguimiento de este durante todo el ensayo posibilitan una gran resolución en los resultados finales obtenidos, Figura 2.10. Este patrón aleatorio se consigue de una forma muy sencilla mediante la aplicación de pintura plástica en aerosol, inicialmente una capa completa de pintura blanca sobre la superficie a medir, consiguiendo así una superficie de un color homogéneo, que será la base para aplicar una serie de puntos que se introducirán por medio de un segundo aerosol de pintura plástica, esta vez de color negro.

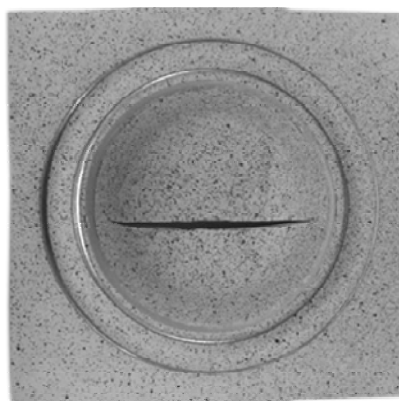


Figura 2.10. Patrón aleatorio aplicado sobre una muestra conformada y que se analiza con ARAMIS.

2.4. Extensión de las curvas tensión-deformación

Las propiedades de deformación de chapas metálicas son determinadas mediante ensayos de tracción uniaxial que proporcionan la resistencia máxima, el límite elástico, la deformación máxima, etc. El ensayo de tracción uniaxial es un ensayo sencillo y muy útil cuando el rango de deformaciones al que va a ser sometida una pieza no es muy grande, pero por el contrario, el ensayo resulta insuficiente cuando el material es conformado en direcciones multiaxiales, donde suele soportar mayores deformaciones antes de exhibir estricción o rotura alguna.

Este inconveniente puede ser resuelto utilizando otros ensayos que proporcionen mayores deformaciones antes de producirse la estricción o rotura. El ensayo de compresión permite obtener una mayor información sobre la relación de tensión y deformación. Este ensayo es parecido al ensayo de tracción uniaxial pero aplicando una fuerza de compresión. Los metales en este tipo de ensayo suelen soportar mayores deformaciones, por lo que es muy útil para conseguir alargar la curva tensión-deformación de un material obtenida por un ensayo de tracción uniaxial convencional.

Otros métodos implicarían poder calcular la deformación cuando se produce el fenómeno de estricción en el ensayo de tracción uniaxial. En este caso, mediante los equipos ópticos de medida de deformaciones es posible determinar la deformación durante todo el ensayo, de tal manera que se puede relacionar la deformación con la tensión incluso cuando se produce la estricción localizada.

2.4.1. Ensayo de compresión

El ensayo de compresión se realiza presionando un cilindro sólido. En chapas metálicas, debido a su bajo espesor, el ensayo de compresión de discos apilados, propuesto por Pawelski [5] en 1967 es el que se utiliza para determinar la curva tensión-deformación. Los discos se disponen en útil cilíndrico del mismo diámetro para obtener una perfecta alineación entre ellos y obtener la probeta deseada para el ensayo de compresión, Figura 2.11.

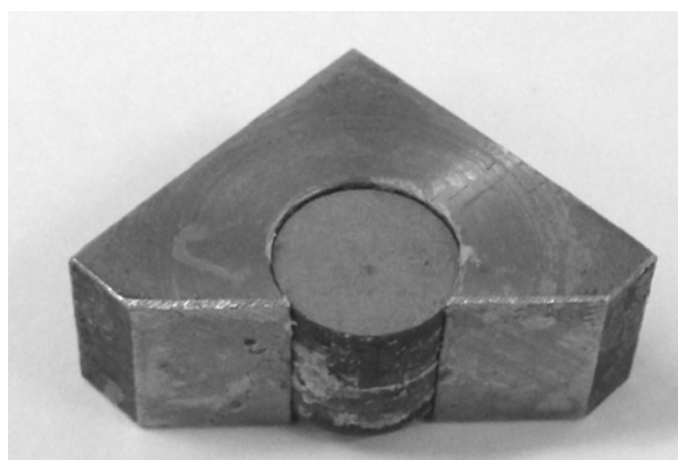


Figura 2.11. Probeta ensayos de compresión (discos de chapa apilados).

La probeta resultante no debe sobrepasar un límite de pandeo de 1,5 (relación de altura y diámetro probeta), similar a los valores que se utilizan en los ensayos convencionales de compresión [6, 7]. Para evitar efectos de fricción entre las caras de la probeta y los platos de compresión, las probetas son envueltas con teflón, tal y como muestra la Figura 2.12.



Figura 2.12. Probeta compresión envuelta con teflón antes de realizar ensayo de compresión.

2.4.2. Medida de la deformación mediante sistema ARAMIS en ensayo de tracción

En un ensayo de tracción uniaxial las medidas de la deformación se realizan mediante extensómetros convencionales o videoextensómetro. Las medidas que se realizan son entre dos puntos en una zona calibrada, por lo que no es posible medir con precisión la deformación durante la estricción localizada.

Para determinar la deformación en la etapa de estricción localizada es posible calcular las deformaciones mediante el sistema óptico de medida de deformaciones en 3D desarrollado por GOM mbH. El sistema ARAMIS permite calcular la deformación durante todo el ensayo aplicando un patrón estocástico en la probeta, Figura 2.13.

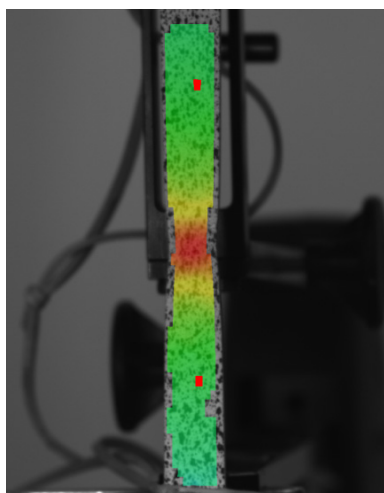


Figura 2.13. Patrón estocástico con la deformación obtenida en la probeta.

El equipo de medida de deformaciones permite registrar la carga durante el ensayo y por tanto es posible trazar la curva tensión-deformación hasta la rotura del material. De esta manera cuando empieza la estricción y siguiendo un área de máxima deformación se puede extender la curva tensión-deformación a valores de deformación mayores que los que se obtienen con un extensómetro convencional o videoextensómetro. La Figura 2.14 muestra la curva fuerza-tiempo de un punto de la probeta (que corresponde a la zona donde se produce la estricción) y la deformación en la etapa previa a la rotura. A partir de los datos de la fuerza, la sección y la deformación se puede obtener la curva tensión-deformación.

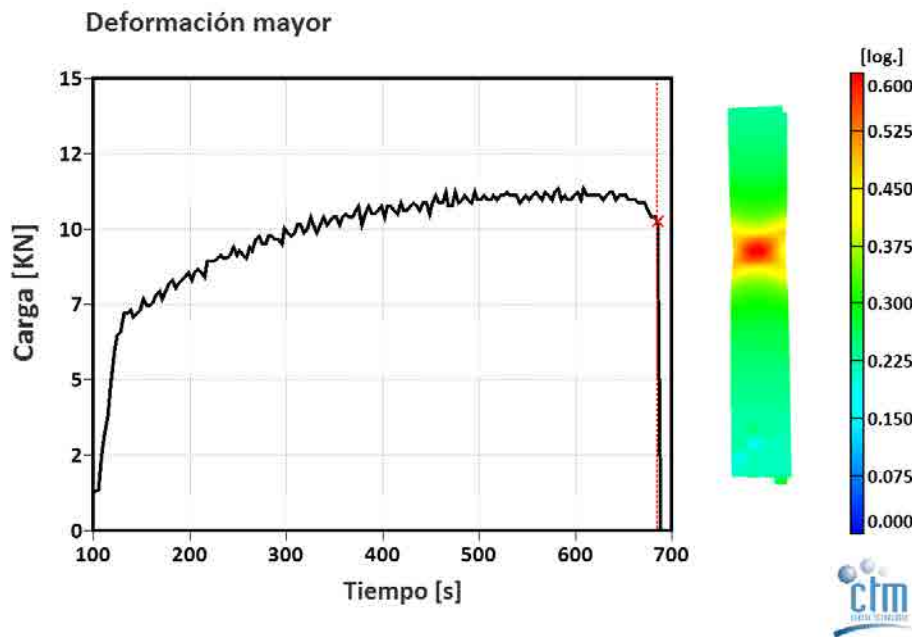


Figura 2.14. Curva carga en función del tiempo obtenida con el sistema ARAMIS.

2.5. Determinación anisotropía plástica

La anisotropía plástica es determinada por ensayos de tracción uniaxial en probetas siguiendo procedimientos como el descrito en la norma ASTM E517 [8], donde la probeta es sometida a un esfuerzo de tracción hasta una deformación específica obteniendo un valor constante al final del ensayo.

La anisotropía plástica se define como la relación entre la deformación real en anchura y el espesor, de acuerdo con la ecuación 1.16. Dada la dificultad de medir las variaciones del espesor con la suficiente precisión y dado que se cumple la conservación de volumen durante la deformación, generalmente se define la anisotropía plástica en función de las deformaciones a lo largo (L) y ancho (w) de la probeta, de acuerdo con la expresión siguiente:

$$R = - \frac{\ln \left(\frac{w}{w_0} \right)}{\ln \left(\frac{wL}{w_0 L_0} \right)} \quad (2.2)$$

Donde los subíndices indican la longitud y anchura inicial de la zona calibrada. La Figura 2.15 muestra una probeta marcada con cuatro puntos que sirven como referencia para el cálculo de la deformación mediante video extensómetro.



Figura 2.15. Probeta para determinación anisotropía plástica mediante video extensómetro

2.5.1. Aplicación sistema medida de deformaciones ARAMIS

Para determinar la anisotropía plástica de los materiales estudiados se han utilizado también el sistema de medida de deformaciones ARAMIS. Este sistema de medida de deformaciones permite calcular la anisotropía plástica instantánea, es decir, la relación entre la variación en anchura con el espesor en condiciones de carga del material, considerando la parte elástica y plástica de la deformación. Mediante el mismo dispositivo utilizado en el cálculo de la extensión de la curva tensión-deformación (sección 2.3.2) se determina a la vez la anisotropía plástica instantánea y se obtiene la evolución de la anisotropía plástica con la deformación, Figura 2.16.

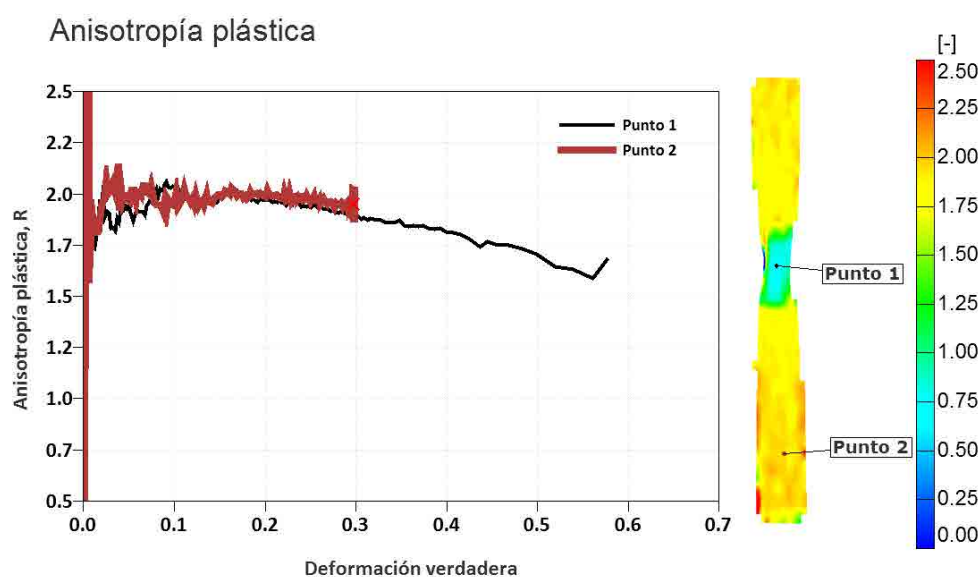


Figura 2.16. Evolución de la anisotropía plástica con la deformación.

2.6. Determinación curvas FLC

La curva FLC (*Forming Limit Curve*) define la máxima conformabilidad de un material en el diagrama FLD. Para ello se debe obtener diferentes pares de valores de deformación mayor y menor a partir de diferentes estados de tensión. Existen diversos métodos para determinar estos pares de valores y definir las curvas FLC, siendo los más utilizados los ensayos de estirado *Nakajima* y *Marciniak*, que se describen a continuación.

2.6.1. Utillajes y dispositivo de ensayo

Se han utilizado dos ensayos de laboratorio para trazar la curva FLC, el método de estirado mediante punzón semiesférico, *Nakajima* [9], y el método de estirado mediante punzón plano, *Marciniak* [10]. Ambos métodos son recomendados por la norma ISO12004:2008 [11] para la determinación de la curva FLC. En la Figura 2.17 se observan los esquemas de dichos ensayos.

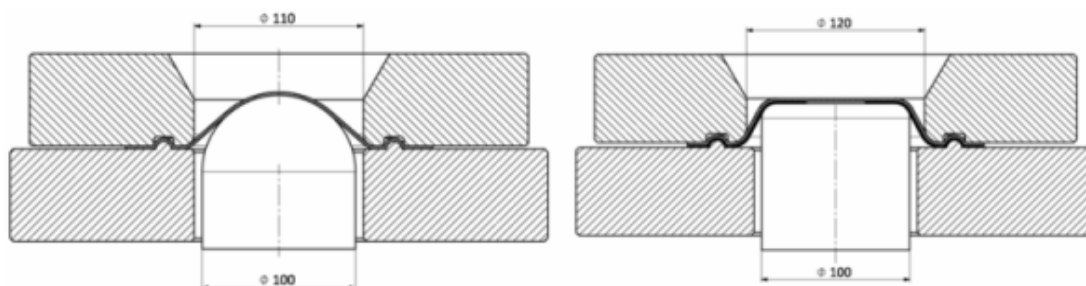


Figura 2.17. Esquema útil tipo *Nakajima* y *Marciniak*.

Para el ensayo *Marciniak* es necesario el uso de una contrachapa para tener una distribución homogénea de deformaciones entre el material a ensayar y el punzón, dicha contrachapa debe tener un mayor grado de deformación que el material a ensayar. En el ensayo *Nakajima* se coloca una capa o varias capas de lubricante para minimizar el efecto de fricción entre el punzón y el material a ensayar, dicha lubricación se coloca también entre la contrachapa y el punzón del ensayo *Marciniak*. Los efectos que produce la fricción han sido estudiados ampliamente, Nakajima et al. [9] evaluaron la altura de deformación, en ensayos de estirado, obtenida para varios tipos de aceros y diferentes lubricantes, en la que se obtienen mayores alturas disminuyendo la fricción con la ayuda de lubricantes.

La norma ISO 12004:2008 [11] propone una serie de lubricantes para diferentes tipos de materiales y espesores de chapa, de modo que la rotura se produzca en la zona de la cima del punzón.

Para el ensayo *Nakajima* se ha utilizado la siguiente lubricación:

- Vaselina.
- Teflón de 0,1 mm de espesor.
- Vaselina.

- PVC de 3 mm de espesor.
- Vaselina.
- Teflón de 0,1 mm de espesor.
- Vaselina.

Y para el ensayo *Marciniak*:

- Vaselina:
- Teflón de 0,1 mm de espesor.
- Vaselina.
- Teflón de 0,1 mm de espesor.
- Vaselina.
- Contrachapa.

Los ensayos se han llevado a cabo en una prensa hidráulica de doble efecto con una capacidad de embutición de 150 toneladas en el pistón superior y 50 en el inferior. Con el pistón inferior se realiza el pisado del material para evitar que éste deslice, y conseguir así el estirado del mismo; con el pistón superior se realiza el conformado de las probetas. Los utillajes utilizados son: punzones de 50, 100 y 150 milímetros de diámetro, y una matriz y pisador equipados con un freno circular. En las Figuras 2.18 y 2.19 se muestra una imagen del dispositivo de ensayo y un esquema de los utillajes y probetas que se utilizan.

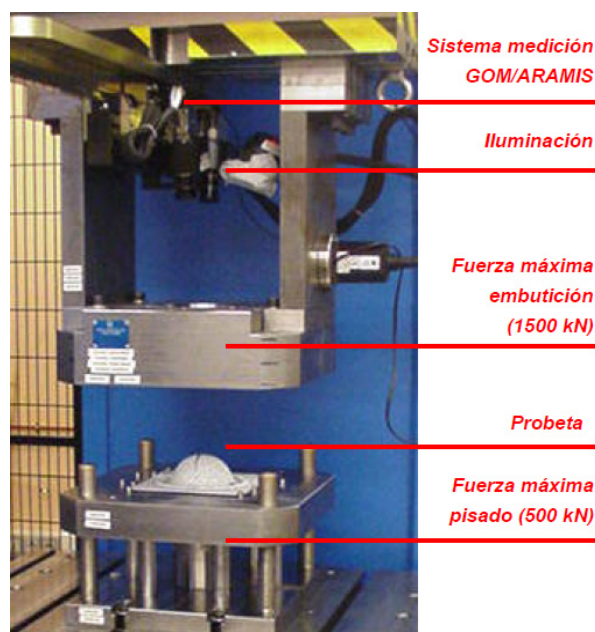


Figura 2.18. Dispositivo de ensayo y útiles usados para determinar puntos de curva FLC.

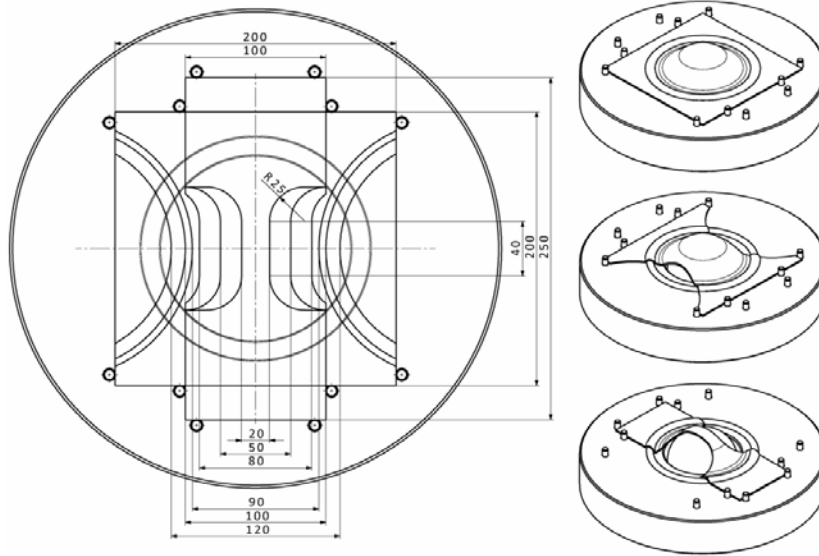


Figura 2.19. Probetas para determinar puntos de la curva FLC.

Mediante dicha prensa y útiles se pueden realizar ensayos tipo *Nakajima* y *Marciniak*, simplemente realizando un de cambio de punzón.

2.6.2. Determinación deformación mediante sistema ARAMIS

Los métodos tradicionales de determinación de la curva FLC, descritos en el capítulo 1, utilizan una malla producida por círculos grabados electroquímicamente, en la que se determina la deformación de dichos círculos. Este método, además de ser laborioso, proporciona una baja resolución local y en muchos casos son sistemas en estático que sólo consideran el estado inicial y final.

Cuando la evaluación del proceso de conformado, mediante el sistema de análisis de deformaciones, se realiza con el objetivo de determinar la curva límite de conformabilidad del material, la curva FLC, el sistema de medida de las deformaciones en estático no ofrece la precisión que es necesaria para la determinación de la misma.

ARAMIS es un sistema para el análisis de las deformaciones mediante sistema óptico en 3D desarrollado por GOM mbH, que permite calcular las deformaciones de cada probeta y obtener la curva FLC. Con los equipos de deformación es posible analizar en todo momento el camino de deformación que se sigue durante el ensayo.

2.6.3. Cálculo matemático

Bragard en 1972 [12] propuso un método para determinar los puntos de máxima conformabilidad en los diagramas FLD, siendo el criterio de fallo el inicio de la estricción. El método de Bragard utiliza el ajuste de una parábola (polinomio de segundo orden) en todos los puntos para calcular el inicio de la estricción, Figura 2.20.

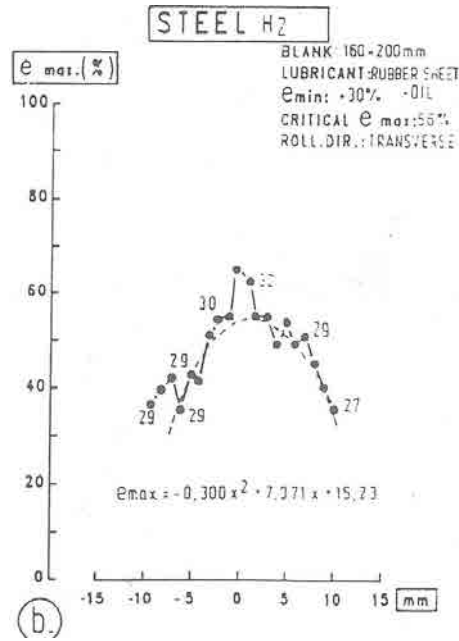


Figura 2.20. Ajuste de una parábola en el método de Bragard.

Hasta la fecha, se han venido utilizando variaciones del método de Bragard. Se explica a continuación el método según norma ISO12004:2008 [11] y una modificación del método de Bragard (BRG) [13].

Para calcular los puntos de máxima conformabilidad y por tanto la curva FLC, se utiliza la imagen anterior a la fractura y se sigue el siguiente procedimiento:

- Se seleccionan 3 secciones perpendiculares a la zona de rotura, separadas un 2 % del diámetro del punzón, con un mínimo de 10 puntos, Figura 2.21.

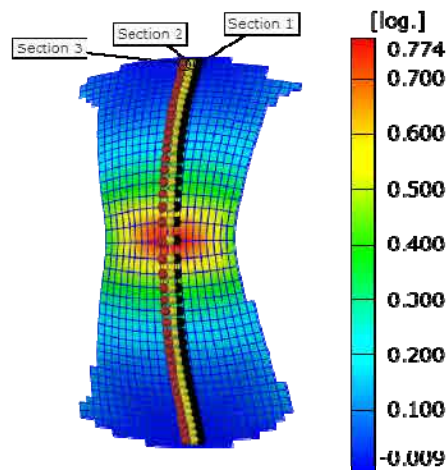


Figura 2.21. Secciones perpendiculares a la zona de fractura.

- Se exportan los valores de deformación ϵ_1 y ϵ_2 (mayor y menor) de cada punto de la sección.
- Se calcula una parábola $f(x) = ax^2 + bx + c$ para cinco pares de valores longitud de sección y ϵ_1 .

- Se determina el valor de la segunda derivada $f''(x) = 2a$ de cada una de estas parábolas.
- Se representa los valores de la segunda derivada en función de la longitud de la sección. La representación muestra dos máximos, Figura 2.22.

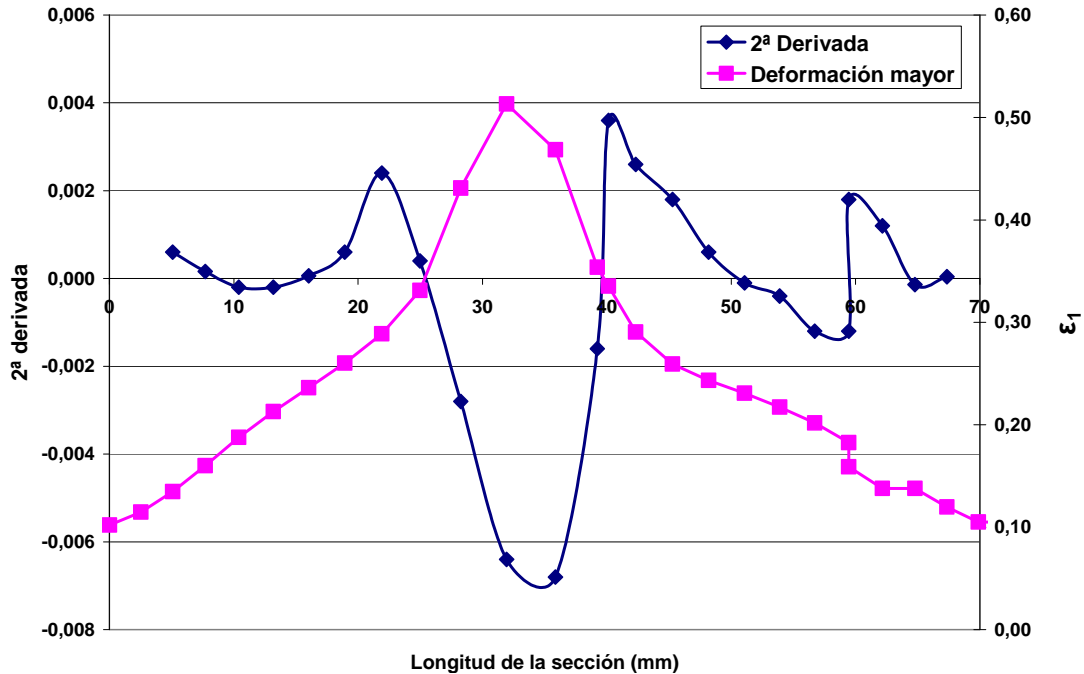


Figura 2.22. Representación 2ª derivada, determinación puntos estricción.

- Se representan los valores de ε_1 en función de la longitud de la sección descartando los valores que se encuentran entre los máximos y se ajusta una parábola inversa de acuerdo con la norma ISO12004:2008 $f(x) = 1/(ax^2 + bx + c)$. Para el método de BRG modificado se ajusta un polinomio de sexto orden $f(x) = ax^6 + bx^5 + cx^4 + dx^3 + ex^2 + fx + g$ una vez eliminados los puntos de la estricción, en este caso los puntos máximos al calcular la segunda derivada no se tienen en cuenta.
- El valor máximo de los polinomios (parábola inversa o polinomio de sexto orden) representa el valor de la deformación ε_1 .
- Se repite el cálculo para los pares de valores ε_2 y longitud de la sección.
- Se realiza el mismo cálculo para las tres secciones analizadas y se calcula el valor medio de ε_1 y ε_2 de las tres secciones.

El programa ARAMIS incorpora una macro en su aplicación que permite obtener los valores de ε_1 y ε_2 una vez se han seleccionado las secciones a analizar. El cálculo que utiliza sigue los pasos y normas descritos anteriormente y las restricciones de la norma ISO12004 [11].

2.7. Determinación curvas FLSC

La conformabilidad límite se puede obtener en términos de tensiones en lugar de deformaciones. Dichas tensiones son graficadas en un diagrama de tensiones denominado FLSD. Al igual que en los diagramas FLD, se puede trazar una curva límite de tensiones denominada FLSC.

Para la determinación de los diagramas FLSD y curvas FLSC se ha utilizado la simulación mediante elementos finitos de los ensayos de estirado *Nakajima* y *Marciniak* utilizando el programa ABAQUS v6.10 de la firma SIMULIA.

Para poder determinar las tensiones que se producen en la simulación de los ensayos de estirado, se utilizan los valores de la tensión obtenidos de la extensión de la curva tensión-deformación, ya sea por ensayos de compresión o mediante el equipo de medida de deformaciones.

2.7.1. Simulación ensayos de estirado *Nakajima* y *Marciniak*

La curva límite FLSC, como se ha comentado, se obtiene graficando los estados tensionales mínimos y máximos en el plano de las zonas más críticas o próximas a la rotura. Ello puede suponer un gran inconveniente, ya que experimentalmente no es posible obtener las tensiones en las zonas deseadas, tal y como se obtienen hoy en día las deformaciones para obtener la curva FLC. La simulación, en este caso, juega un papel fundamental, ya que si es posible, y de forma directa, la obtención de los estados tensionales en la pieza una vez deformada.

Se ha procedido a simular los ensayos normalizados de estirado *Nakajima* y *Marciniak*, Figura 2.23, obteniendo en cada uno de ellos los estados de tensión máxima y mínima en el plano en la zona previa a la rotura o estricción. Dado la geometría del sistema a simular, se ha utilizado un cuarto de simetría para optimizar tiempo y procesamiento de los cálculos.

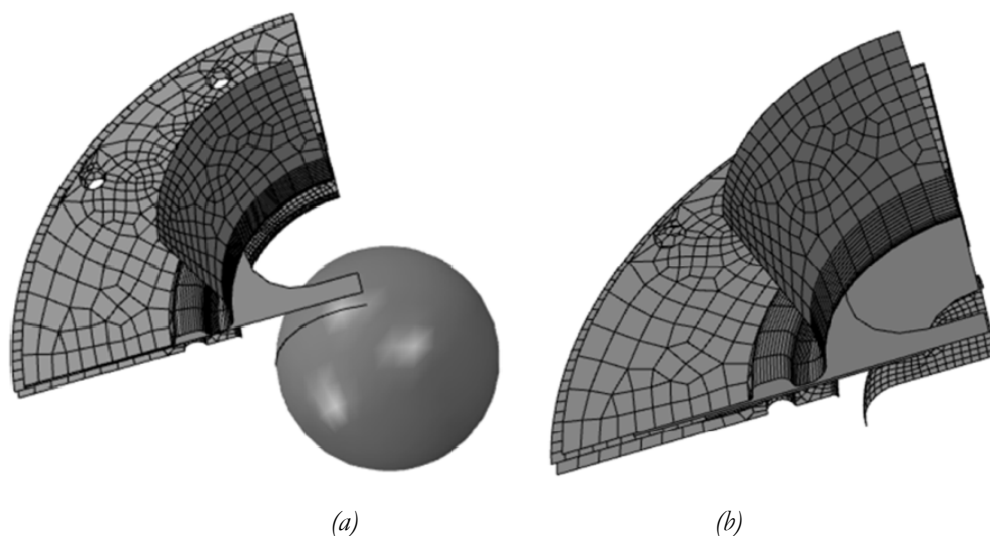


Figura 2.23. a) Modelo *Nakajima* y b) *Marciniak* de simulación (un cuarto de simetría).

En la Figura 2.24 se aprecia una de las probetas simulada mediante ensayo *Nakajima* justo antes del fallo del material. Se obtienen diferentes zonas, donde se observan los valores máximos de deformación. Estos sirven para identificar los puntos de los que se obtendrán la pareja de valores de tensión máxima y mínima para la determinación de la curva FLSC.

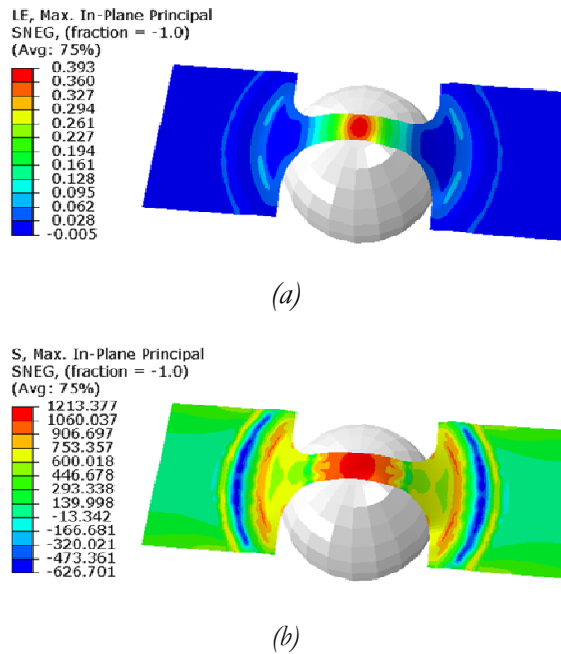


Figura 2.24. Simulación probeta de ensayo *Nakajima*. a) Con valores de deformación. Los máximos servirán para calcular los de tensión (b).

2.7.2. Criterios de fallo en ABAQUS

En ABAQUS se pueden utilizar las curvas FLC y FLSC como criterio de fallo. El criterio de fallo es necesario debido a que la estricción localizada y fractura no pueden ser modeladas con elementos tipo *shell*, normalmente utilizados en la simulación de chapa metálica, ya que el tamaño de la estricción es similar al elemento tipo *shell* de la simulación. En este caso, los criterios de fallo buscan la relación de la deformación (FLC) o tensión principal (FLSC) con la de los elementos y cuando la relación es iguala a la unidad el fallo se produce [14], Figura 2.25.

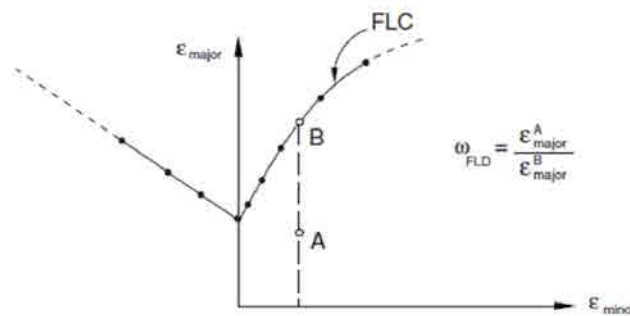


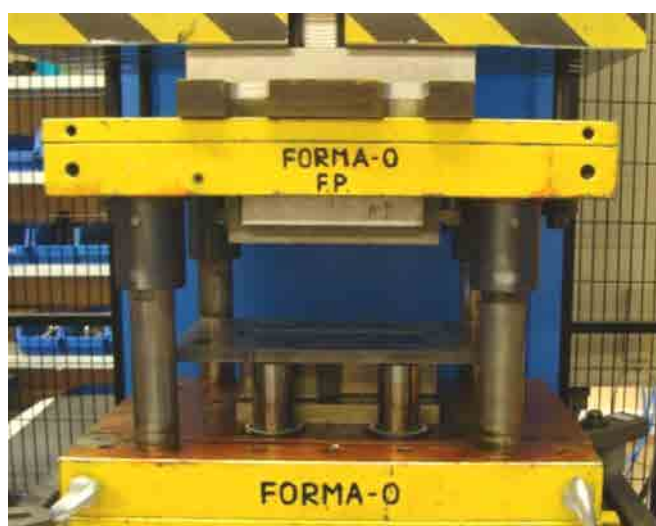
Figura 2.25. Cuando la relación (ω_{FLD}) de deformaciones entre FLC experimental y de los elementos de la simulación es la unidad se produce el fallo.

2.8. Ensayos de conformado

Para poder verificar los diferentes criterios de conformabilidad es necesario validarlos con un análisis real en piezas conformadas y compararlo con los diferentes criterios mediante una simulación por elementos finitos.

2.8.1. Ensayos en prensa de laboratorio

Se han realizado ensayos de embutición en prensa de laboratorio de los diferentes materiales estudiados. En la Figura 2.26 se muestra la matriz utilizada para realizar esta validación. La matriz de conformado está compuesta de un pisador inferior y uno superior, así como el utillaje que proporciona la forma de la chapa, Figura 2.27. La velocidad de embutición se realiza a 22mm/s (lo máximo que permite la prensa de laboratorio), aunque está es estimativa, ya que dependiendo de la resistencia del material está puede cambiar.



(a)



(b)

Figura 2.26. a) Conformado del montante posición reposo y b) posición al final del conformado.



Figura 2.27. Detalle de la matriz de conformado.

Las piezas a conformar previamente son malladas, tal y como se mostró en la Figura 2.5. Un ejemplo de una pieza conformada se muestra en la misma Figura 2.5 para un acero de alta resistencia y en la Figura 2.6 para un acero de embutición.

Para poder verificar los diferentes criterios de conformabilidad, por un lado, se debe realizar la simulación por elementos finitos de diferentes geometrías y materiales y compararla con la embutición obtenida en prensa de laboratorio.

2.8.2. Simulación ensayo de conformado

Se parte de dos modelos diferentes, uno de ellos con chapa de 150x200 mm (Modelo 1) para materiales con poca deformación y otro con chapa de 200x200 mm (Modelo 2) para materiales de mayor deformación. Se han realizado simulaciones considerando un coeficiente de fricción de 0,1 entre la chapa y los útiles, ya que es el coeficiente que se determina cuando un acero está en contacto con otro por medio de un lubricante aceitoso.

- La profundidad de embutición es de 23 mm para el modelo 1 y de hasta 50 mm para el modelo 2.
- Para la presión de pisado se ha utilizado un pisador fijo, ya que proporciona el esfuerzo exacto para mantener la zona de la chapa pisada plana y paralela al punzón
- Se ha introducido la curva del material comentada en el punto anterior.
- La estrategia de simulación utilizada en el programa comercial ABAQUS v6.10 ha sido utilizar el método de cálculo explícito, el cual permite abordar la simulación de grandes deformaciones.
- Los útiles han sido definidos como elementos rígidos.
- La malla ha sido definida como tipo *shell* con mallas rectangular (S4R).

En la Figura 2.28 se puede apreciar cual es el aspecto final del mallado de las herramientas del conformado de la chapa.

La simulación pretende definir la altura de embutición antes de presentar estricción y/o rotura en función del criterio utilizado, FLC o FLSC. Dicha simulación se tendrá que verificar con la pieza real con los criterios estudiados y ver cual o cuales se ajustan a los aceros AHSS.

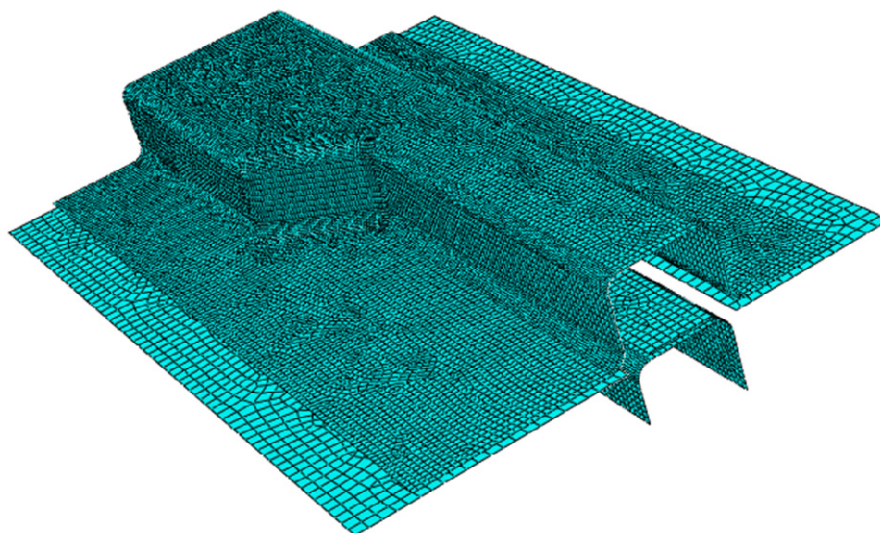


Figura 2.28. Mallado de los diferentes útiles presentes en la simulación para el conformado de la chapa.

2.9. Resumen

En este capítulo se han explicado los diferentes procedimientos y ensayos experimentales. Para la caracterización mecánica se utilizan los ensayos convencionales de tracción uniaxial y los ensayos de compresión, que presentan una particularidad, dado que el material a ensayar es chapa metálica de pocos milímetros de espesor es necesario formar una probeta de discos apilados.

El equipo de medida de deformaciones, ARAMIS, se utiliza para extender la curva tensión-deformación, así como para determinar la anisotropía plástica en ensayos de tracción uniaxial.

Las curvas FLC se obtienen a partir de la embutición de diversas probetas en prensa hidráulica, donde las deformaciones se miden mediante el sistema ARAMIS. El procedimiento de embutición para la obtención de dichas curvas se realiza mediante una prensa hidráulica de doble efecto, con utillajes específicos. Dicha prensa también se utiliza para los ensayos de conformado de diferentes piezas.

Mediante la simulación se obtienen las curvas FLSC, así como, se modela el ensayo de conformado de diferentes muestras.

2.10. Referencias bibliográficas

- [1] UNE-EN 10002-1:2001. *Tensile testing of metallic materials. Method of test at ambient temperature*. 2001.
- [2] W.D. Callister. *Fundamentals of materials science and engineering*. John Wiley & Sons, Inc. 2001.
- [3] V. Randle, O. Engler. *Introduction to Texture Analysis- Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping*. Taylor & Francis Ltd. 2003.
- [4] *OIM Analysis and HKL Users' Manuals*. TexSEM Laboratories, Incorporated and Oxford Instruments. 2000.
- [5] O. Pawelski. *Über das Stauchen von Holzylindern und seine Eignung zur Bestimmung der Formänderungsfestigkeit dünner Bleche*. Archiv für Eisenhüttenwesen 38, 1967, 437-442.
- [6] L.M. Alves, C.V. Nielsen, P.A.F. Martins. *Revisiting the Fundamentals and Capabilities of the Stack Compression Test*. Experimental Mechanics 51, 2011, 1565-1572.
- [7] M. Merklein, A. Kuppert. *A method for the layer compression test considering the anisotropic material behaviour*. Int J Mater Form 12, 2009, 483-486.
- [8] ASTM E517-00. *Standard Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal*. 2006.
- [9] K. Nakajima, T. Kikuma and K. Hasuka. *Study on the formability of steel sheets*. Yawata Technical Report 264, 1968, 8517-8530.
- [10] Z. Marciniak and K. Kuczynski. *Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metals*. International Journal of Mechanics Sciences 9, 1967, 609-620.
- [11] ISO 12004:2008. *Metallic Materials. Sheet and Strip. Determination of forming-limit curves*. 2008.
- [12] S.P. Keeler. *On the Origins of the FLD. Forming Limits Diagrams: Concepts, Methods and Applications*. TMS-AIME. 1989.
- [13] J.L. Geoffroy. *Standardisation of Forming Limit Curves*. Proceedings of the IDDRG2003 International Conference, 2003.
- [14] *Abaqus 6.10 Documentation*. Dassault Systèmes, 2010.

Capítulo 3. Caracterización metalúrgica y mecánica

Mediante el conocimiento de la microestructura de los materiales se pueden llegar a conocer muchas de las propiedades físicas y mecánicas de los materiales, gracias a la relación microestructura-propiedades. Para conocer la microestructura de los materiales existen distintas técnicas, que aportan diferente información dependiendo de su resolución, siendo el microscopio óptico la más comúnmente empleada para conocer la microestructura de un material.

El término comportamiento mecánico de un material refleja la relación entre la fuerza aplicada y la respuesta del material. Las dos principales respuestas de los materiales a las fuerzas externas son la deformación y la fractura. La deformación puede ser elástica, viscoelástica (deformación elástica en función del tiempo), plástica o fluencia (deformación plástica en función del tiempo). La fractura puede ocurrir de repente o después de la aplicación repetida de cargas (fatiga). Para algunos materiales, la fractura es dependiente del tiempo. Tanto la deformación como la fractura son sensibles a los defectos, la temperatura y a la velocidad de deformación. Los diferentes ensayos mecánicos pretenden, por tanto, determinar las propiedades de los materiales al aplicar una fuerza o fuerzas externas.

El entendimiento del comportamiento mecánico de un material es también esencial para conformarlo, para mejora de su comportamiento en aplicaciones específicas y en análisis de fallos.

En este capítulo se describen las microestructuras y propiedades mecánicas de los diferentes materiales estudiados. De ensayos de tracción uniaxial se han determinado las propiedades mecánicas, así como el coeficiente de endurecimiento por deformación n y los valores de anisotropía plástica R .

En el caso particular de los aceros TRIP, es importante el estudio de la estabilidad de la γ -austenita y de su transformación, en función de las condiciones locales de deformación. Por ello, se ha realizado un estudio microestructural sobre materiales deformados en el que se ha determinado la fracción volumétrica de γ -austenita mediante difracción de rayos X y EBSD. También se han determinado las propiedades termo-mecánicas, ya que la estabilidad de la γ -austenita retenida está muy influenciada por la temperatura. Para ello se han realizado diversos ensayos de tracción uniaxial a diferentes temperaturas, donde se han determinado los diferentes coeficientes de endurecimiento.

Para la extensión de las curvas tensión-deformación se han realizado ensayos de compresión y tracción uniaxial, estos últimos utilizando el equipo de medida de deformaciones, ARAMIS, de acuerdo a lo mencionado en el capítulo 2.

3.1. Aceros de alta resistencia mecánica

Dentro de la gama de aceros de alto límite elástico se han estudiado diferentes tipos de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), que presentan valores de resistencia mecánica superiores a los 600 MPa.

De la gama de aceros AHSS se han estudiado diferentes tipos de aceros TRIP y DP. La particularidad de los aceros TRIP, que contienen γ -austenita retenida, es que pueden tener una mayor deformación debido a la transformación martensítica en los procesos de conformado. Esta particularidad hace que también sea necesario estudiar la conformabilidad en otro tipo de aceros AHSS como los aceros DP.

A continuación se realiza una breve exposición de las curvas de enfriamiento continuo (*Continuous Cooling Transformation, CCT*) de los diferentes aceros AHSS y que muestran las distintas fases que van a contener estos aceros AHSS. En este sentido, la Figura 3.1a muestra un esquema de la curva CCT para aceros DP, mientras que la Figura 3.1b muestra dicho esquema para aceros TRIP.

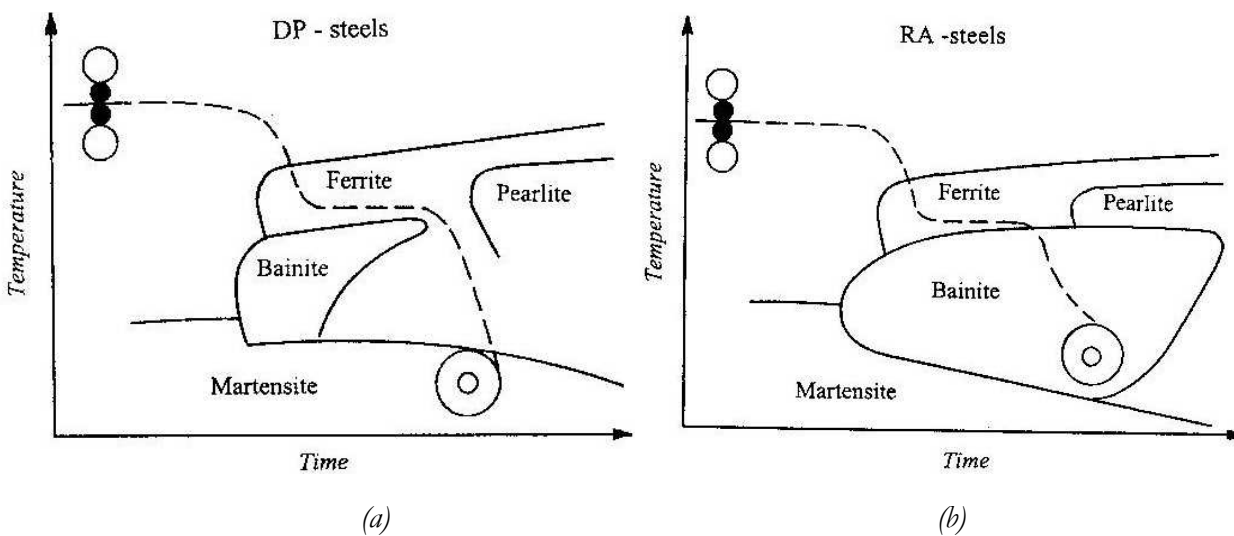


Figura 3.1. a) Esquema del diagrama CCT para aceros DP. b) Esquema del diagrama CCT para aceros TRIP (RA, retained austenite).

A modo ejemplo, también se muestra el diagrama CCT para aceros martensíticos, Figura 3.2. Después de realizar el temple, prácticamente hay una única fase, martensita, por lo que estos aceros presentan una elevada resistencia mecánica pero una baja ductilidad.

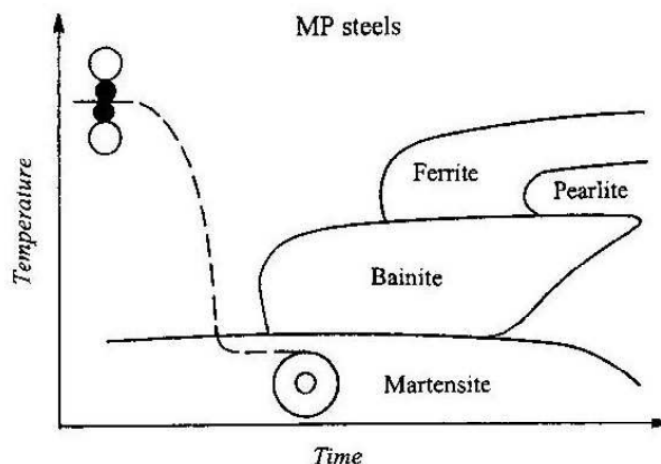


Figura 3.2. Esquema del diagrama CCT para los aceros martensíticos (MP).

3.1.1. Aceros TRIP

Se han estudiado dos grados diferentes de aceros TRIP: un acero TRIP800 de la firma ARCELOR y dos aceros TRIP700 de la firma RUUKKI. El acero TRIP800 con un espesor de 2,0 mm y con espesores de 1,2 y 2,0 mm para los aceros TRIP700.

La composición química, γ -austenita retenida y las propiedades mecánicas de estos aceros TRIP se muestran en las Tablas 3.1, 3.2 y 3.3.

Tabla 3.1. Composición química.

Material	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Al	%Nb
TRIP800 2,0 mm	0,20	1,61	1,73	0,02	0,03	0,04	0,01
TRIP700 1,2 mm	0,18	0,42	1,59	0,03	0,05	1,27	0,01
TRIP700 2,0 mm	0,17	0,35	1,64	0,03	0,06	1,23	0,01

Los aceros TRIP700 el efecto TRIP (γ -austenita retenida) se consigue con una combinación de Si y Al, mientras que el acero TRIP800, no presenta prácticamente Al, por lo que el efecto TRIP se consigue únicamente con el contenido de Si. Los valores de γ -austenita retenida mostrados en la Tabla 3.2. han sido medidos mediante difracción de rayos X (XRD).

Tabla 3.2. Contenido γ -austenita retenida de los aceros TRIP.

Material	γ -austenita retenida (%)
TRIP800 2,0 mm	12,7
TRIP700 1,2 mm	7,5
TRIP700 2,0 mm	10,4

Tabla 3.3. Propiedades mecánicas.

<i>Material</i>	<i>Límite elástico</i>	<i>Resistencia máxima [MPa]</i>	<i>Deformación [%]</i>	<i>n</i>	<i>R</i>
TRIP800 2,0 mm	546	835	32,0	0,22	0,99
TRIP700 1,2 mm	454	729	32,2	0,23	0,94
TRIP700 2,0 mm	435	676	37,7	0,21	0,95

Las Figuras 3.3 y 3.4 muestran la microestructura de los aceros TRIP800 y TRIP700, que se ha puesto de manifiesto mediante ataque químico con Nital 2%, mostrando martensita/bainita (fase oscura) y ferrita/austenita (fase gris).

Los aceros TRIP700 presentan una microestructura en forma de bandas, donde la martensita/bainita está alineada siguiendo la dirección de laminación.

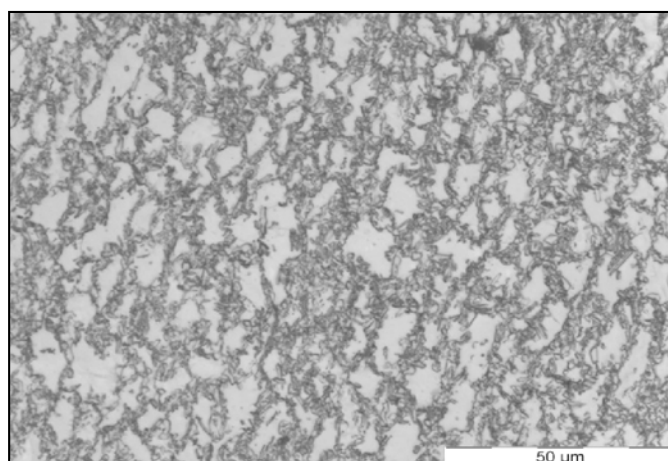


Figura 3.3. Microestructura TRIP800 espesor 2,0 mm.

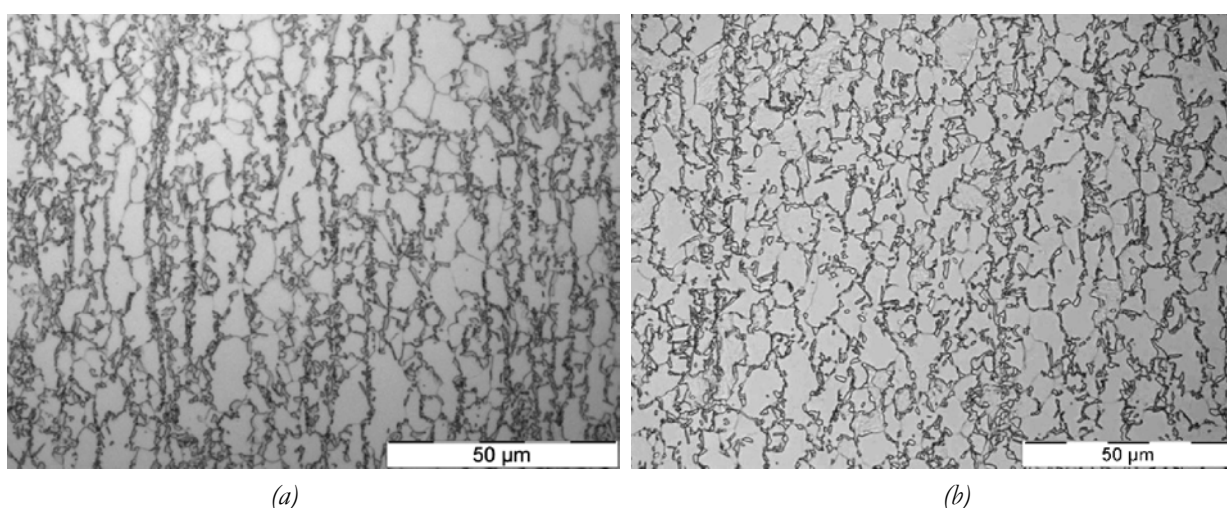


Figura 3.4. Microestructura de los aceros TRIP700 de espesor 1,2 (a) y 2,0 (b) mm.

3.1.2. Aceros DP

Se han estudiado diferentes grados de aceros DP de la firma ARCELOR. Los aceros DP780 con espesores de 0,9 y 1,5 mm, mientras que los aceros DP1000 y DP1180 con espesor de 1,5 mm. La composición química y las propiedades mecánicas de estos aceros se muestran en las Tablas 3.4 y 3.5.

Tabla 3.4. Composición química.

<i>Material</i>	<i>%C</i>	<i>%Si</i>	<i>%Mn</i>	<i>%Cr</i>	<i>%Ni</i>	<i>%Al</i>	<i>%Nb</i>
DP780 0,9 mm	0,16	0,20	1,91	0,17	0,04	0,03	0,01
DP780 1,5 mm	0,13	0,21	1,89	0,18	0,04	0,03	0,01
DP1000 1,5 mm	0,18	0,21	1,83	0,51	0,04	0,05	0,01
DP1180 1,5 mm	0,11	0,23	1,75	0,03	0,04	0,05	0,02

Tabla 3.5. Propiedades mecánicas.

<i>Material</i>	<i>Límite elástico</i>	<i>Resistencia máxima</i>	<i>Deformación [%]</i>	<i>n</i>	<i>R</i>
DP780 0,9 mm	599	791	20,2	0,13	0,93
DP780 1.5 mm	547	813	21,3	0,17	0,98
DP1000 1,5 mm	871	1051	9,1	0,11	0,95
DP1180 1,5 mm	1206	1285	5,1	0,06	-

Las Figuras 3.5 y 3.6 muestran la microestructura de los aceros DP estudiados. La microestructura se ha puesto de manifiesto mediante ataque químico con Nital 2%, mostrando una matriz martensítica con diferente % de α -ferrita en borde grano. Se observa que a mayor resistencia mecánica se aprecia mayor cantidad de α' -martensita (zonas más oscuras).

La Tabla 3.6 muestra el % de α -ferrita de los distintos aceros DP estudiados, esta disminuye al aumentar la resistencia mecánica

Tabla 3.6. Contenido de α -ferrita en los aceros DP.

<i>Material</i>	<i>α-ferrita (%)</i>
DP780 0,9 mm	30 - 35
DP780 1.5 mm	34 - 36
DP1000 1,5 mm	20 - 21
DP1180 1,5 mm	12 - 14

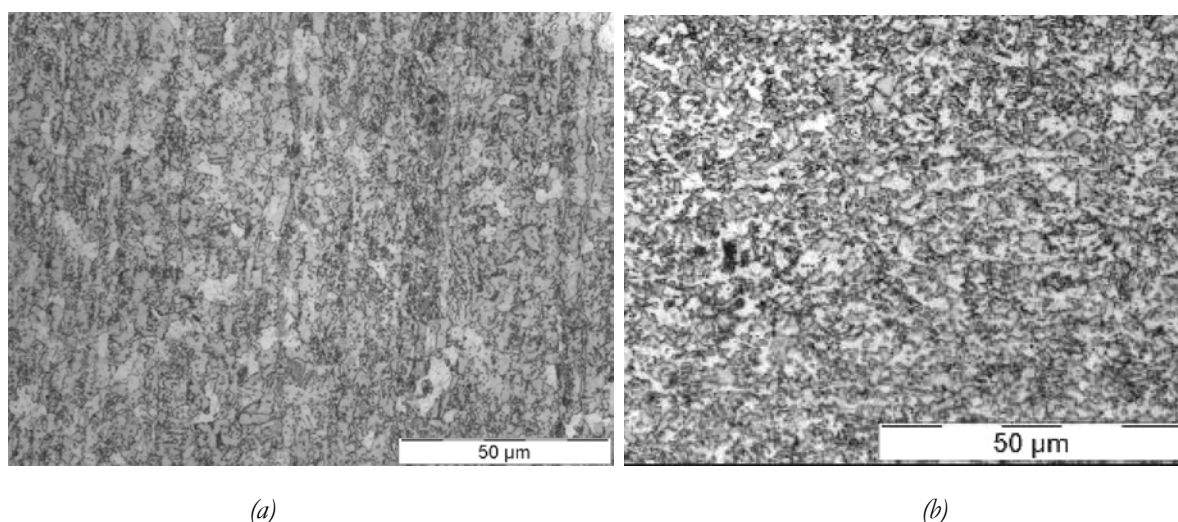


Figura 3.5. Microestructura de los aceros DP780 de espesor 0,9 (a) y 1,5 (b) mm.

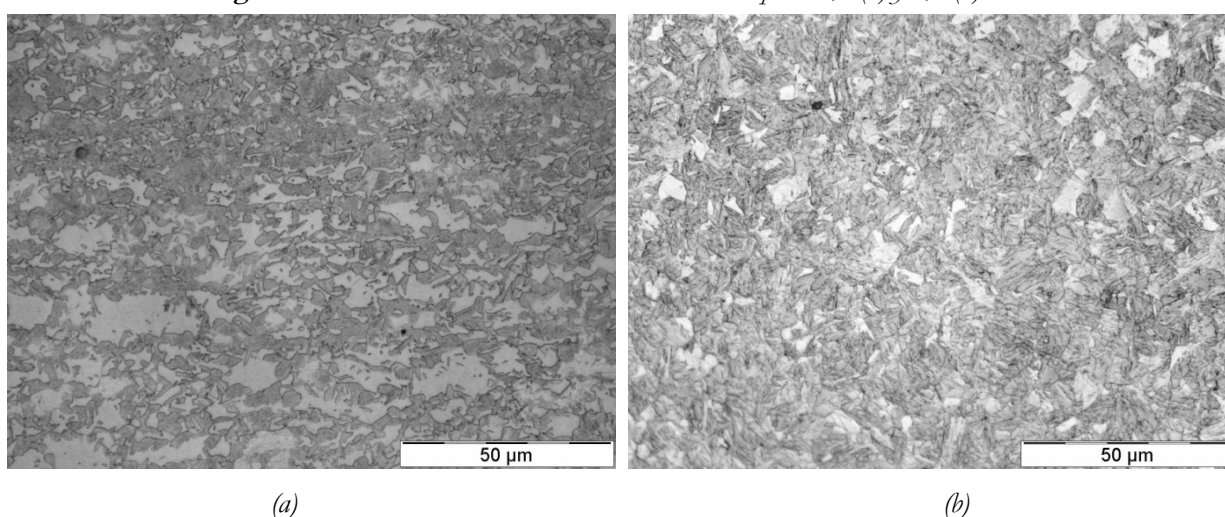


Figura 3.6. Microestructura de los aceros DP1000 (a) y DP1180 (b) de espesores 1,5 mm.

3.2. Aceros de embutición

Se ha estudiado el acero de embutición DC03 de 1,5 mm de espesor de la firma ARCELOR. La composición química y las propiedades mecánicas del acero se muestran en las Tablas 3.7 y 3.8.

Tabla 3.7. Composición química.

Material	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Al	%S
DC03 1.5 mm	0,08	0,01	0,29	0,51	0,03	0,04	0,01

Tabla 3.8. Propiedades mecánicas.

Material	Límite elástico	Resistencia máxima [MPa]	Deformación [%]	n	R
DC03 1,5 mm	188	323	42,0	0,21	1,58

En la Figura 3.7 se presenta la microestructura del acero DC03 mediante ataque químico con Nital 2 %. La microestructura muestra los granos de ferrita de color blanco (alargados en sentido de laminación) con colonias de perlita en color negro.

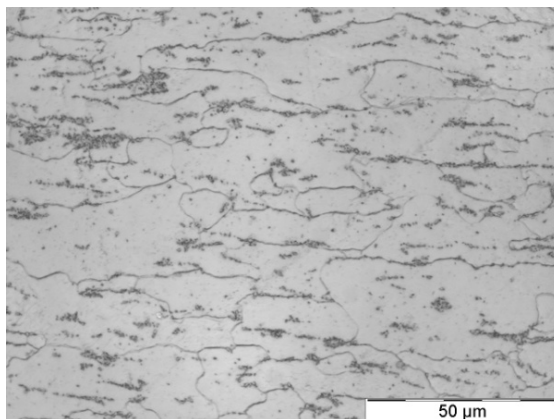


Figura 3.7. Microestructura acero DC03 de espesor 1,5 mm.

3.3. Comportamiento mecánico intrínseco TRIP800

Se estudia las propiedades mecánicas y evolución de los constituyentes para el acero TRIP800, se pretende relacionar la transformación martensítica con la deformación y propiedades mecánicas como la dureza.

Se han realizado ensayos de tracción uniaxial en condiciones estáticas para diferentes valores de deformación. Los ensayos se han llevado a cabo en una máquina de ensayos universal con desplazamiento de bastidor constante de 2,5 mm/min, correspondiente a una velocidad de deformación aprox. de 10^{-2} s^{-1} . Los ensayos se han realizado también para distintos valores de deformación, con el objeto de estudiar posteriormente la influencia que la evolución de la deformación tiene sobre la γ -austenita retenida. Las probetas fueron mecanizadas en sentido longitudinal respecto de la laminación.

La microestructura y la cantidad de γ -austenita retenida antes y después de la deformación han sido analizadas mediante microscopía óptica (MO) y difracción de rayos X (XRD). Las muestras metalográficas han sido atacadas mediante picral al 4 % para el estudio de MO. Las Figuras 3.8 – 3.10 muestran la microestructura para los diferentes grados de deformación.

Las medidas de XRD han sido realizadas en un difractómetro Siemens D500 y se han comparado los datos de γ -austenita retenidas con los obtenidos por Suarez et al. [1] mediante EBSD. Con objeto de minimizar el efecto de la textura, en la determinación de la fracción de γ -austenita retenida por XRD, se han utilizado las intensidades integradas de los planos (200) y (211) de la ferrita y las de los planos (200), (220) y (311) de la γ -austenita. Las áreas estudiadas mediante EBSD fueron de $550 \times 488 \mu\text{m}^2$ con un paso de $0,08 \mu\text{m}$ usando dos microscopios electrónicos:

- XL 30 ESEM equipado con un filamento de LaB₆, trabajando a 25kV. El dispositivo de EBSD fue fabricado por TSL®. La inclinación de muestra fue de 75° durante los barridos de EBSD.

- FEI Nova 600 FEG-SEM (FIB), trabajando a 20kV y 2.4 nA. El dispositivo de EBSD fue fabricado por Oxford Instruments®. La inclinación de muestra fue de 70° durante los barridos de EBSD.

Las medidas de EBSD en las muestras deformadas revelaron que la fracción de γ -austenita retenida disminuye con la deformación, una tendencia similar se observó en las muestras caracterizadas mediante XRD. En una zona equivalente de las muestras analizadas por XRD y EBSD se midieron los valores de microdureza Vickers. Con estos datos se relaciona la microdureza con la fracción de γ -austenita retenida para los diferentes grados de deformación.

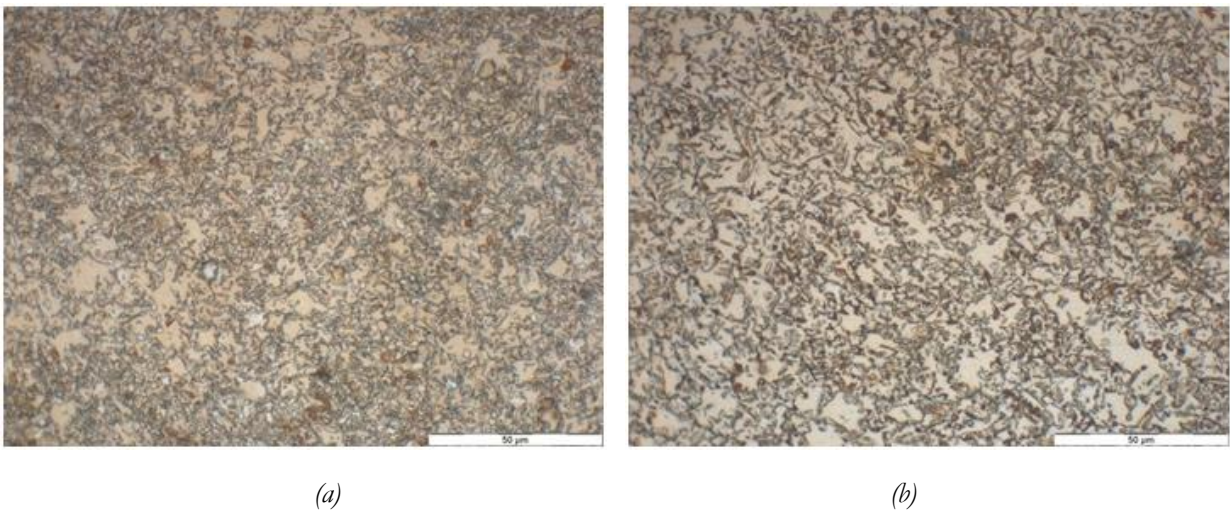


Figura 3.8. Microestructura para TRIP800: a) sin deformar y b) al 4 % de deformación.

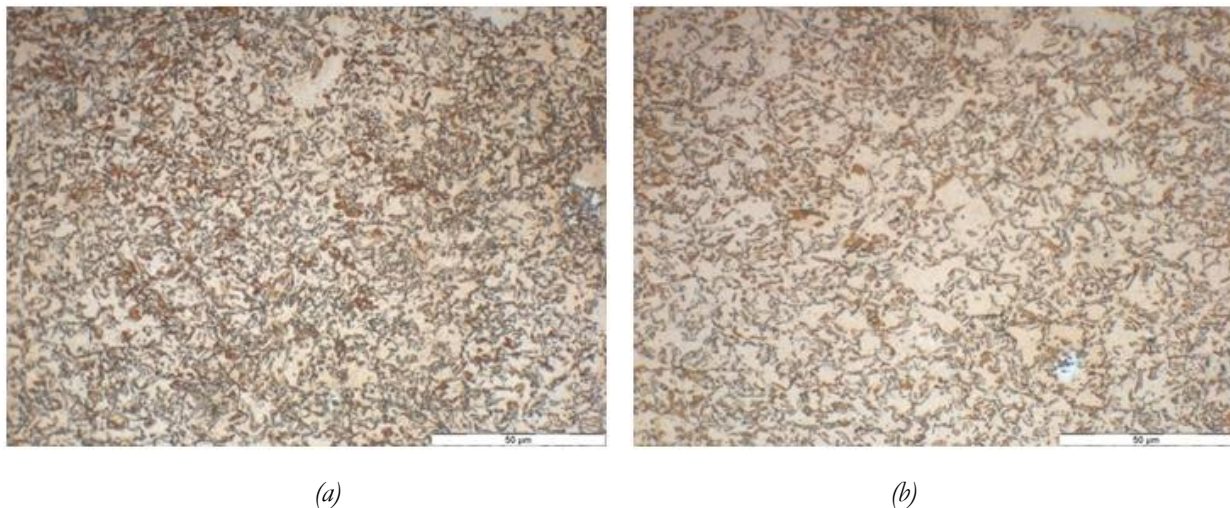


Figura 3.9. Microestructura para TRIP800 deformado: a) al 8% y b) al 12 %.

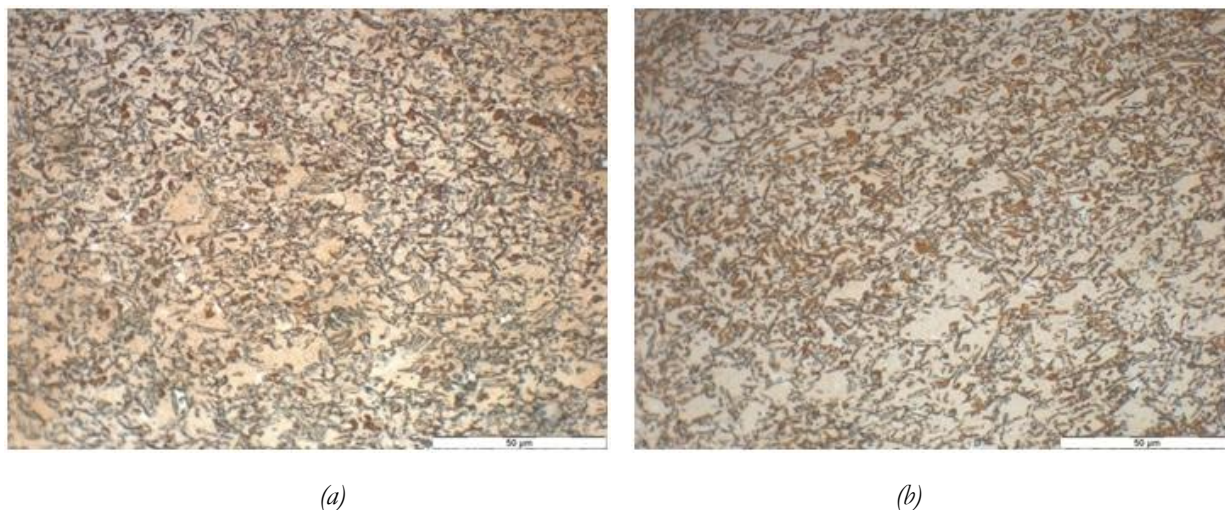


Figura 3.10. Microestructura para TRIP800: a) deformado el 18 % y b) a rotura.

La Figura 3.11 muestra la cuantificación de la γ -austenita retenida en el TRIP800 sin deformar y la influencia del tamaño de la muestra en la definición de picos.

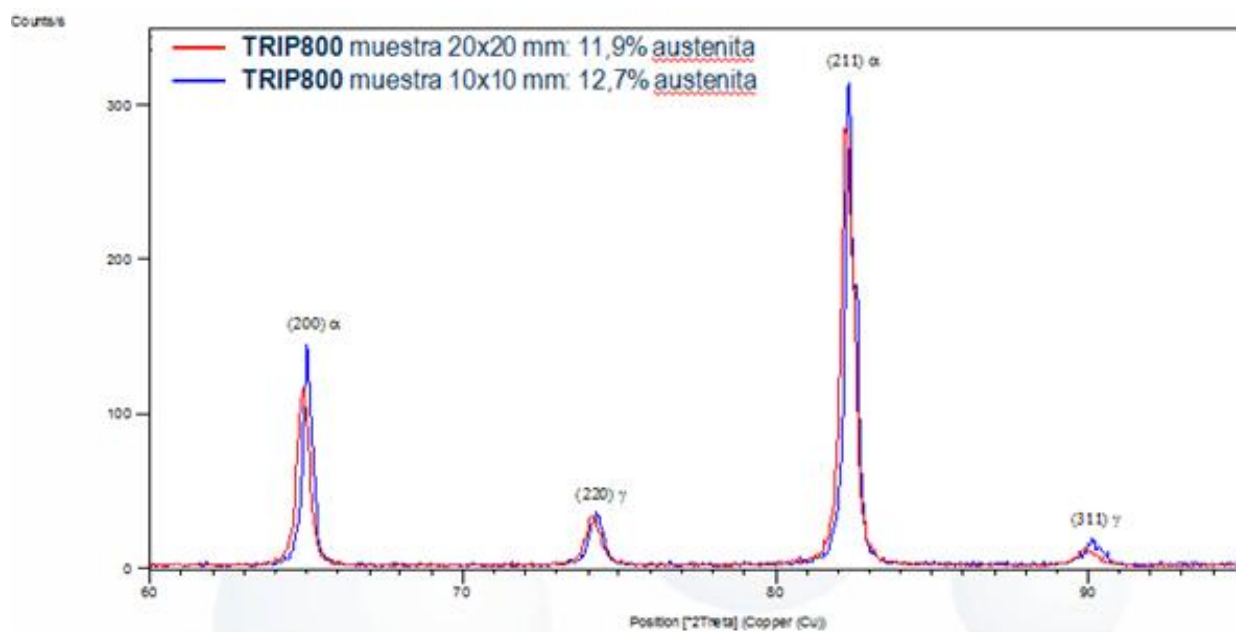


Figura 3.11. Cuantificación γ -austenita en TRIP800 sin deformar. Influencia del tamaño de la muestra.

La Figura 3.12 muestra la cuantificación de γ -austenita en el TRIP800 sin deformar y deformado por tracción uniaxial.

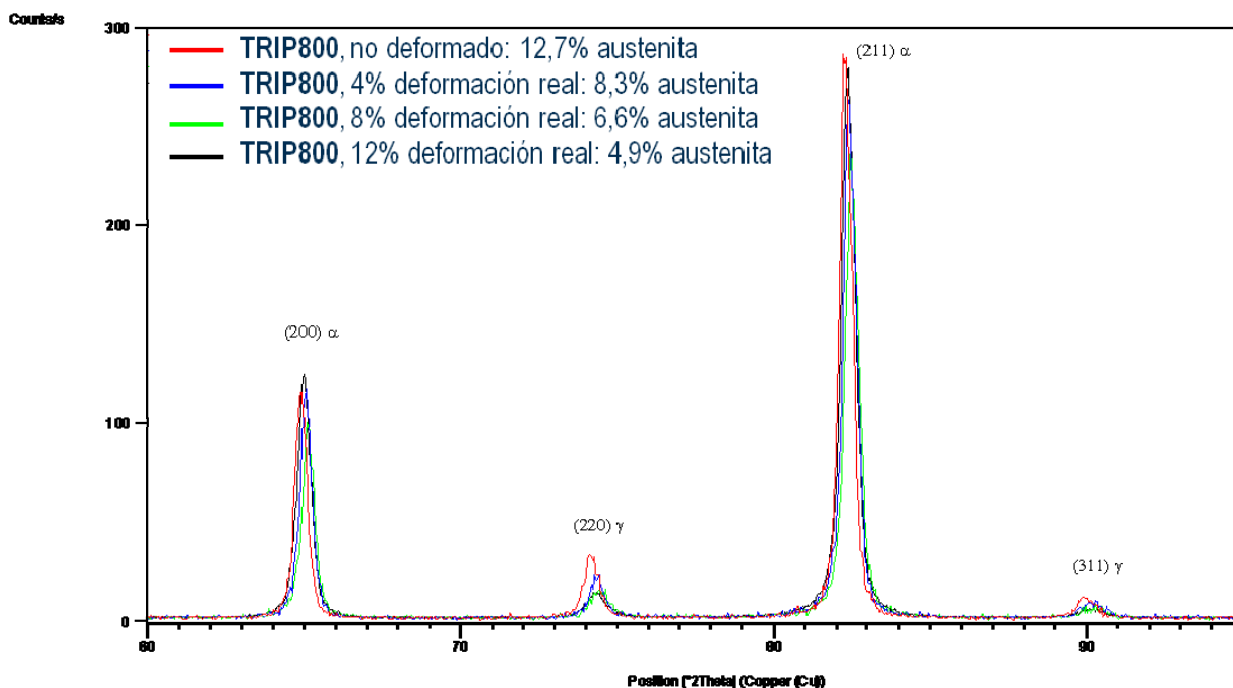


Figura 3.12. Cuantificación γ -austenita en TRIP800 sin deformar y deformado.

La Tabla 3.9 muestra los valores obtenidos de γ -austenita retenida, a diferentes valores de deformación, mediante XRD y EBSD. Cabe destacar que aunque el área de medición mediante XRD es 20 veces mayor que con EBSD se obtiene valores de γ -austenita retenida del mismo orden de magnitud.

Tabla 3.9. Fracción de γ -austenita retenida por EBSD y XRD en función de la deformación.

Técnica/Deformación	No deformada	4 %	8 %	12 %	18 %	Rotura
XRD	12,7	8,3	6,6	4,9	4,7	3,3
EBSD	14,1	9,2	6,9	4,8	3,9	1,8

La Figura 3.13 muestra la variación de la γ -austenita retenida en función de la deformación, de acuerdo con los dos métodos de análisis XRD y EBSD. Mientras que la Figura 3.14 muestra la evolución de la microdureza en función de la fracción de γ -austenita retenida. Se observa que hay una buena correlación entre la microdureza calculada y la fracción de γ -austenita retenida.

De acuerdo con este análisis, es posible relacionar la microdureza con la γ -austenita retenida en muestras de TRIP800 que hayan sido deformadas.

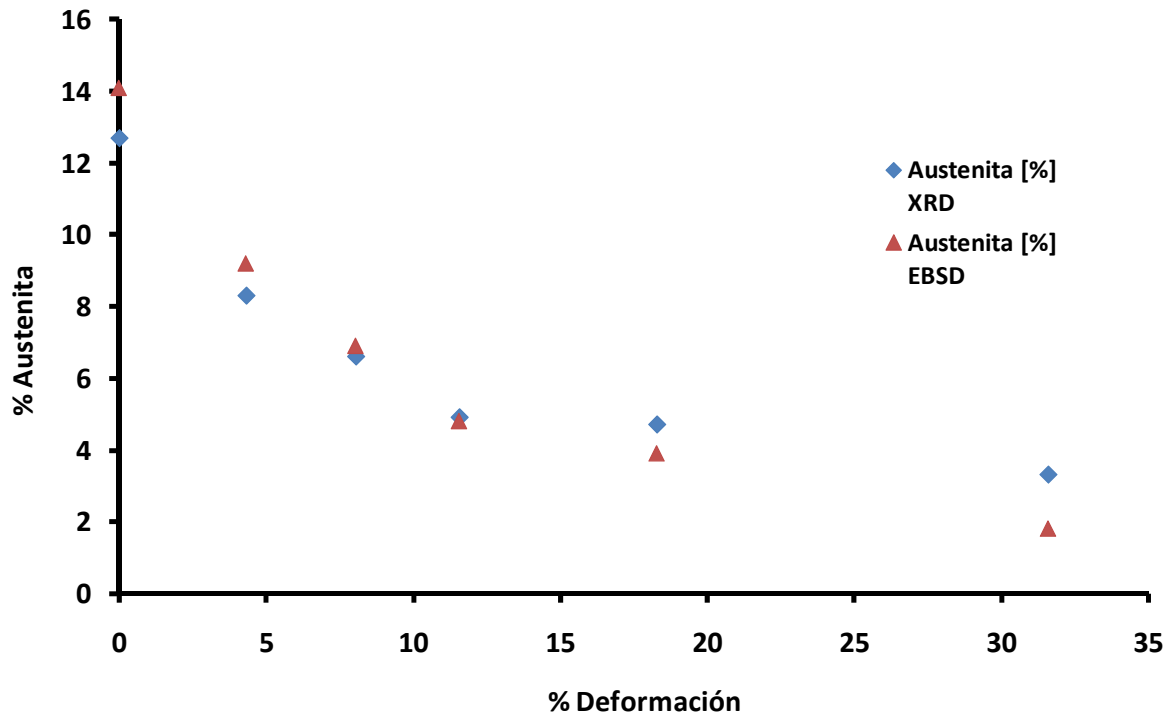


Figura 3.13. Fracción de γ -austenita retenida por XRD y EBSD en función de la deformación.

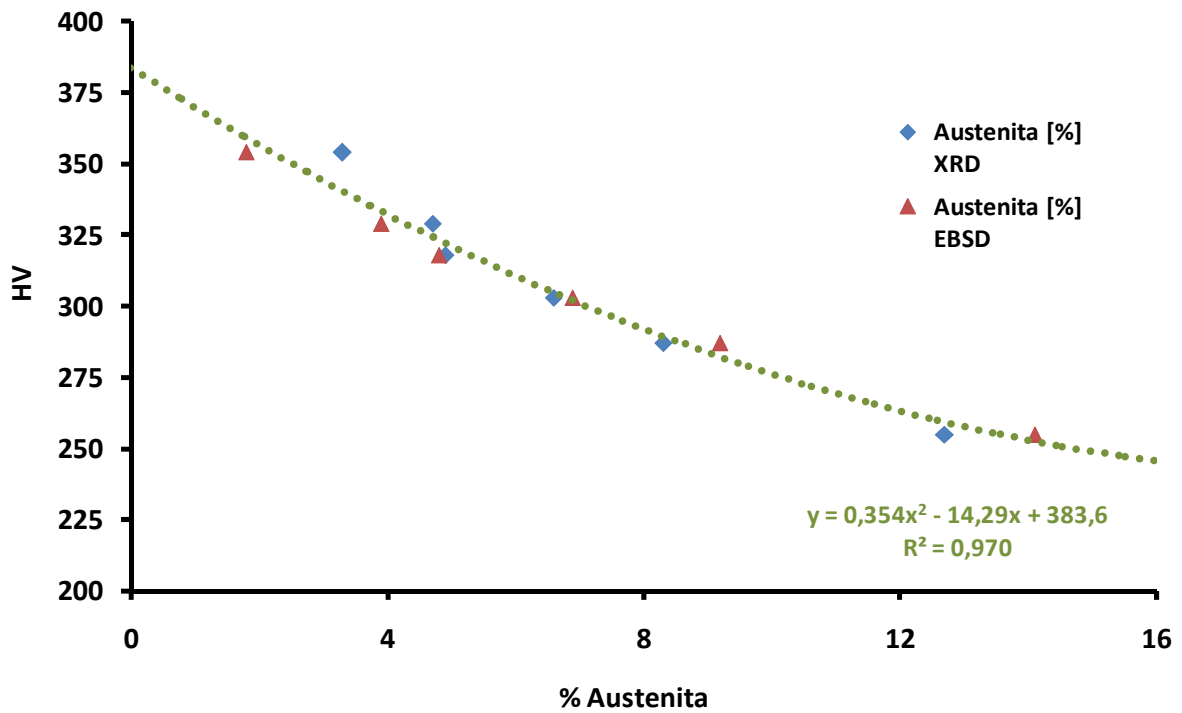


Figura 3.14. Fracción de γ -austenita retenida por XRD y EBSD en función de la microdureza HV.

3.4. Comportamiento termo-mecánico de los aceros TRIP

La microestructura de los aceros TRIP consiste normalmente en bainita, α' -martensita y γ -austenita retenida integradas en una matriz de ferrita. El nivel de deformación en el que la γ -austenita transforma a α' -martensita es controlado por el contenido de carbono y el tamaño de grano de la γ -austenita retenida.

Considerando la estabilidad termodinámica, la Figura 3.15 muestra la energía de Gibbs de la α' -martensita y γ -austenita en función de la temperatura [2]. Siendo M_s la temperatura donde la α' -martensita empieza a formarse en sitios de nucleación pre-existentes durante el proceso de enfriamiento, impulsado por la diferencia de energía libre $\Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ de las dos fases. A la temperatura T_0 , ambas fases poseen la misma energía libre, mientras que a temperaturas inferiores a T_0 pero superiores a M_s , la martensita no se forma espontáneamente debido a que el valor de energía libre $\Delta G_{T_1}^{\alpha' \rightarrow \gamma}$ es insuficiente para la transformación. Aunque la transformación puede ocurrir bajo una fuerza motriz mecánica U' y si la suma de ambas iguala a la energía libre de M_s , es decir:

$$\Delta G_{T_1}^{\alpha' \rightarrow \gamma} + U' = \Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha'} \quad (3.1)$$

Suponiendo que la fuerza impulsora crítica necesaria para producir α' -martensita se mantiene constante durante el intervalo de temperatura de interés.

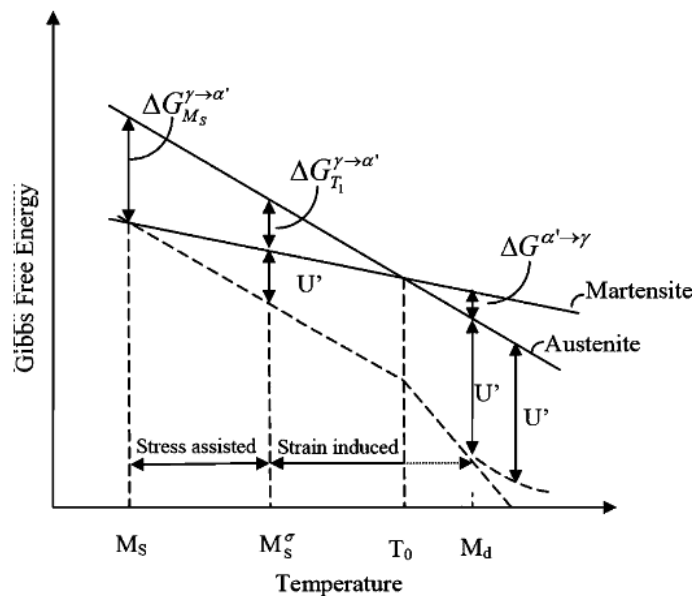


Figura 3.15. Energía de Gibbs de α' -martensita y γ -austenita en función de la temperatura [2].

Donde M_s es la temperatura donde la α' -martensita empieza a formarse en sitios de nucleación pre-existentes durante el proceso de enfriamiento, impulsado por la diferencia de energía libre $\Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ de

las dos fases. A la temperatura T_0 , ambas fases poseen la misma energía libre, mientras que a temperaturas inferiores a T_0 pero superiores a M_S , la martensita no se forma espontáneamente debido a que el valor de energía libre $\Delta G_{T_1}^{\alpha' \rightarrow \gamma}$ es insuficiente para la transformación. Aunque la transformación puede ocurrir bajo una fuerza motriz mecánica U' y si la suma de ambas iguala a la energía libre de M_S , es decir:

$$\Delta G_{T_1}^{\alpha' \rightarrow \gamma} + U' = \Delta G_{M_S}^{\gamma \rightarrow \alpha'} \quad (3.1)$$

Suponiendo que la fuerza impulsora crítica necesaria para producir α' -martensita se mantiene constante durante el intervalo de temperatura de interés.

A temperaturas mayores que M_S , la tensión necesaria para iniciar la transformación martensítica supera el límite elástico de la fase austenítica y por tanto la transformación sólo puede producirse después de una cierta cantidad de deformación de la γ -austenita. La región de temperatura $M_S^\sigma \leq T \leq M_d$ suele referirse normalmente como la región asistida por deformación, mientras que $M_S \leq T \leq M_S^\sigma$ suele llamarse como la región asistida por tensión. Como consecuencia, las propiedades mecánicas de los aceros TRIP variarán en función de la temperatura y pueden ser un parámetro a tener en consideración en procesos de conformado.

3.4.1. Ensayos de tracción a diferentes temperaturas

La Figura 3.16 muestra las curvas tensión-deformación de los ensayos de tracción uniaxial para el TRIP800 a temperaturas comprendidas entre 25 y 140°C. Se observa que a temperaturas, que se podrían considerar relativamente bajas (60°C), existe un aumento de la deformación total y una disminución de la resistencia del material. A temperaturas superiores a 100°C se observa que la deformación aumenta y la resistencia disminuye, por lo que la transformación martensítica sería inhibida. Esto se observa si observamos el endurecimiento del material en función de la deformación. Para ello se calcula el coeficiente de endurecimiento del material instantáneo, de la siguiente forma:

$$n_{inst} = \frac{\ln\left(\frac{\sum \sigma_{n-i}}{\sum \sigma_{n+i}}\right)}{\ln\left(\frac{\sum \varepsilon_{n-i}}{\sum \varepsilon_{n+i}}\right)} \quad (3.2)$$

siendo i un número arbitrario entre 5 y 20 que indica el conjunto de valores a escoger para calcular el coeficiente de endurecimiento del material instantáneo, n_{inst} .

De acuerdo con la Figura 3.17, a temperatura ambiente a menores deformaciones hay suficiente fuerza motriz para que se produzca la transformación de γ -austenita a α' -martensita, mientras que al aumentar la temperatura la γ -austenita se estabiliza y es necesario una mayor deformación para que se produzca la transformación martensítica.

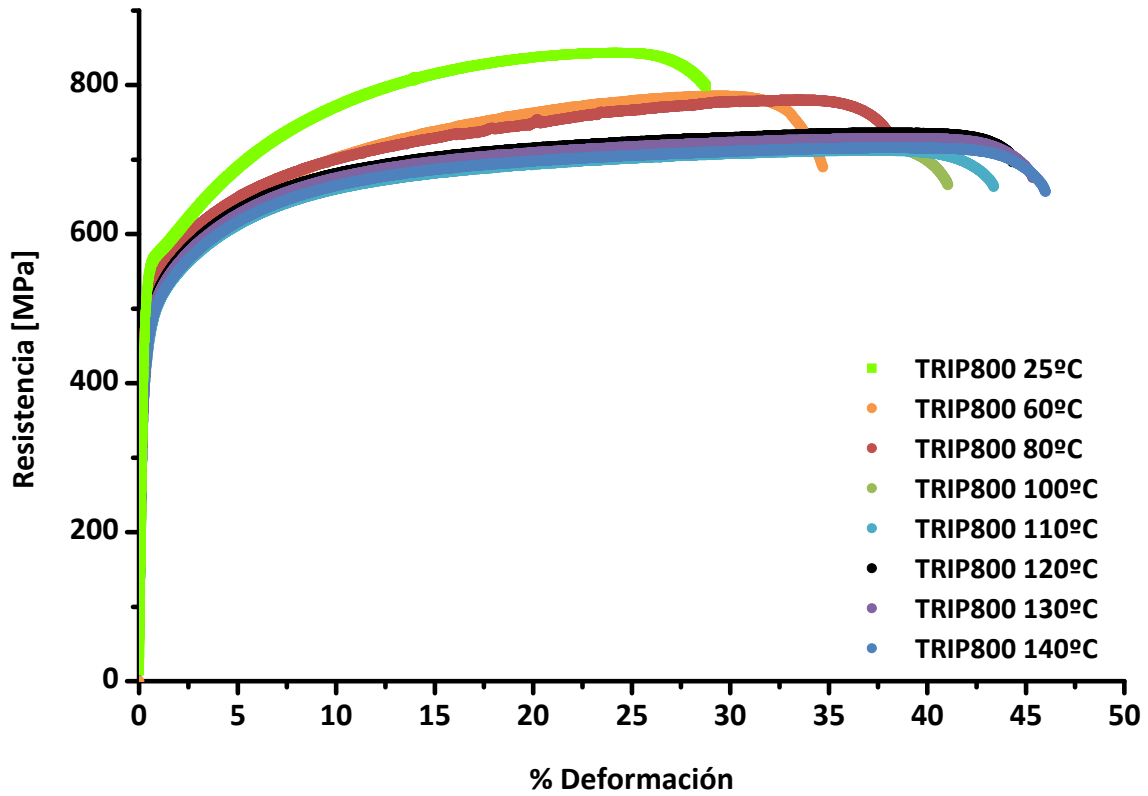


Figura 3.16. Curvas tensión-deformación a diferentes temperaturas para TRIP800.

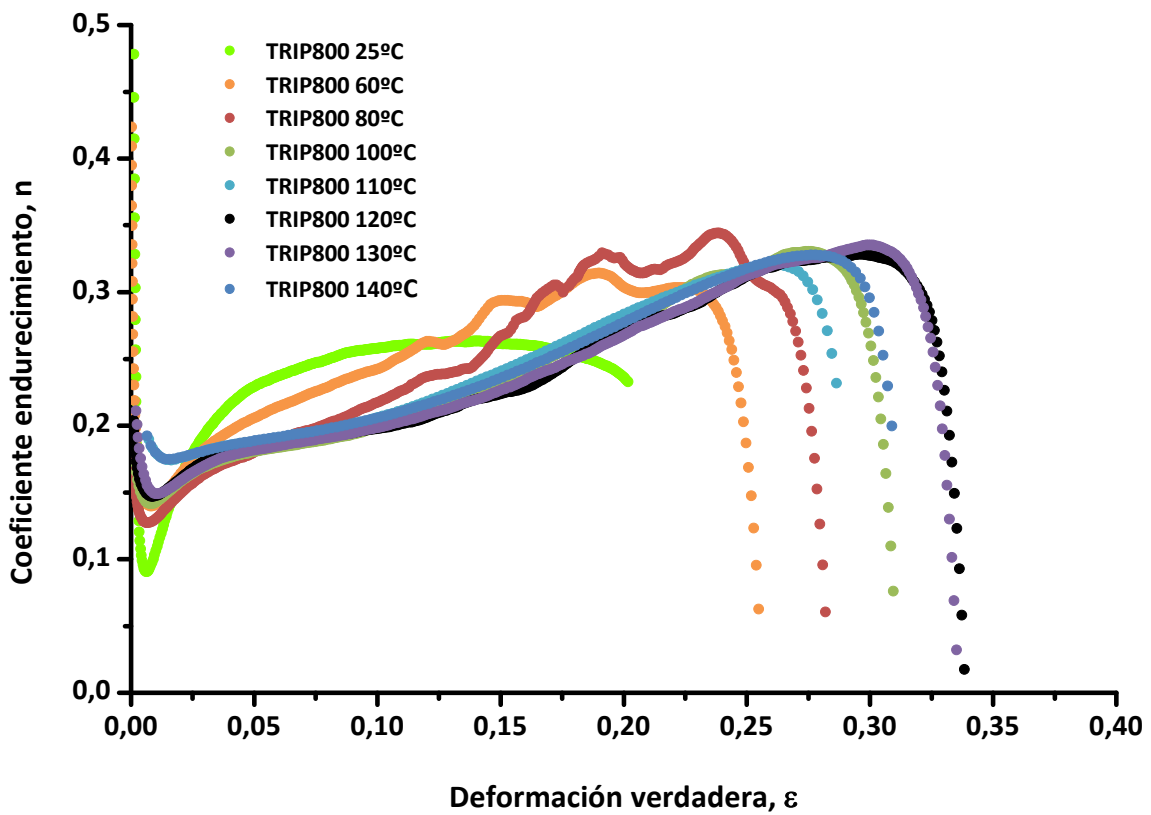


Figura 3.17. Coeficiente de endurecimiento instantáneo a diferentes temperaturas para TRIP800.

3.5. Extensión de las curvas tensión-deformación

Para poder determinar las tensiones en la simulación de los ensayos de estirado *Nakajima* y *Marciniak* se han realizado ensayos de tracción uniaxial calculando la deformación mediante el sistema ARAMIS, además de ensayos de compresión sobre discos apilados de los diferentes materiales estudiados. Ambas metodologías fueron descritas en el capítulo 2.

3.5.1. Curvas tensión-deformación aceros DP

La Figura 3.18 muestra las curvas tensión-deformación de los ensayos de tracción uniaxial para el DP1000 de espesor 1,5 mm, donde se comparan las curvas obtenidas mediante el sistema Aramis y con las obtenidas con extensómetro convencional. El modelo de Hollomon se ha utilizado para el ajuste en el método ARAMIS.

La Figura 3.19 muestra las curvas tensión-deformación de los ensayos de compresión para el acero DP1000 de espesor 1,5 mm, donde se ha corregido el módulo elástico, dado que en los ensayos de compresión parte de la estructura se deforma elásticamente y el módulo de elasticidad del material a estudiar disminuye. En un acero puede ser de 20-30 GPa en lugar de los 200 GPa, por lo que hay que hacer una corrección a partir del valor real del módulo de elasticidad del material.

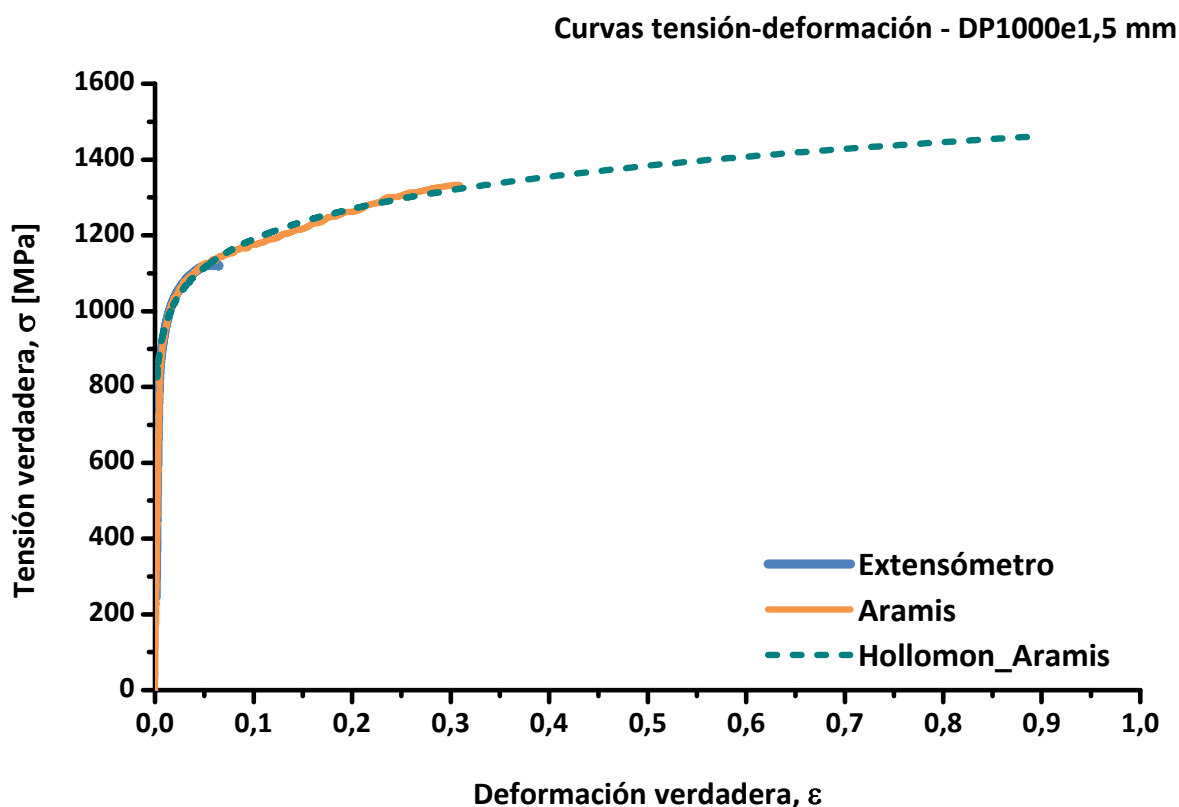


Figura 3.18. Curvas tensión-deformación ensayo de tracción uniaxial DP1000. Ajuste modelo Hollomon en método ARAMIS.

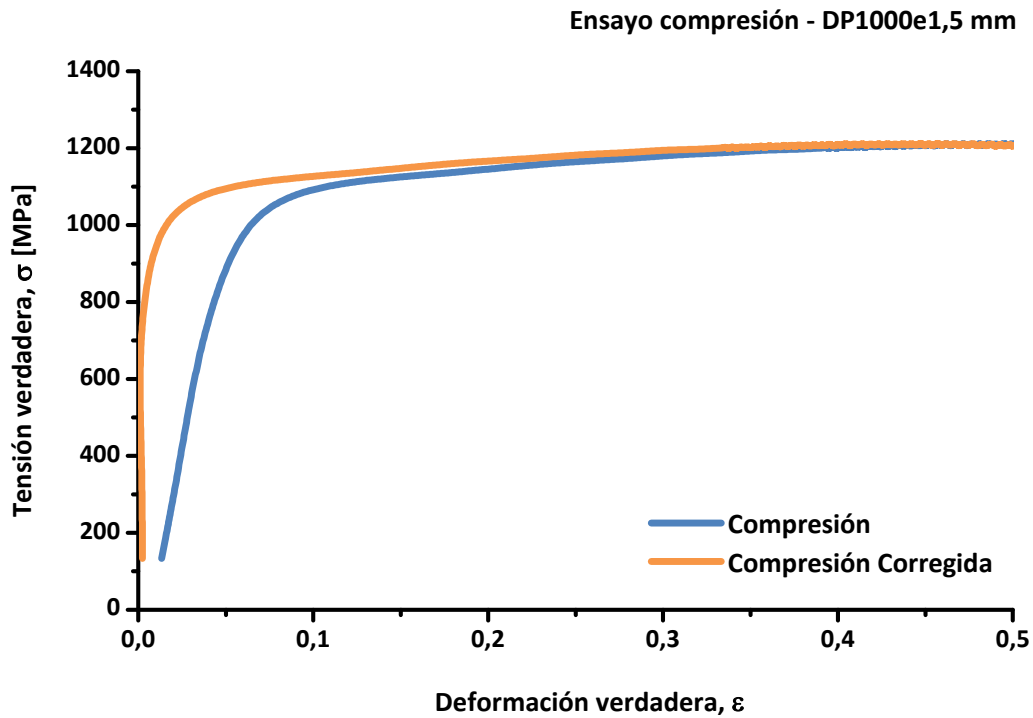


Figura 3.19. Curvas tensión-deformación ensayo de compresión con corrección módulo elástico en acero DP1000.

La Figura 3.20 muestra una comparativa de las diferentes curvas tensión-deformación de los diferentes ensayos para el acero DP1000 de espesor 1,5 mm. Se observa que mediante el sistema ARAMIS se obtienen valores de tensión más elevados que con ensayos de compresión, pero la curva se ajusta bien, en su tramo inicial, a la curva obtenida mediante extensómetro.

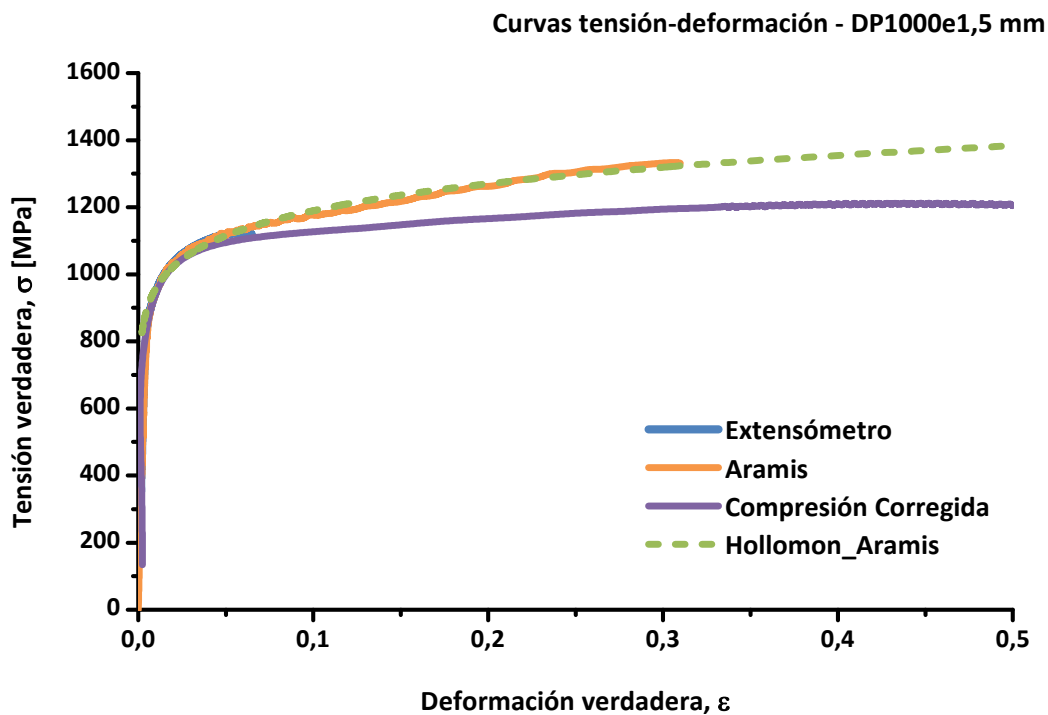


Figura 3.20. Curvas tensión-deformación ensayos de tracción y compresión para DP1000.

La Figura 3.21 muestra las curvas tensión-deformación de los ensayos de tracción uniaxial para el acero DP1180 de espesor 1,5 mm. En este caso, únicamente se ha realizado la extensión de la curva tensión-deformación mediante el sistema Aramis. Se observa que es posible extender la curva tensión-deformación hasta valores de deformación de 0,5 y ajustar el modelo de Hollomon a la curva.

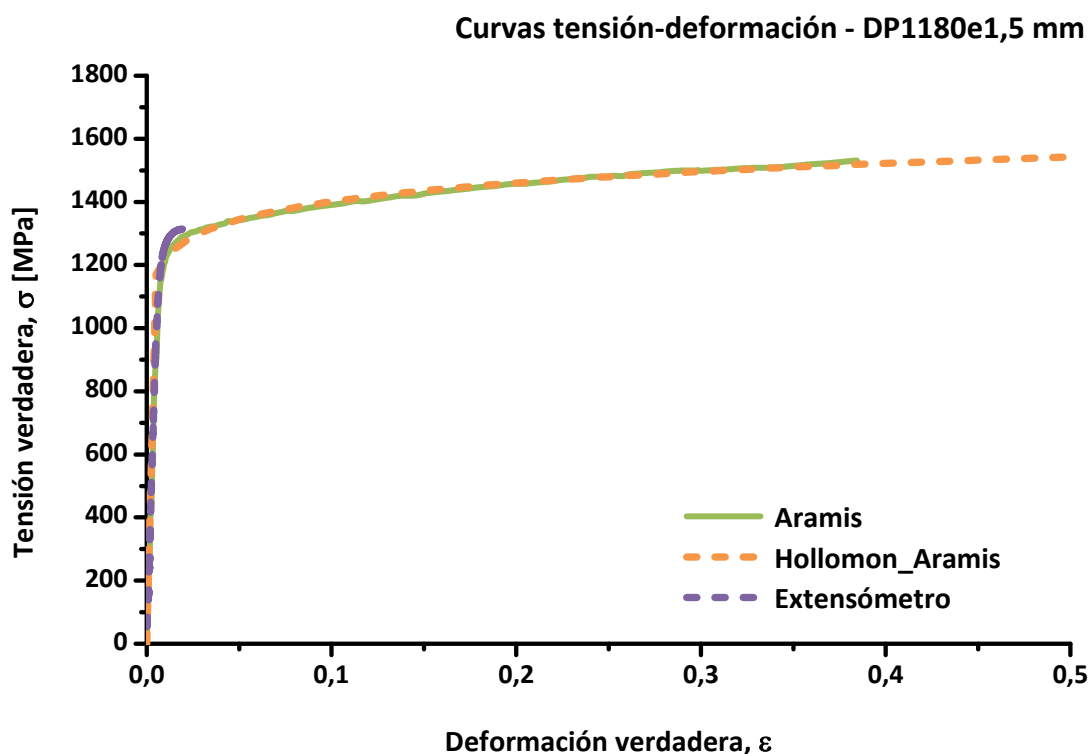


Figura 3.21. Curvas tensión-deformación ensayo de tracción uniaxial DP1180. Ajuste modelo Hollomon en método ARAMIS.

La Figura 3.22 muestra las curvas tensión-deformación de los ensayos de tracción uniaxial y compresión y mediante los modelos matemáticos de Hollomon y Voce-Kocks en ensayo de tracción uniaxial, para el acero DP780 de espesor 1,5 mm.

Mediante el equipo de medida de deformaciones es posible extender la curva tensión-deformación del DP780 a valores de deformación superiores a 0,5. Se observa que se puede ajustar el modelo matemático de Hollomon. La curva de compresión corregida, mediante el módulo de Young de tracción, proporciona valores de tensión y deformación menor. Esta diferencia puede venir dada por el hecho de tener deslizamientos entre los discos apilados, por lo que no sería del todo correcta. A partir de la extensión de la curva mediante el modelo matemático de Voce-Kocks, se observa una tensión de saturación muy por debajo de la curva obtenida mediante el equipo de medida de deformaciones, ARAMIS.

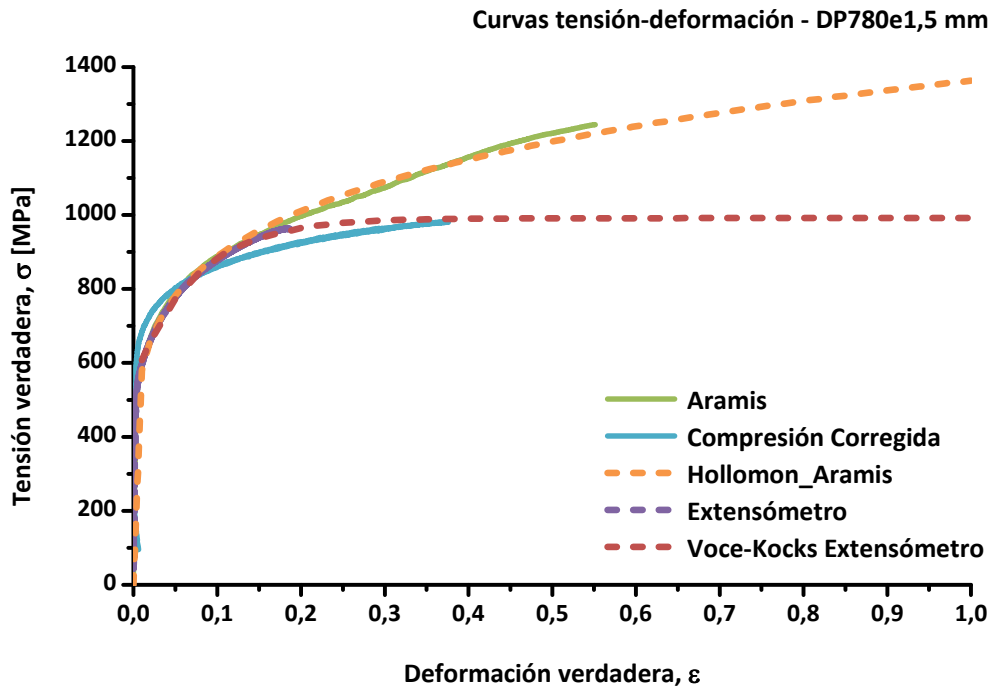


Figura 3.22. Curvas tensión deformación en ensayos de tracción uniaxial, compresión y modelos matemáticos para DP780 1,5 mm.

3.5.2. Curvas tensión-deformación acero TRIP

La Figura 3.23 muestra las curvas tensión-deformación de los ensayos de tracción uniaxial y compresión y mediante ajuste de los modelos matemáticos de Hollomon y Voce-Kocks en el ensayo de tracción uniaxial, para el acero TRIP800 de espesor 2,0 mm.

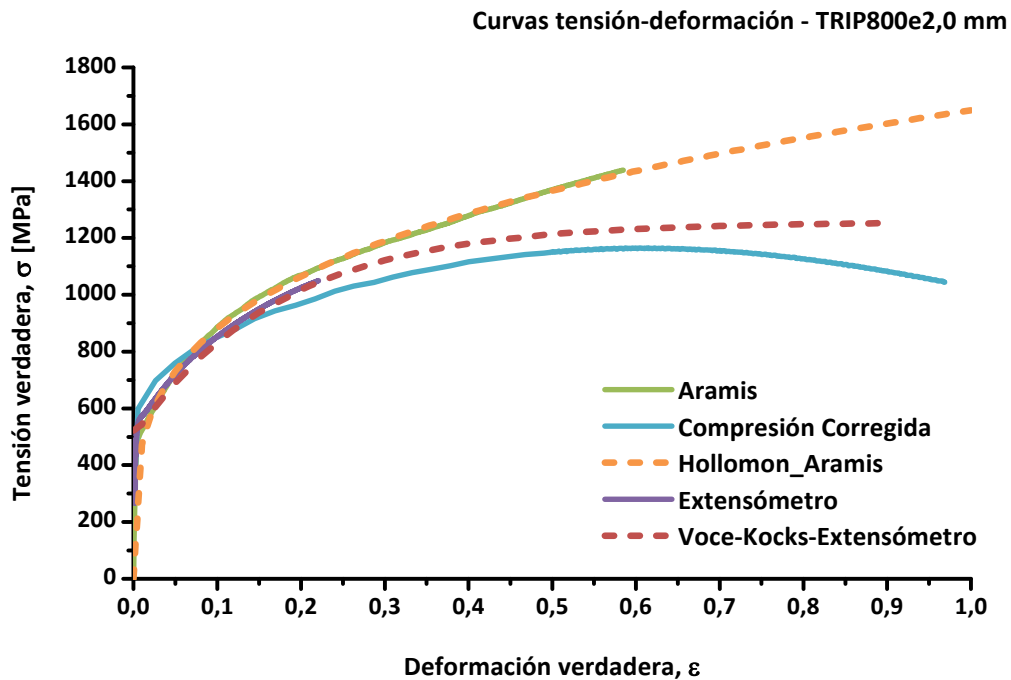


Figura 3.23. Curvas tensión deformación en ensayos de tracción uniaxial, compresión y modelos matemáticos para TRIP800 espesor 2,0 mm.

Mediante el equipo de medida de deformaciones es posible extender la curva tensión-deformación del TRIP800 a valores de deformación superiores a 0,6. Al igual que el resto de aceros, se observa que se puede ajustar el modelo matemático de Hollomon. La curva de compresión corregida, mediante el módulo de Young de tracción, proporciona una disminución de la tensión a valores de deformaciones crecientes, debido probablemente a deslizamientos entre los discos. A partir de la extensión de la curva mediante el modelo matemático de Voce-Kocks, se observa una tensión de saturación por debajo de la curva obtenida mediante el equipo de medida de deformaciones ARAMIS. En este último caso, el ajuste del modelo matemática de Voce-Kocks se ha realizado en la curva tensión-deformación obtenida mediante extensómetro.

3.5.3. Curvas tensión-deformación acero DC03

La Figura 3.24 muestra las curvas tensión-deformación de los ensayos de tracción uniaxial para el acero DC03 de espesor 1,5 mm. En este caso, únicamente se ha realizado la extensión de la curva tensión-deformación mediante el sistema ARAMIS. Se observa que es posible extender la curva tensión-deformación hasta valores de deformación de 0,9 y ajustar el modelo de Hollomon a la curva.

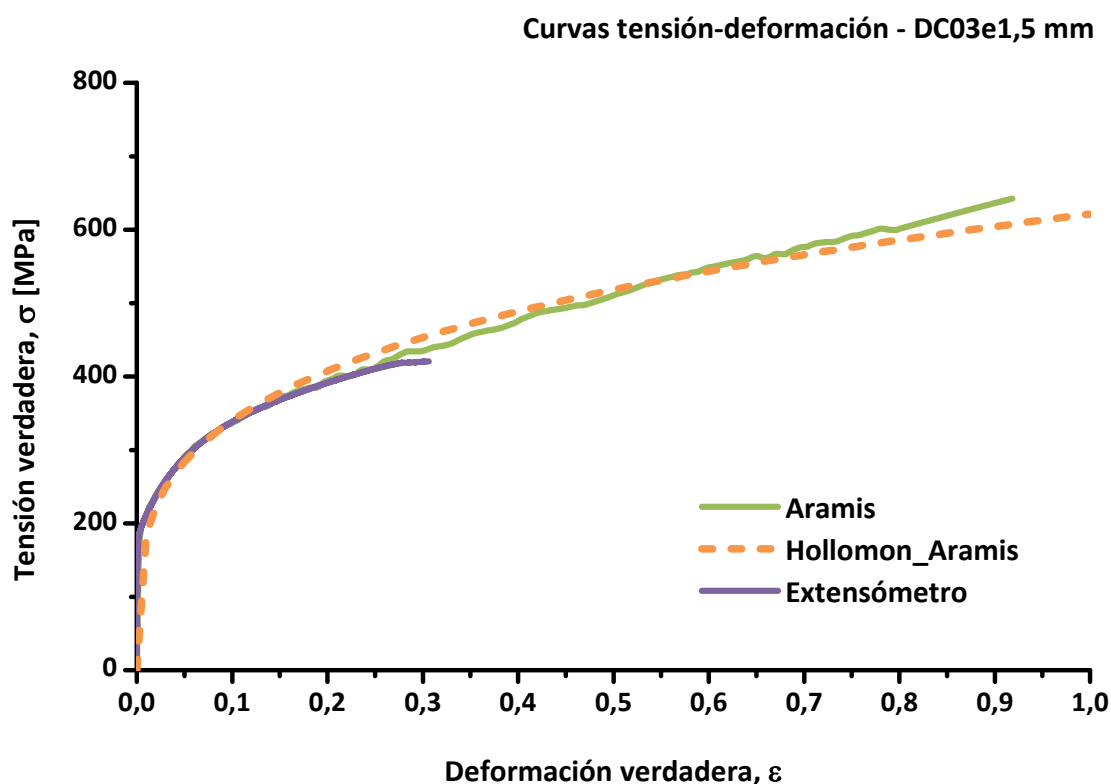


Figura 3.24. Curvas tensión-deformación ensayo de tracción uniaxial DC03. Ajuste modelo Hollomon en método ARAMIS.

3.6. Variación de la anisotropía plástica con la deformación

La anisotropía plástica es determinada por ensayos de tracción uniaxial en probetas siguiendo procedimientos como las normas ASTM E517 [3]. El resultado de estas determinaciones es un valor constante que corresponde a una deformación específica al final del ensayo. Aunque, habría que tener en cuenta que la anisotropía plástica varía en función de la deformación y por tanto, en ciertos casos, debe considerarse, como cuando se simula utilizando el análisis de elementos finitos. Para evitar esta incertidumbre es posible calcular las deformaciones mediante el sistema óptico de medida de deformaciones ARAMIS, que permite calcular la deformación durante todo el ensayo aplicando un patrón estocástico.

En un ensayo de tracción uniaxial los caminos de deformación normalmente se asumen que son constantes durante la deformación. Actualmente, con el sistema ARAMIS de medida de deformaciones es posible seguir los caminos de deformación durante el ensayo y calcular los valores de anisotropía plástica de acuerdo con la relación entre las deformaciones mayor y menor.

Para estudiar este efecto se han utilizado dos familias de aceros AHSS (TRIP y Dual-Phase) y un acero de embutición (DC03). La Figura 3.25 muestra la gráfica comparativa de las propiedades mecánicas de los aceros estudiados, mientras que la Tabla 3.10 muestra un resumen comparativo de las propiedades mecánicas, extraídas de las Tablas 3.2, 3.5 y 3.7.

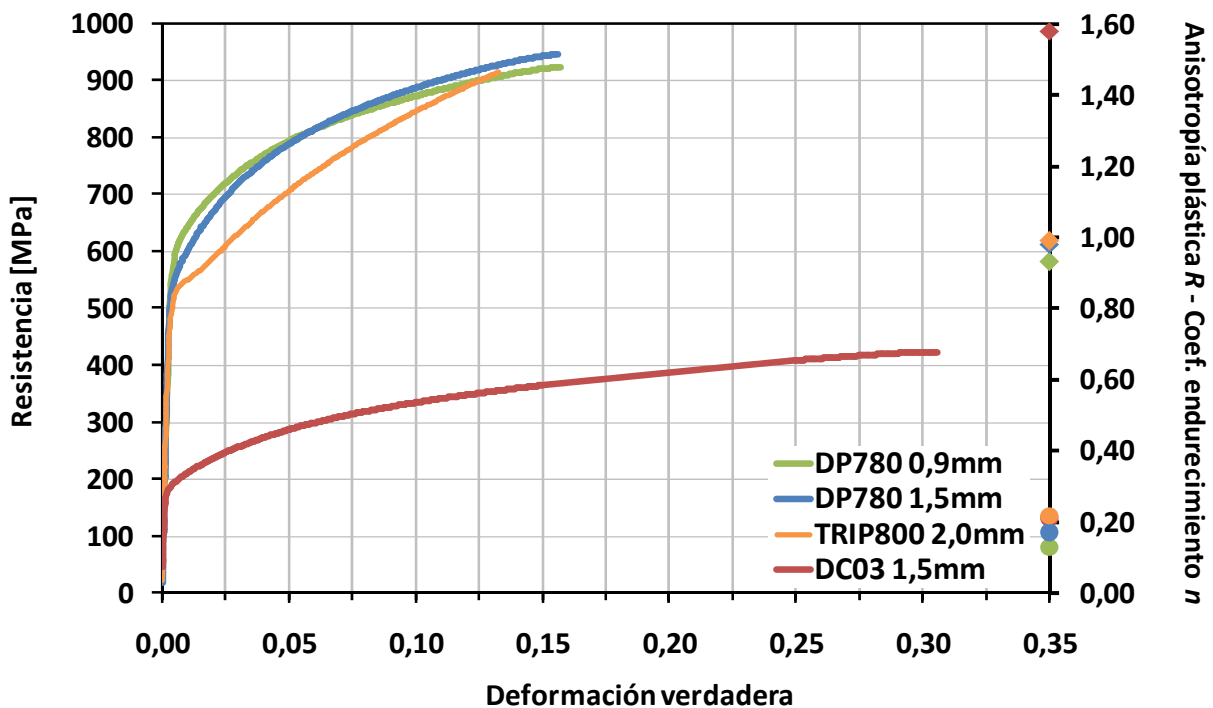


Figura 3.25. Comparativa propiedades mecánicas de los distintos aceros estudiados.

Tabla 3.10. Propiedades mecánicas de los aceros estudiados.

Material	Límite elástico	Resistencia máxima [MPa]	Deformación [%]	n	R
TRIP800 2,0 mm	546	835	32,0	0,22	0,99
DP780 0,9mm	599	791	20,2	0,13	0,93
DP780 1,5mm	547	813	21,3	0,17	0,98
DC03 1,5mm	185	313	35,1	0,21	1,58

3.6.1. Metodología de ensayo

La medida de las deformaciones se llevaron a cabo usando dos técnicas diferentes: una utilizando un videoextensómetro convencional y otra mediante el sistema ARAMIS. En el caso del video extensómetro, Figura 3.26 (a), los valores de R se calcularon antes de la aparición de la estricción y en condiciones de descarga, es decir, sin ninguna deformación residual elástica. Mientras que con el sistema ARAMIS, Figura 3.26 (b), los valores de R se calcularon en diferentes etapas siguiendo el camino de deformación durante el ensayo. Los valores de R se determinaron en probetas cortadas en diferentes orientaciones respecto el sentido de laminación con anchos 9, 20 y 12,5 mm.

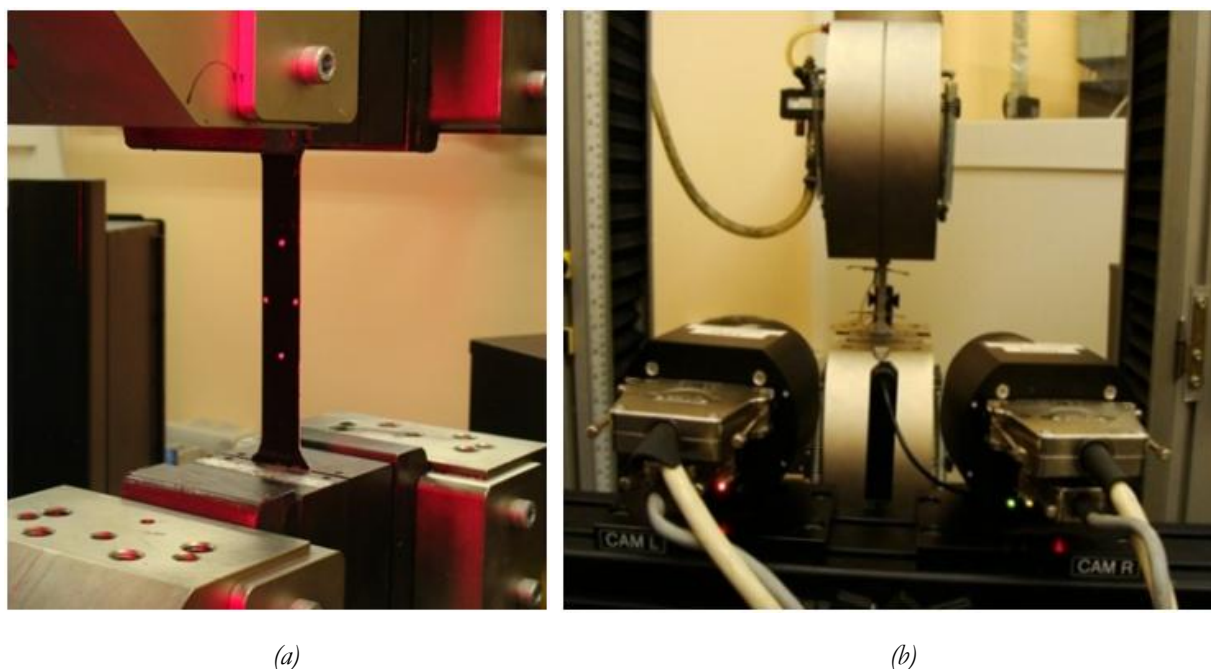


Figura 3.26. a) Ensayo con video extensómetro. b) Sistema de medida de deformaciones ARAMIS.

3.6.2. Resultados

En la Figura 3.27 la deformación mayor (ϵ_1) se grafica en función del camino de deformación (ϵ_2/ϵ_1). Esta representación es más útil que la convencional ϵ_1 vs. ϵ_2 , dado que la variación del camino de deformación durante el ensayo es más fácil de diferenciar. De acuerdo con esta representación, los caminos de deformación muestran una variación durante el ensayo de tracción uniaxial dependiendo del

tipo de acero. En el acero DC03, esta variación es mayor que en los aceros AHSS, donde los valores de R son prácticamente constantes hasta valores de deformación mayor de 0,2. La variación inicial (cuando $\varepsilon_1 < 0,05$) puede ser debido a la deformación elástica. Después de esta variación inicial $\varepsilon_2/\varepsilon_1$ permanece con un valor relativamente constante hasta uno de 0,2. Posteriormente, este valor prácticamente constante aparecen cambios significativos en los valores de R en todos los aceros, tal y como muestra la Figura 3.28. En los aceros AHSS esta variación es cercana a la zona de estricción, que ha sido calculada de acuerdo con el procedimiento propuesto por la norma ISO 12004:2008 [4] para la eliminación de la estricción en los ensayos de estirado para el cálculo de las curvas FLCs. Los valores de R han sido calculados utilizando la expresión 2.1.

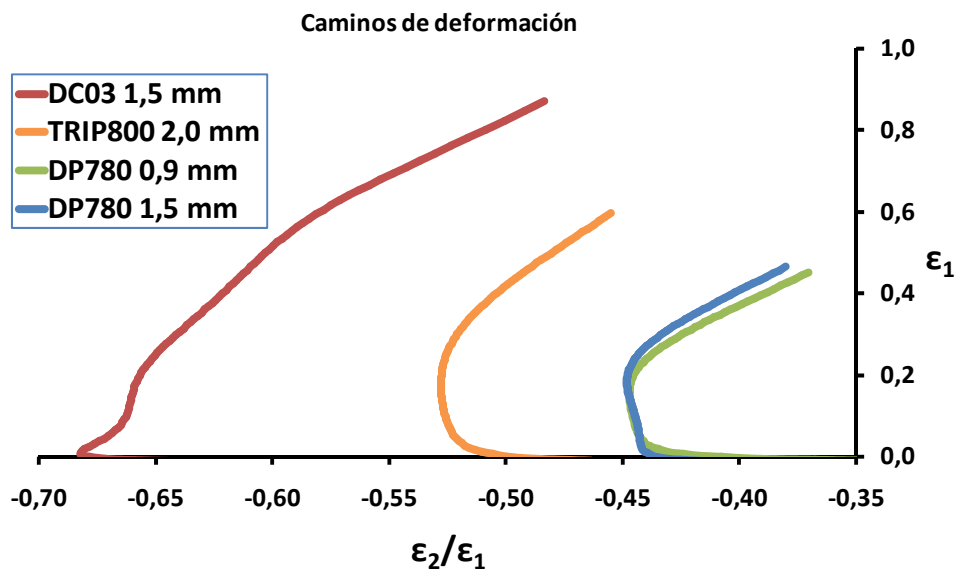


Figura 3.27. Evolución de los caminos de deformación durante los ensayos de tracción para los diferentes aceros estudiados.

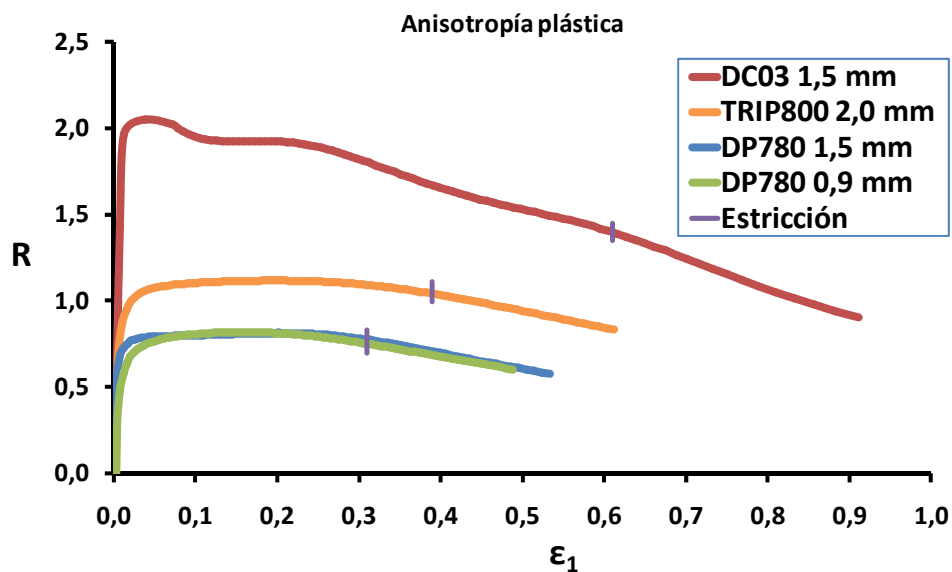


Figura 3.28. Evolución de los valores de R para los diferentes materiales en función de la deformación mayor.

Las Figuras 3.29 – 3.32 comparan la evolución de la anisotropía plástica durante la deformación para diferente geometría de probeta, a 90° respecto la dirección de laminación. Se grafica también el valor promedio y la desviación estándar obtenido mediante videoextensómetro. En los aceros DP780 este valor ha sido calculado a 0,1 de deformación mayor, mientras que en el DC03 y TRIP800 a 0,2 de deformación mayor. De acuerdo con estas figuras, la variación de la geometría de probeta tiene poca influencia en la evolución de la anisotropía plástica en los materiales estudiados. La variación de R , antes de la zona de estricción, es más apreciable en el acero DC03 que en los aceros TRIP800 y DP780, lo que hace suponer que los materiales con mayores elongaciones y coeficientes de endurecimiento n , sean más susceptibles a presentar variaciones en la anisotropía plástica durante la deformación.

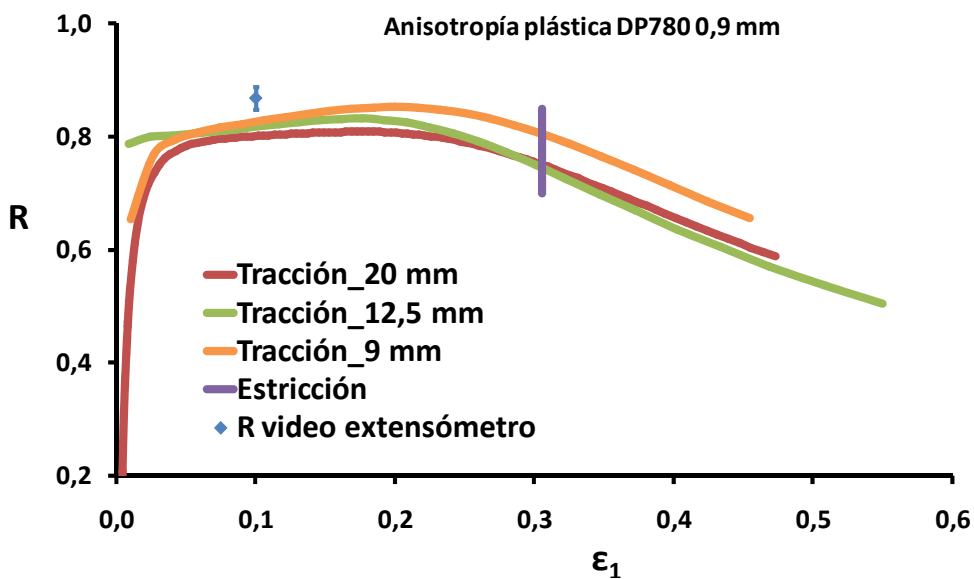


Figura 3.29. Evolución de los valores de R para diferentes geometrías de probeta para acero DP780 de 0,9 mm de espesor.

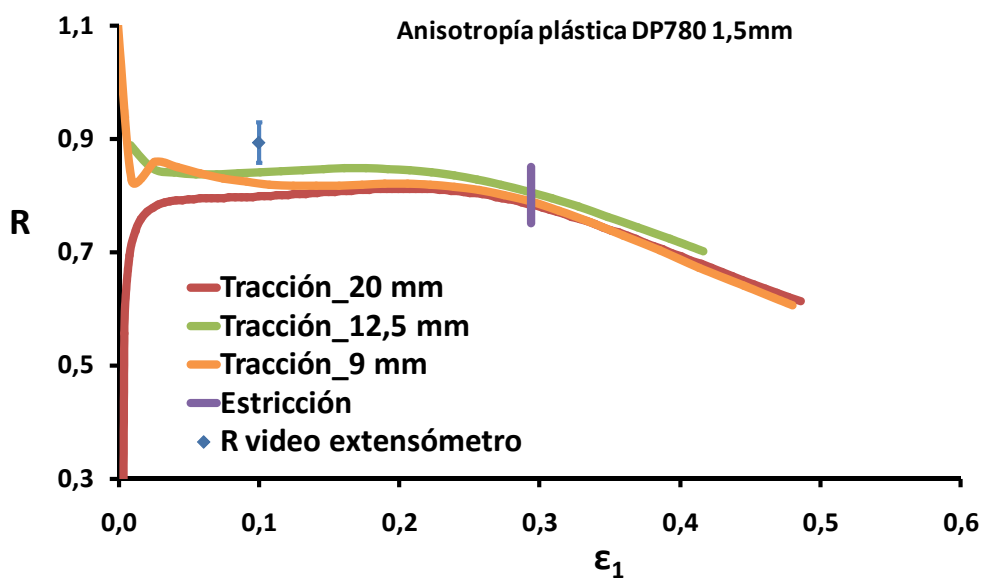


Figura 3.30. Evolución de los valores de R para diferentes geometrías de probeta para acero DP780 de 1,5 mm de espesor.

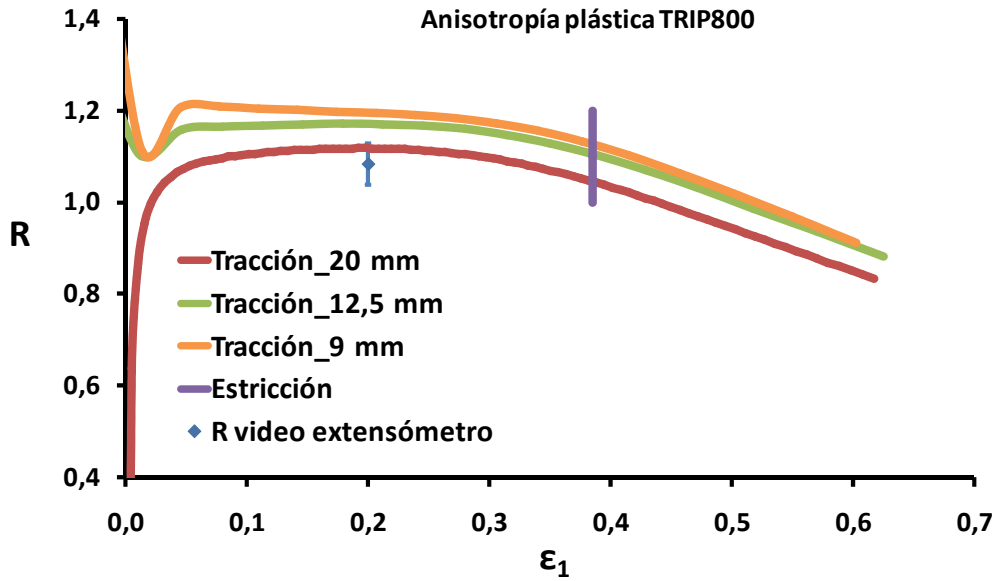


Figura 3.31. Evolución de los valores de R para diferentes geometrías de probeta para acero TRIP800 de 2,0 mm de espesor.

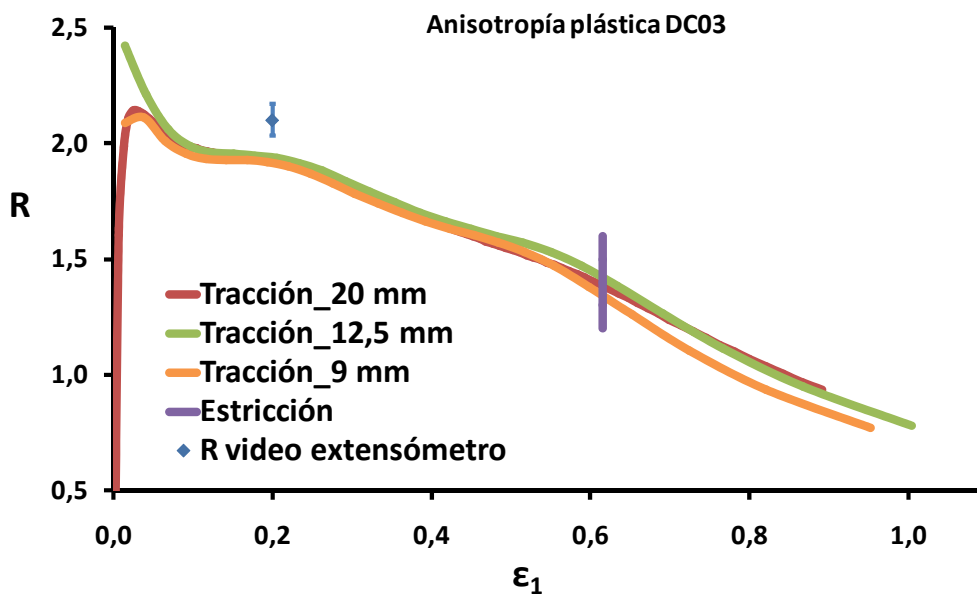


Figura 3.32. Evolución de los valores de R para diferentes geometrías de probeta para acero DC03 de 1,5 mm de espesor.

En un ensayo de tracción uniaxial los caminos de deformación deberían ser lineales, sin embargo, como se ha demostrado en la Figura 3.27, los caminos de deformación cambian durante la deformación y por tanto también valores de R, estas variaciones son más evidentes en el acero DC03 que en los AHSS ensayados.

Los valores de R obtenidos con el sistema óptico de medida de deformaciones han mostrado variaciones de la anisotropía plástica para diferentes deformaciones. Estas variaciones habían sido encontradas en trabajos previos [5, 6] para aceros de embutición, aluminios y aceros inoxidables. Hoffman et al. [5] mostraron la influencia de las contribuciones elásticas al inicio de la deformación,

lo que podría explicar las variaciones de los valores de R con deformaciones alrededor de 0,05. La escasa variación de la anisotropía plástica con la deformación en los aceros DP780 podría ser debido a una baja capacidad de acumular deformación y un valor de R menor de la unidad.

Otra observación es que los valores de anisotropía plástica disminuyen durante todo el ensayo en el acero DC03, mientras que estos permanecen prácticamente constantes en un cierto rango de deformaciones (0,05-0,25) para los aceros AHSS y posteriormente disminuyen. Esto puede explicarse ya que el acero DC03 tiene prácticamente una fase de ferrita y las dislocaciones pueden moverse más fácilmente que en los aceros AHSS, que tienen una microestructura multifásica con fases duras que dificultan la deformación.

3.7. Resumen

En este capítulo se han calculado las propiedades mecánicas de los diferentes aceros AHSS que se utilizarán en la tesis doctoral.

Se ha constatado que es posible relacionar el grado de deformación con el % de γ -austenita retenida en un acero TRIP y que ésta, a su vez, se puede correlacionar con la dureza del mismo. Se obtiene de este modo una relación entre dureza del acero TRIP y el % de γ -austenita. Así mismo, se ha determinado las propiedades termo-mecánicas del acero TRIP800 y la influencia de la temperatura en la transformación martensítica.

La extensión de las curvas tensión-deformación mediante ensayos de compresión y sistema ARAMIS muestra que este último sistema proporciona un mayor ajuste, que con las obtenidas con video extensómetro, además es posible ajustar un modelo sencillo como el de Hollomon.

El método propuesto para calcular la anisotropía plástica es consistente con el método del video extensómetro y muestra la evolución con la deformación. La variación de la anisotropía plástica debería ser considerada en materiales con elevadas deformaciones y/o coeficientes de endurecimiento.

3.8. Referencias Bibliográficas

- [1] L. Suarez, J.A. Benito, P.R. Calvillo, D. Casellas, Y. Houbaert, R. Petrov, J.M. Prado. *The influence of deformation on microstructure evolution of low alloy TRIP steel*. Materials Science Forum 638-642, 2010, 3531-3536.
- [2] S. Curtze, V.-T. Kuokkala, M. Hokka, P. Peura. *Deformation behavior of TRIP and DP steels in tension at different temperatures over a wide range of strain rates*. Materials Science and Engineering A 507, 2009, 124-131.

- [3] ASTM E517-00. *Standard Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal*. 2006.
- [4] ISO 12004:2008. *Metallic Materials. Sheet and Strip. Determination of forming-limit curves*. 2008.
- [5] H. Hoffmann and C. Vogl. *Determination of true stress-strain-curves and normal anisotropy in tensile tests with optical strain measurement*. CIRP Annals-Manufacturing Technology 52, 2003, 217-220.
- [6] S. Aleksandrovic, M. Stefanovic, D. Adamovic, V. Lazic. *Variation of normal anisotropy ratio during plastic forming*. Journal of Mechanical Engineering 55, 2009, 392-399.

Capítulo 4. Conformabilidad: Estudio curvas FLC

La curva FLC (*Forming Limit Curve*) es una representación geométrica de un estado de deformaciones límite, que indica la conformabilidad máxima que puede soportar un material. Estas curvas se representan en los diagramas FLD (*Forming Limit Diagrams*), donde se muestran los valores de deformación obtenidos a partir de ensayos con diferentes caminos de deformación.

Para determinar la curva FLC del material, generalmente, se deforman probetas de diferentes geometrías o se realizan diferentes tipos de ensayos para conseguir diversas condiciones de deformación, que aporten puntos al mayor número de zonas del diagrama. Las probetas se deforman hasta la rotura del material. Una vez finalizado el ensayo se miden las deformaciones, obteniendo los valores de deformación mayor y menor (ε_1 y ε_2). Una vez representados en el diagrama FLD se dibuja la curva de límite de conformabilidad o fluencia, FLC, del material ensayado. En aceros AHSS, el fallo puede producirse sin la aparición de estricción por lo que se diferencia entre curvas a estricción, FLC, y curvas a fractura, FLCF (*Forming Limit Curve at Fracture*) [1]. En este último caso los puntos por debajo de la curva indicarían que no existe rotura a diferencia de la curva FLC, en que los puntos por debajo de la misma indicarían que no hay estricción.

Son muchos los factores físicos que afectan a la conformabilidad de las chapas metálicas, además de estos factores físicos, hay que añadir la influencia del propio ensayo. En este capítulo se estudian diferentes factores que influyen a la hora de calcular las curvas FLC en aceros AHSS. En algunos casos se ha comparado con aceros de embutición, para determinar si estos efectos son intrínsecos al ensayo o depende de la naturaleza del material, es decir, de la microestructura del acero.

4.1. Curvas FLC experimentales

Las curvas FLC han sido calculadas de acuerdo a la metodología propuesta en el capítulo 2. Se han utilizado, por tanto, los ensayos tipo *Nakajima* y *Marciniak*, en el que la diferencia más importante entre los ensayos se halla en la geometría de punzón que se utiliza. Mientras el ensayo *Nakajima* emplea un punzón semiesférico para deformar las probetas, el ensayo *Marciniak* utiliza un punzón plano. También se han utilizado diferentes métodos para determinar la deformación al inicio de la estricción.

4.1.1. Influencia del cálculo matemático

Los métodos para la determinación de las curvas FLC, mediante la utilización de diferentes probetas de ensayo, están basados en la detección del inicio de un gradiente elevado de deformación, traducido en la estricción localizada. En el capítulo 2 se han explicado diferentes métodos para calcular el inicio de la estricción localizada. La utilización de un método u otro puede influir en la predicción del resultado final de la conformabilidad límite de la chapa ensayada. Para determinar dicha influencia se han realizado ensayos *Nakajima* en los aceros TRIP800 de espesor 2.0 mm y DC03 de espesor 1,5 mm.

La Figura 4.1 compara las curvas FLC obtenidas a partir de los métodos de cálculo según norma ISO12004 (ISO) [2] y Bragard modificado (BRG) [3], en ensayo *Nakajima* y para los aceros TRIP800 de espesor 2,0 mm y DC03 de espesor 1,5 mm.

Se observa que existen mayores diferencias en zona de tensión uniaxial (zona izquierda diagrama FLD), donde el método ISO proporciona mayores valores de deformación en ambos materiales. Dichas diferencias son superiores en el acero de embutición DC03, que presenta un mayor grado de estricción. Con un ajuste mediante una parábola inversa, método ISO, resulta una curva con mayor altura que con un polinomio de sexto orden, método BRG. La Figura 4.2 muestra el ajuste de las curvas mediante el método ISO y BRG para una geometría de probeta en la zona de tensión uniaxial, para el acero DC03 de espesor 1,5 mm, mientras que la Figura 4.3 muestra el ajuste de las curvas mediante los métodos ISO y BRG para una geometría de probeta en zona de deformación biaxial (con apenas estricción).

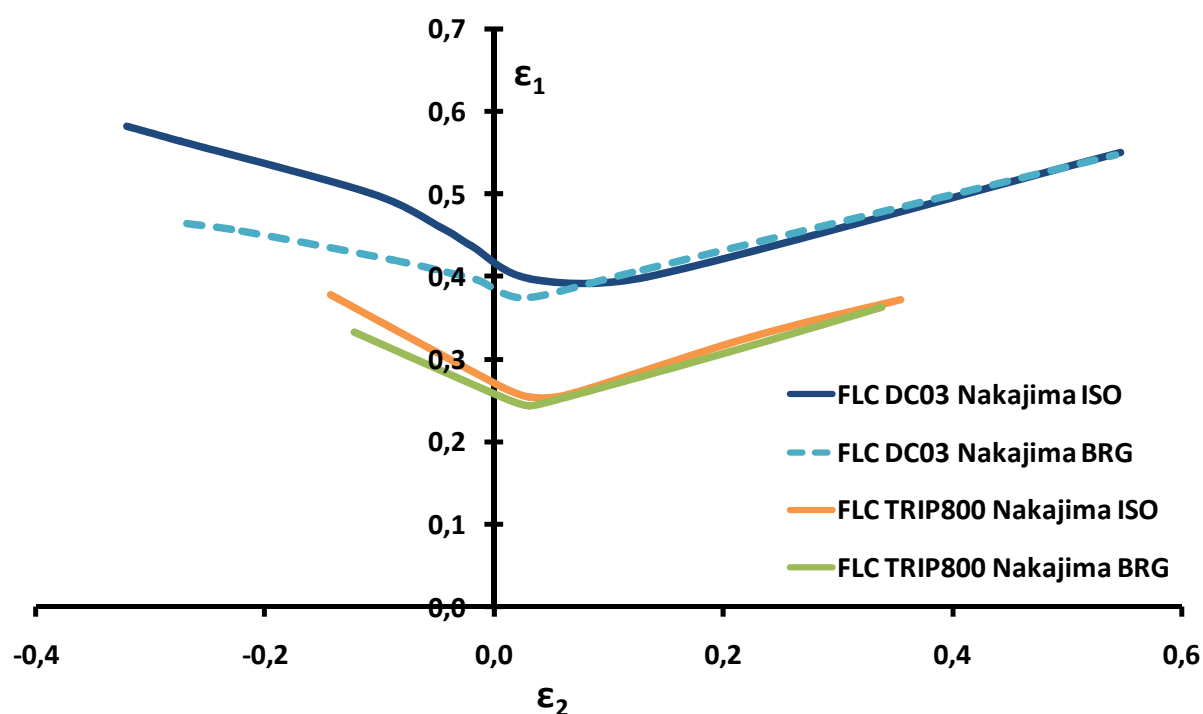


Figura 4.1. Curvas FLC en ensayos *Nakajima* para el TRIP800 espesor 2,0 mm y DC03 espesor 1,5 mm. Métodos de cálculo según ISO12004 (ISO) y Bragard Modificado (BRG).

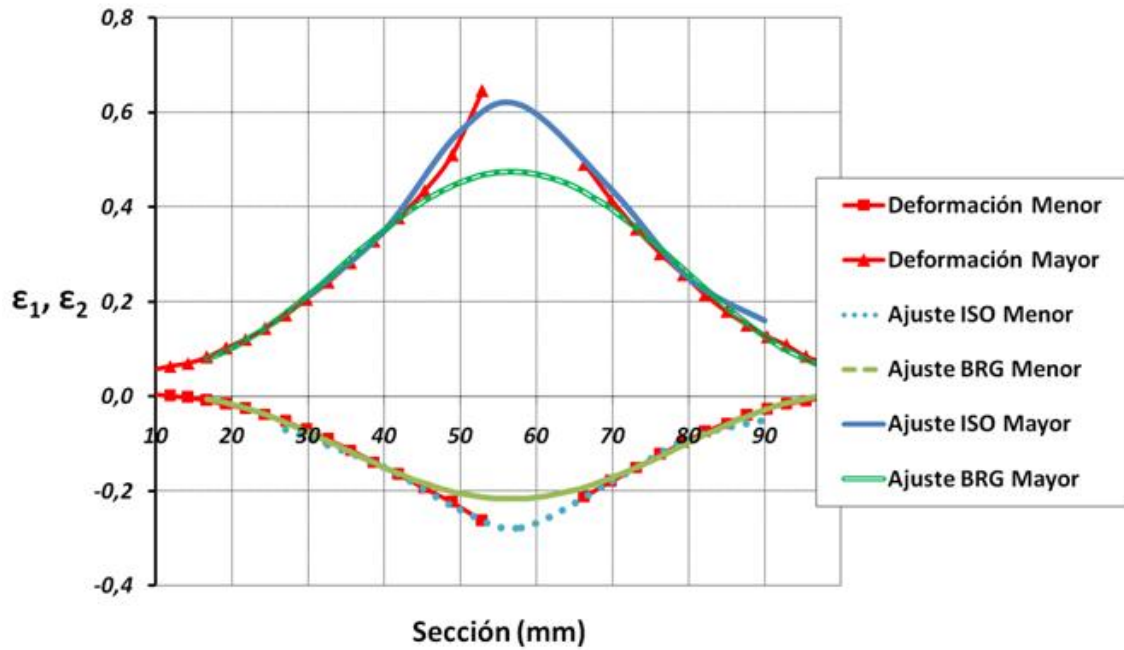


Figura 4.2. Ajuste curvas según método ISO y BRG en geometría anchura 50 mm (zona izquierda diagrama FLD) para el DC03 espesor 1,5 mm.

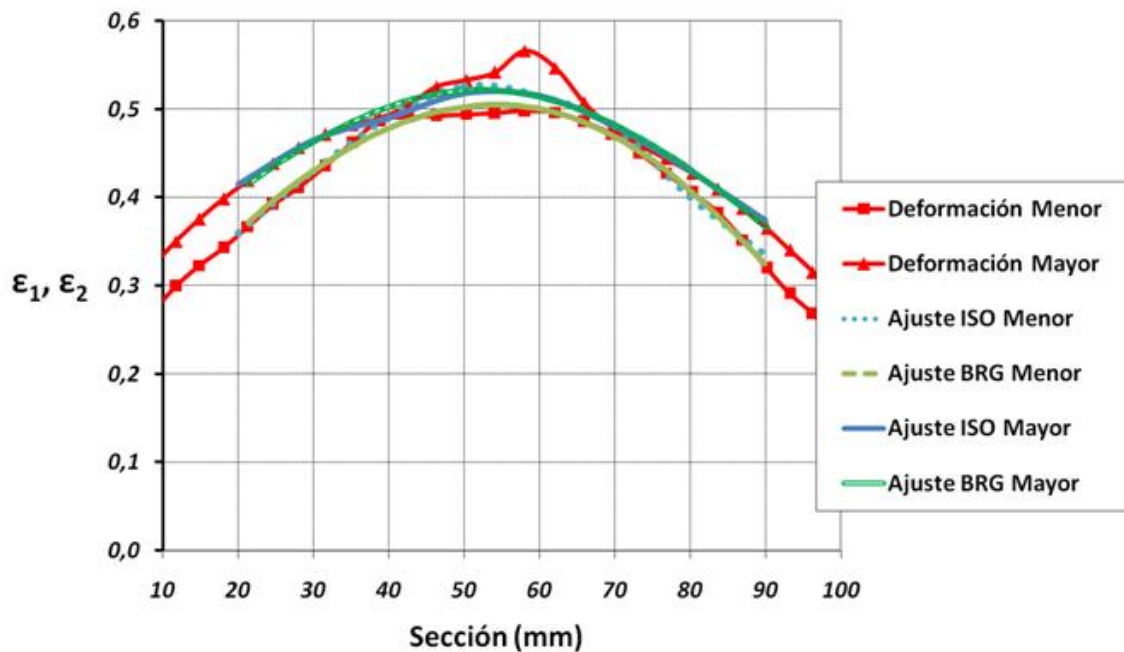


Figura 4.3. Ajuste curvas según método ISO y BRG en geometría anchura 200 mm (zona derecha diagrama FLD) para el DC03 espesor 1,5 mm.

En la zona de deformación biaxial (zona derecha del diagrama FLD) hay menos estricción o prácticamente se puede considerar que no existe estricción, por lo que ambos métodos ofrecen resultados parecidos. Para el TRIP800 de espesor 2,0 mm al exhibir una menor estricción que el acero DC03 las diferencias entre los métodos son inferiores.

4.1.2. Método de la velocidad de deformación

Para determinar el inicio de la estricción localizada en los ensayos de estirado, tal y como se ha mencionado anteriormente, la norma ISO12004 [2] propone un método basado en las deformaciones principales. Actualmente, existen otros métodos para calcular el inicio de la estricción, como los basados en la velocidad de deformación, $\dot{\epsilon}$ (*strain rate*). Este método ha sido utilizado mayoritariamente en ensayos de doblado (*stretch-bent*) [4].

Este método se ha utilizado para determinar la curva FLC del acero TRIP800 de 2,0 mm. En este caso, se toma como puntos de estricción aquellos en los que se produce un cambio sustancial en la velocidad de deformación, $\dot{\epsilon}$, tal y como muestra la Figura 4.4. Para el cálculo en la citada curva FLC, se han calculado las velocidades de deformación en las últimas etapas antes de la rotura, con lo que se han obtenido los puntos de conformabilidad máxima en la estricción. Una vez eliminados los puntos de la estricción, se utilizó el ajuste de polinomio de sexto orden de acuerdo con el método de Bragard modificado (BRG).

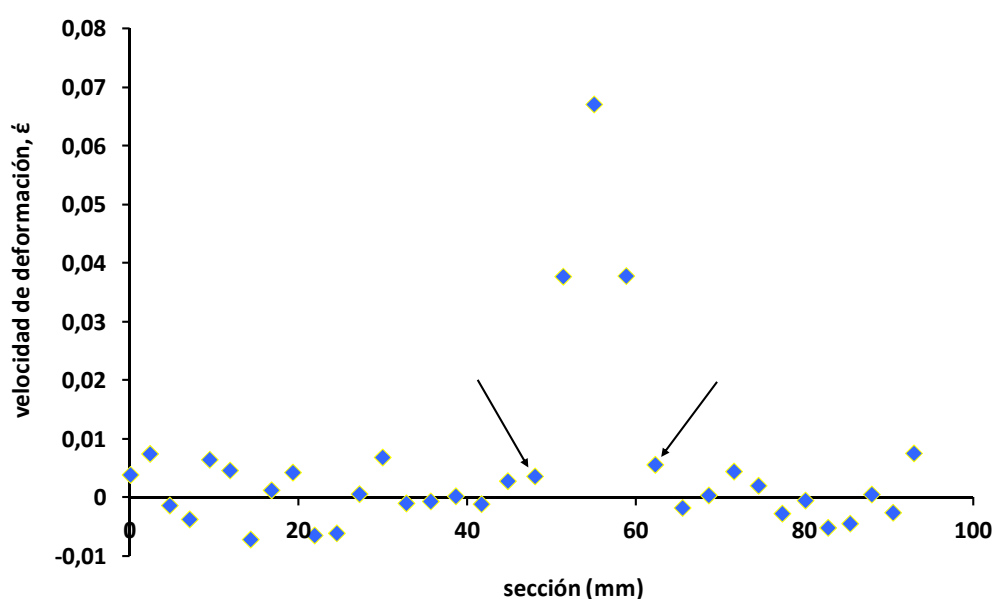


Figura 4.4. El aumento local de la velocidad de deformación indica la zona de estricción.

La Figura 4.5 muestra la curva FLC obtenida en el ensayo *Nakajima* a partir del método de la velocidad de deformación para el TRIP800. Se observa que en la zona de tensión uniaxial (zona izquierda del diagrama FLD) la curva FLC obtenida mediante este método es ligeramente superior a la curva FLC obtenida a partir del cálculo basado en las deformaciones principales (según la norma ISO12004). Cabe destacar que estas diferencias son poco significativas y que ambos métodos proporcionan resultados similares en las curvas FLC. Es decir, los métodos basados en la velocidad de deformación proporcionan resultados similares a los métodos basados en las deformaciones principales, para predecir las curvas FLC con criterio a estricción.

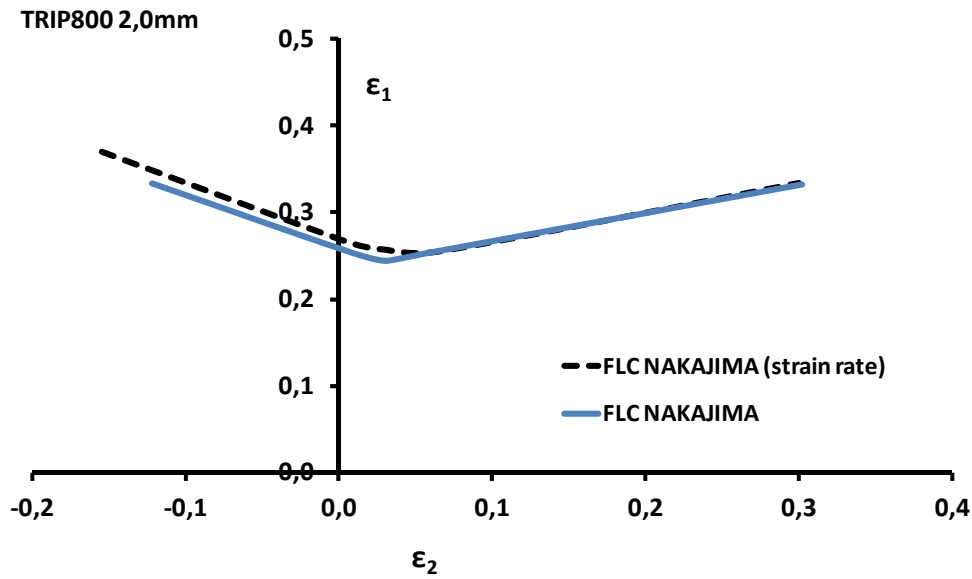


Figura 4.5. Curvas FLC obtenidas para el acero TRIP800 según método de la velocidad de deformación (strain rate) en ensayo Nakajima.

4.1.3. Influencia del tipo de ensayo

Como se ha indicado anteriormente, los ensayos de estirado *Nakajima* y *Marciniak* son los más utilizados para determinar las curvas FLC. El ensayo *Nakajima* se utiliza un punzón semiesférico para deformar las probetas, mientras que el ensayo *Marciniak* emplea uno plano.

Para estudiar la influencia del tipo de ensayo, se han utilizado dos aceros: TRIP800 de espesor 2,0 mm y el DC03 de espesor 1,5 mm. De esta manera se ha podido analizar la influencia del tipo de ensayo en dos gamas de aceros, uno acero AHSS y un acero de embutición, Figuras 4.6 y 4.7, donde el cálculo matemático utilizado para determinar principio estricción ha sido el ISO.

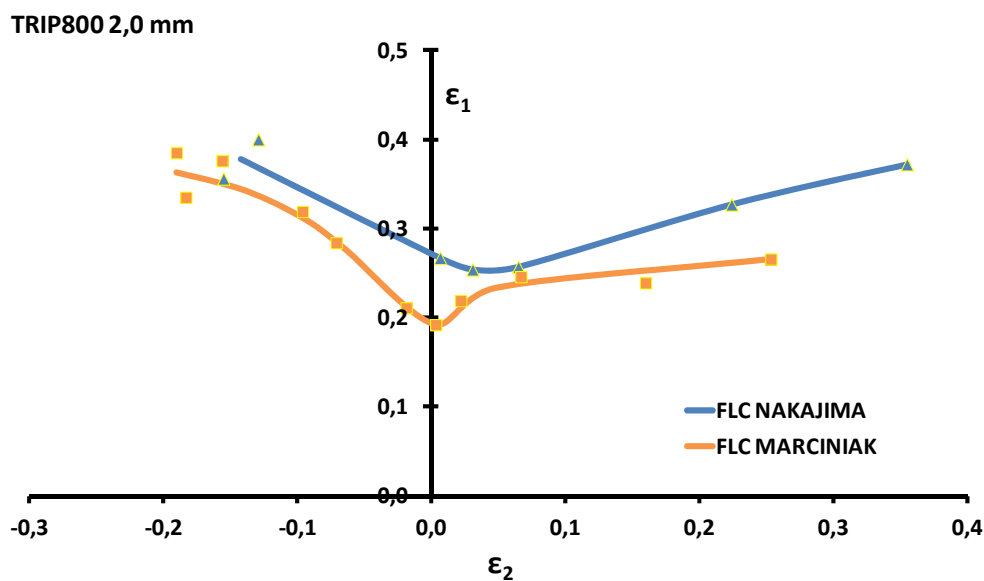


Figura 4.6. Puntos de máxima conformabilidad y curvas FLC en ensayos *Nakajima* y *Marciniak* para el TRIP800 2,0 mm.

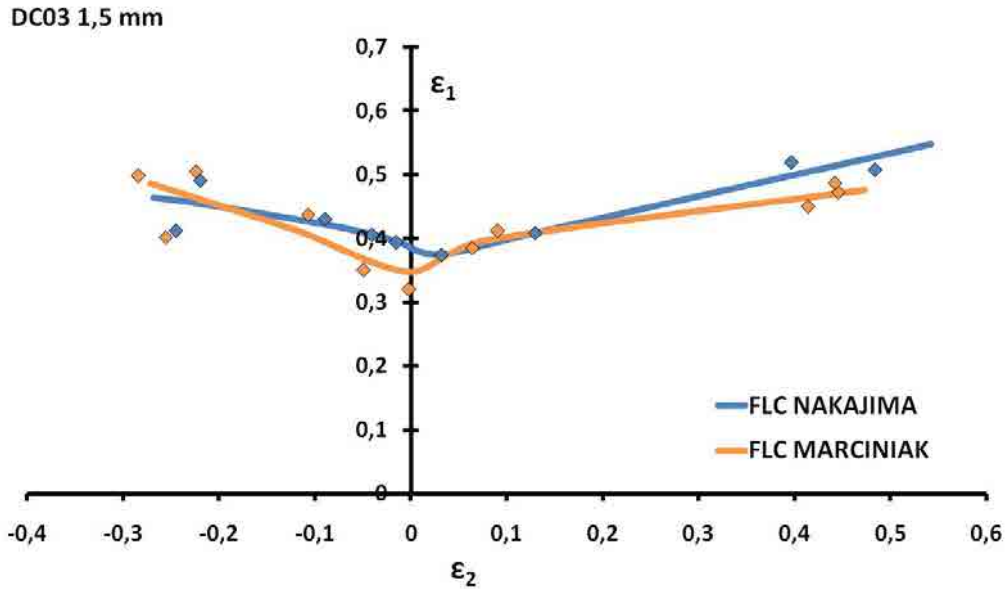


Figura 4.7. Puntos de máxima conformabilidad y curvas FLC en ensayos Nakajima y Marciniak para el DC03 espesor 1,5 mm.

Analizando el tipo de ensayo, se observa que el acero TRIP800 presenta mayores diferencias entre las curvas obtenidas mediante ensayos *Nakajima* y *Marciniak*. Dichas diferencias son mayores en la zona de tensión biaxial (zona derecha diagrama FLD) y zona de deformación plana (FLD₀).

4.1.4. Influencia del espesor

En este apartado se pretende estudiar cómo afecta el espesor en los diferentes ensayos de estirado, *Nakajima* y *Marciniak*. Para ello se han utilizado dos aceros TRIP700 de espesores 1,2 y 2,0 mm. Las Figuras 4.8 y 4.9 muestran las curvas FLC de estos aceros, donde se observa que a mayor espesor, las diferencias entre las curvas FLC *Nakajima* y *Marciniak* aumentan.

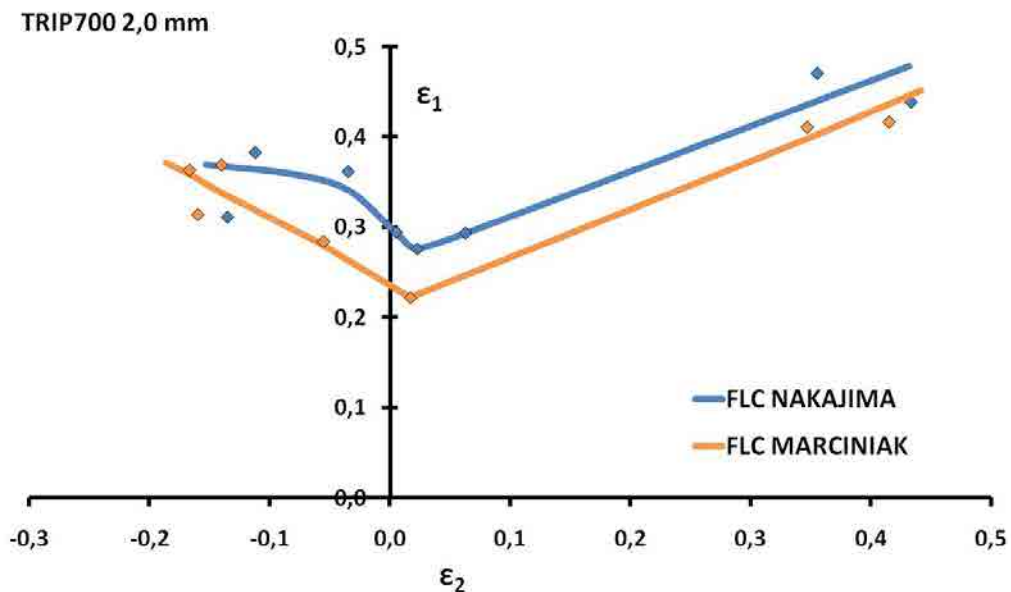


Figura 4.8. Puntos de máxima conformabilidad y curvas FLC en ensayos Nakajima y Marciniak para el TRIP700 de 2,0 mm.

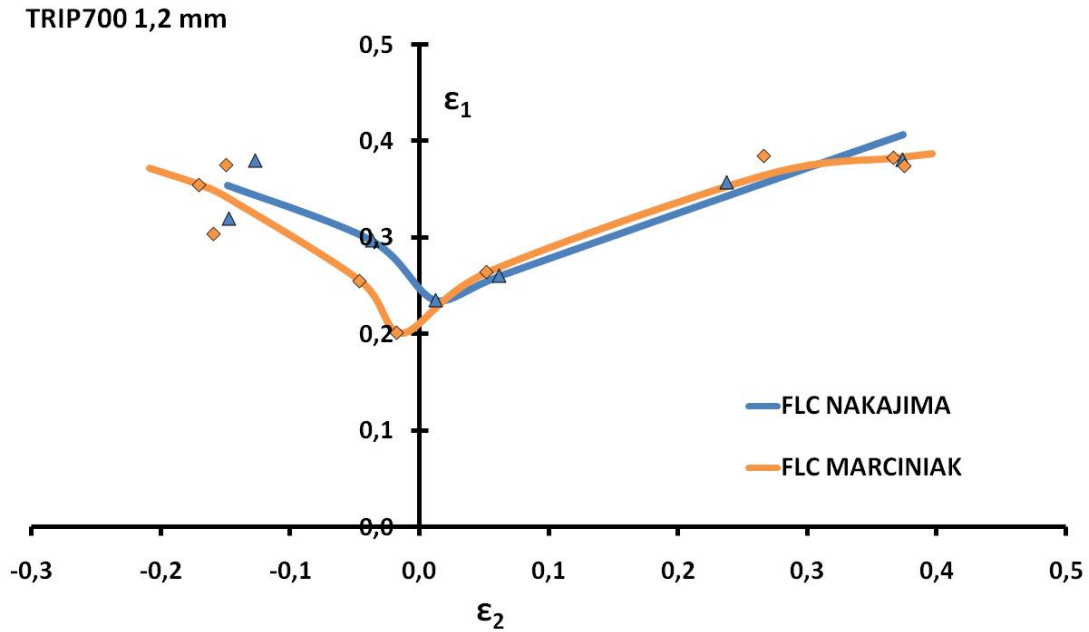


Figura 4.9. Puntos de máxima conformabilidad y curvas FLC en ensayos Nakajima y Marciniak para el TRIP700 de 1,2 mm.

Las Figuras 4.10 y 4.11 comparan las curvas FLC de los distintos aceros en los ensayos *Nakajima* y *Marciniak*. Se observa que en el ensayo *Nakajima* el acero de mayor espesor, TRIP700 de 2,0 mm, presenta una mayor conformabilidad en prácticamente todo el diagrama FLD. En la zona de tensión uniaxial (zona izquierda del diagrama), las curvas FLC se aproximan. En cambio, en el ensayo *Marciniak* las curvas FLC de ambos materiales son muy parecidas, exceptuando la zona del FLD_0 (zona deformación plana), donde el acero de mayor espesor presenta un aumento de la conformabilidad.

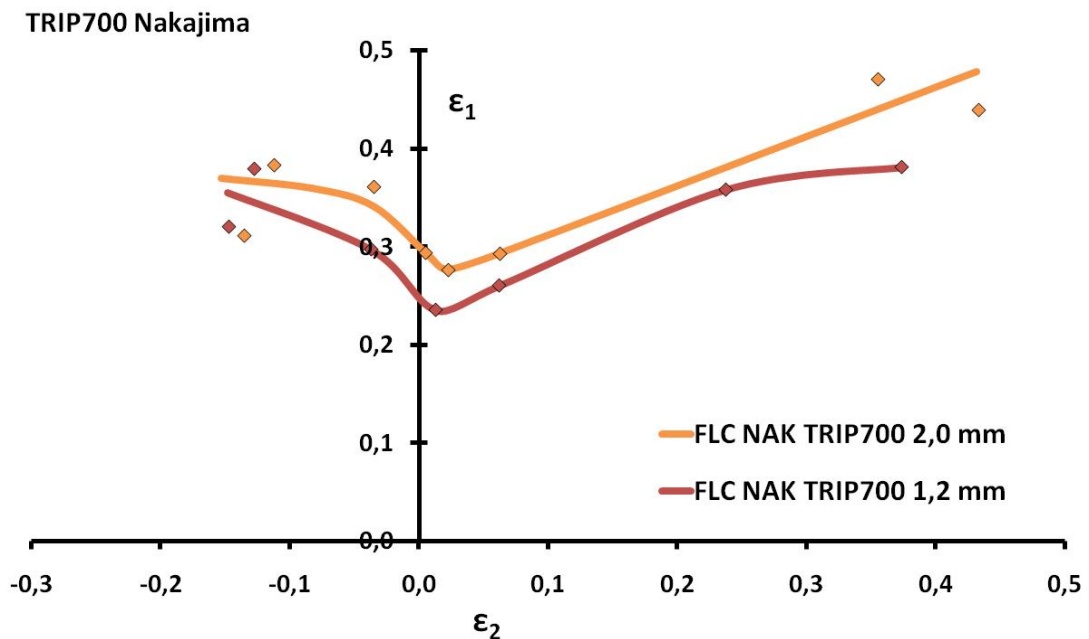


Figura 4.10. Puntos de máxima conformabilidad y curvas FLC en ensayos Nakajima para TRIP700 espesores 1,2 y 2,0 mm.

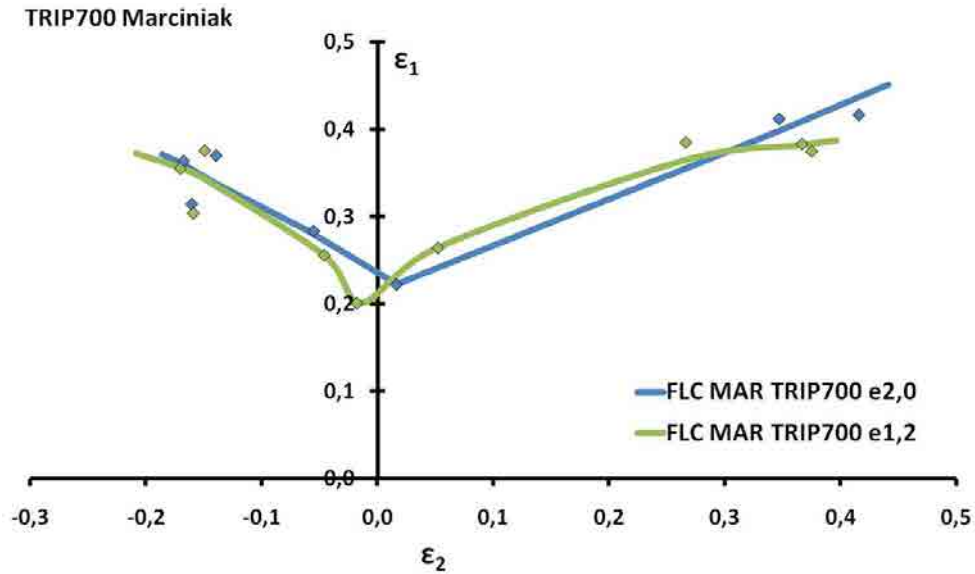


Figura 4.11. Puntos de máx. conformabilidad y curvas FLC, ensayos Marciniak para TRIP700 espesores 1,2 y 2,0 mm.

4.1.5. Efecto de la geometría de punzón

En este apartado, se estudia la influencia de la geometría del punzón, para ello se utilizan diferentes diámetros de punzón, siendo estos de 50, 100 y 150 mm en ensayo tipo *Nakajima*. Los efectos de doblado que produce un punzón semiesférico afectan a la posición de la curva FLC [5, 6], donde puede provocar caminos de deformación no lineales proporcionando curvas FLC desplazadas del punto FLD_0 y con mayor deformación.

La Figura 4.12 muestra la influencia del diámetro de punzón en el ensayo *Nakajima* para el acero TRIP800 espesor 2,0 mm.

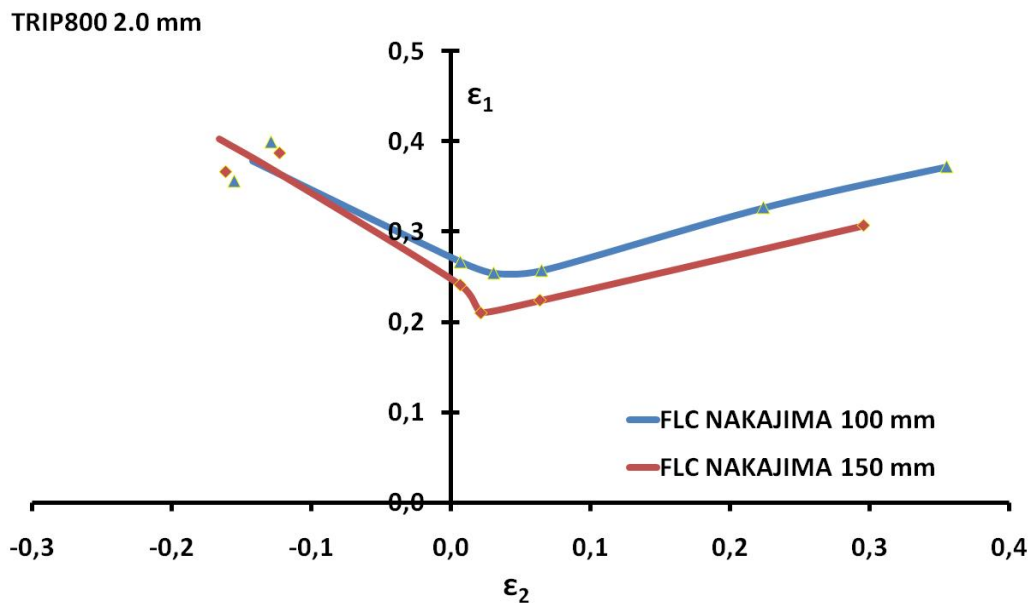


Figura 4.12. Puntos de máxima conformabilidad y curvas FLC, ensayos Nakajima (100 y 150 mm), de acero TRIP800.

En las zonas del FLD_0 (deformación plana) y tensión biaxial se observan diferencias apreciables entre las curvas FLC obtenidas con los diferentes diámetros de punzón. El ensayo con punzón de mayor diámetro (150 mm) proporciona menor conformabilidad.

La Figura 4.13 muestra la influencia del diámetro de punzón en el ensayo *Nakajima* para el acero TRIP700 espesor 1,2 mm. En las zonas del FLD_0 (deformación plana) y tensión biaxial se observan diferencias apreciables entre las curvas FLC obtenidas con los diferentes diámetros de punzón. El ensayo con punzón de mayor diámetro (100 mm) proporciona menor conformabilidad.

Por tanto se puede considerar que en la zona de tracción uniaxial (zona izquierda del diagrama FLD) es independiente de la geometría del punzón, por lo que no se producen efectos de doblado que afecten a los caminos de deformación.

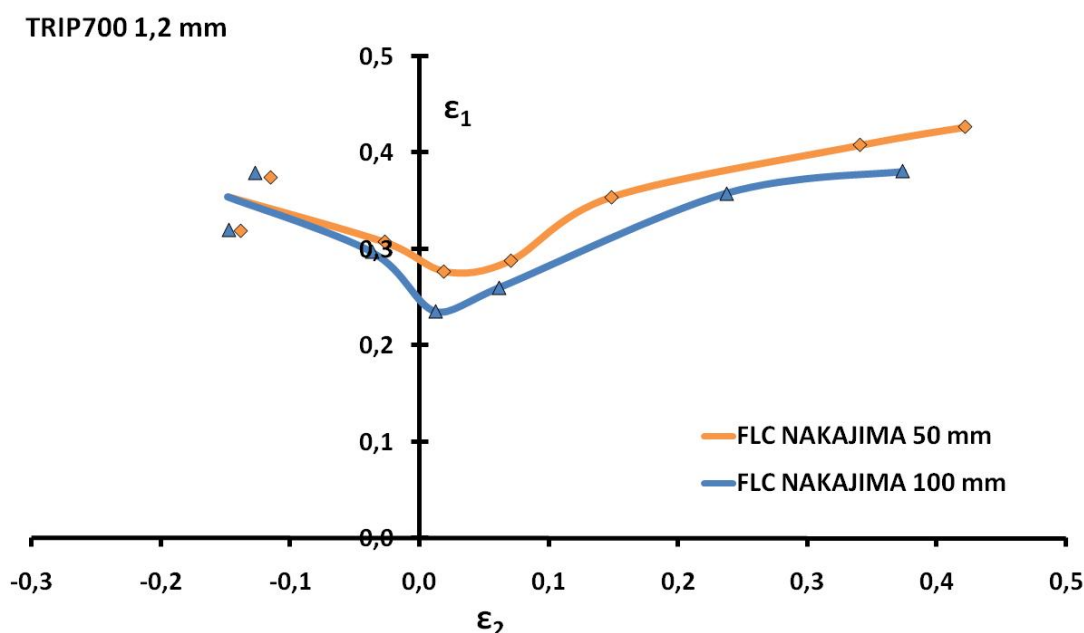


Figura 4.13. Puntos de máxima conformabilidad y curvas FLC en ensayos *Nakajima* (50 y 100 mm) para el TRIP700 espesor 1,2 mm.

4.1.6. Curvas FLCF (*Forming Limit Curve at Fracture*)

El procedimiento matemático de la norma ISO12004 [2] determina la conformabilidad máxima eliminando los puntos o zona que ha sufrido estricción localizada durante el ensayo. Esta norma propone un método matemático para eliminar los puntos que muestran dicha estricción localizada en la que se ajusta una parábola inversa a los puntos restantes. Sin embargo, existen otros métodos para realizar este ajuste, como la utilización de un polinomio de sexto orden. La utilización de un método u otro da como resultado, en muchos casos, curvas FLC distintas para un mismo material, especialmente cuando el material ofrece un mayor grado de estricción, como por ejemplo el acero DC03. Para evitar la influencia del polinomio de ajuste se han calculado las curvas FLCF (*Forming*

Limit Curve at Fracture) utilizando los puntos de máxima conformabilidad en la etapa previa a la rotura. Las curvas FLCF obtenidas de los ensayos *Nakajima* y *Marciniak* se compararon en un acero DC03 y un acero TRIP800. Para calcular los puntos de máxima conformabilidad correspondientes a la rotura, se utilizó el valor promedio de las deformaciones máximas en la última etapa previa a la rotura, Figura 4.14.

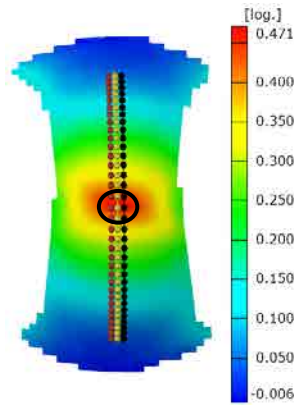


Figura 4.14. Puntos de máxima conformabilidad (dentro del círculo) para calcular la curva FFLC.

La Figura 4.15 compara las curvas FLCF obtenidas en ensayos *Nakajima* y *Marciniak*, para los aceros TRIP800 y DC03. En el acero TRIP800 el ensayo *Nakajima* proporciona una curva FLCF con mayor conformabilidad. Las diferencias son mayores en la zona del FLD_0 (deformación plana) y en la zona de tensión biaxial (zona derecha del diagrama FLD). En cambio, en el acero DC03 no hay diferencias significativas entre las curvas FLCF obtenidas mediante los ensayos *Nakajima* y *Marciniak*. Estas diferencias entre el comportamiento entre los dos materiales, podrían ser debidas a los efectos de los diferentes caminos de deformación que se producen durante los ensayos de estirado.

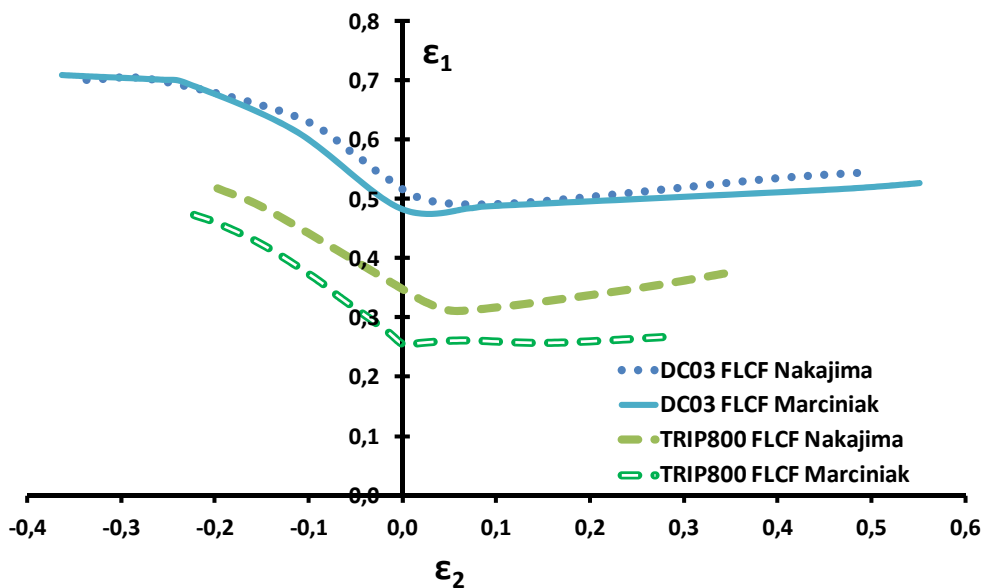


Figura 4.15. Curvas FLCF en los aceros DC03 y TRIP800.

4.2. Estudio de los caminos de deformación

Las curvas FLC son normalmente determinadas mediante ensayos que involucran diferentes caminos de deformación, que se asumen son lineales (es decir, la relación entre las tensiones principales y las deformaciones principales debería ser constante). No obstante, se ha observado que cambios abruptos en el camino de deformación modifican la curva FLC [7, 8]. En este capítulo se estudiará la influencia de los caminos de deformación, en los diferentes ensayos de estirado *Nakajima* y *Marciniak*, de diferentes aceros AHSS y aceros de embutición.

4.2.1. Influencia del tipo de ensayo

De acuerdo con los ensayos realizados, se ha observado que los ensayos *Nakajima* proporcionan una mayor conformabilidad en ciertas zonas del diagrama FLD. Por ello, en este apartado se estudian los caminos de deformación de los ensayos de estirado utilizados y su influencia en la conformabilidad, es decir, la forma y posición de la curva FLC en el diagrama FLD.

La Figura 4.16 muestra los caminos de deformación, de las diferentes geometrías de probeta ensayadas, en los ensayos de estirado *Nakajima* y *Marciniak* para el acero TRIP800. Mientras que en la Figura 4.17 se representa la deformación mayor (ϵ_1) en función del camino de deformación (ϵ_2/ϵ_1), ya que de esta manera es más fácil observar la evolución del mismo y la desviación respecto de la linealidad.

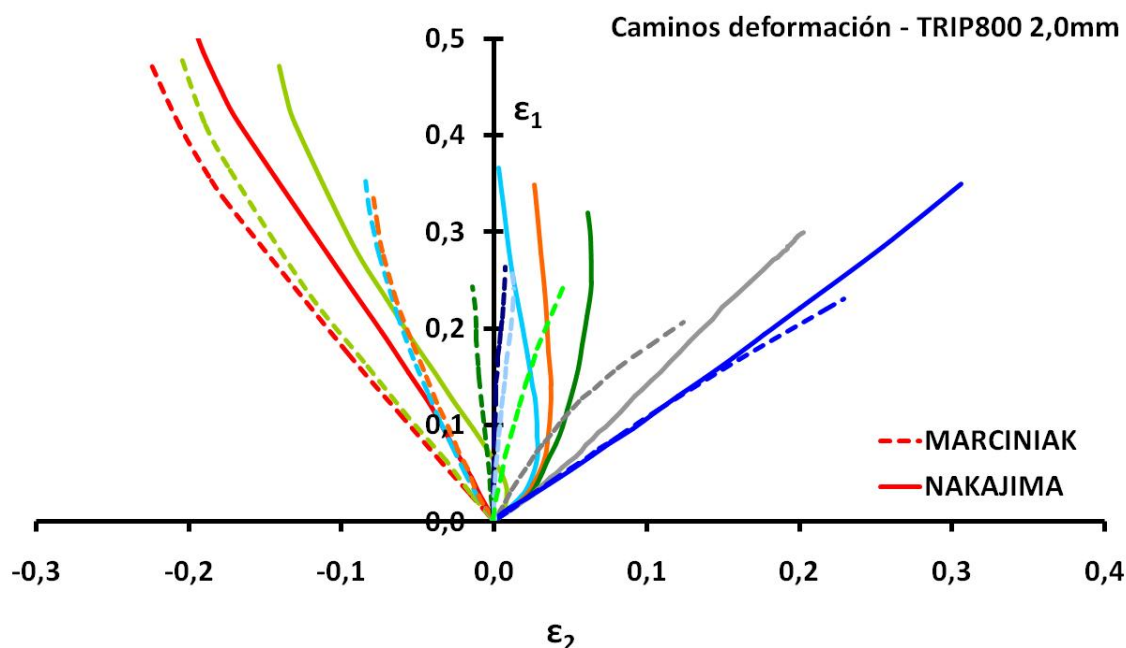


Figura 4.16. Caminos de deformación en Nakajima y Marciniak para el acero TRIP800.

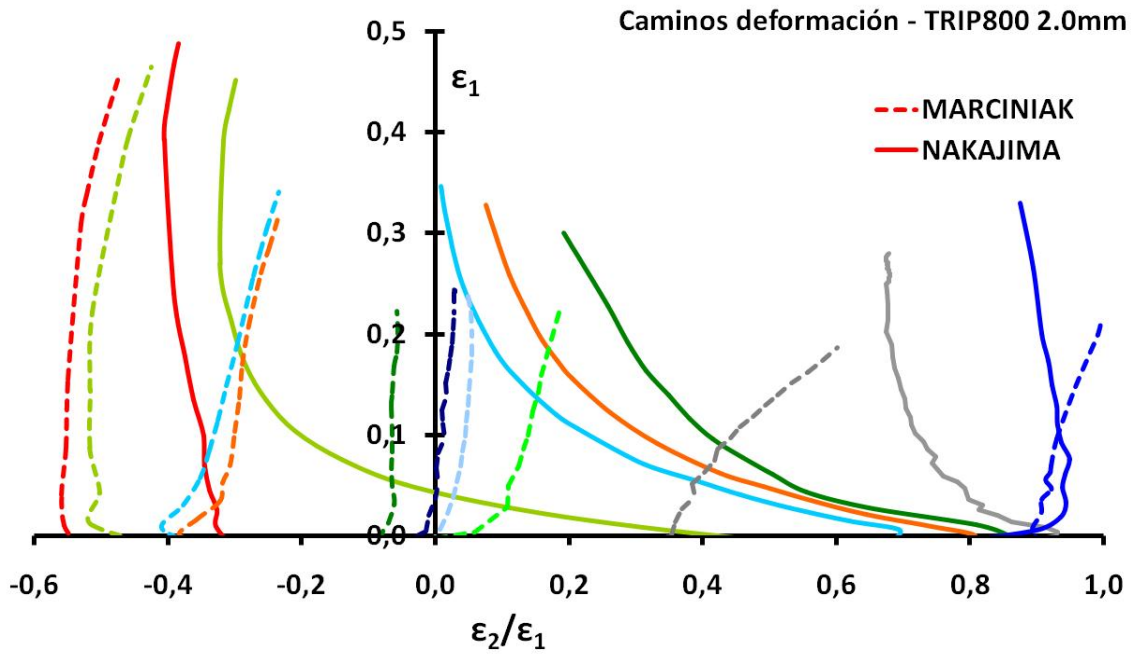


Figura 4.17. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayos Nakajima y Marciniak para el acero TRIP800.

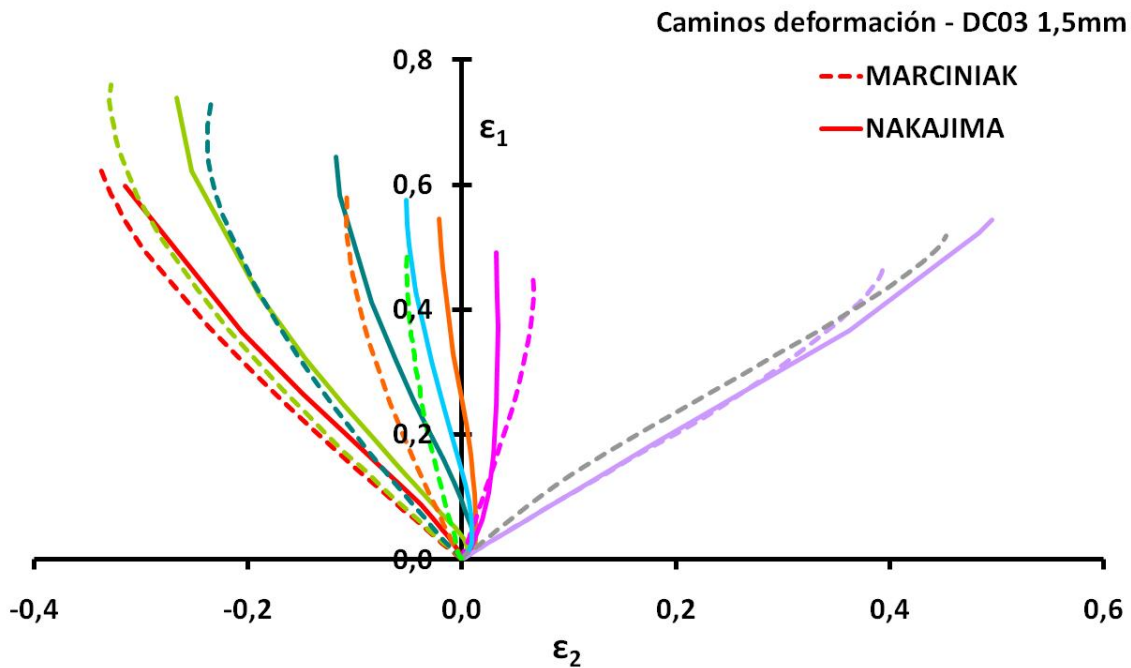


Figura 4.18. Caminos de deformación en Nakajima y Marciniak para el acero DC03.

De acuerdo con estas representaciones, se observa que los caminos de deformación en los ensayos *Marciniak* son más lineales que en los ensayos *Nakajima*, donde en este último ensayo, los efectos de doblado y fricción pueden tener una gran influencia al inicio de la deformación, debido a la geometría del punzón (semiesférico). Estas diferencias en los caminos de deformación afectan a la

conformabilidad final del material, dado que las curvas FLC de los ensayos *Nakajima* y *Marciniak* son diferentes, tanto con criterio de estricción como con el de rotura. Por otro lado, los caminos de deformación en el acero DC03 muestran algunas diferencias entre los ensayos *Nakajima* y *Marciniak*, Figuras 4.18 y 4.19, sin embargo las curvas FLC son similares en ambos ensayos.

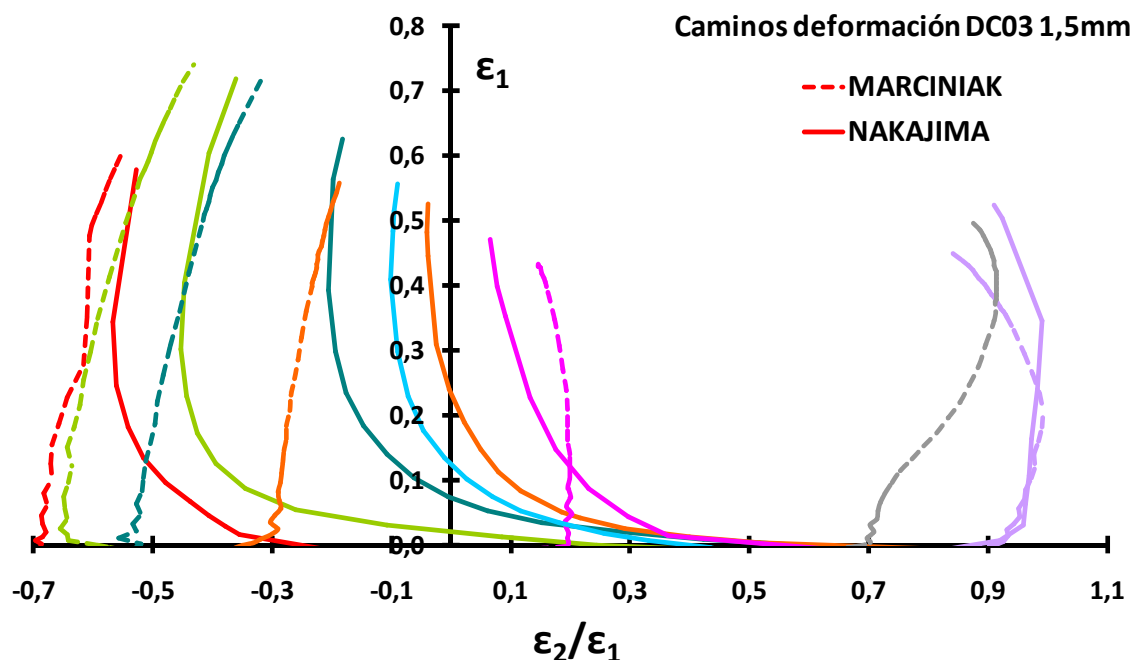


Figura 4.19. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayos *Nakajima* y *Marciniak* para el acero DC03.

La diferencia entre los aceros DC03 y TRIP800 es que el acero de embutición sufre una mayor deformación y los caminos de deformación en los ensayos *Nakajima* son más lineales en el DC03 que en el TRIP800. Aunque un factor que puede influir a presentar caminos de deformación no lineales en el TRIP800 es el espesor, este es mayor en el TRIP800 que el DC03, por tanto más efecto de doblado y fricción el TRIP800. Por tanto, se puede pensar que el mayor efecto a estas diferencias en los caminos de deformación pudiera ser debido al efecto del espesor. Dado que no se ha podido ensayar ningún acero TRIP800 de espesor 1,5 mm, se ha comparado con un acero DP780 de espesor 1,5 mm. Este acero posee una resistencia algo inferior al acero TRIP800, pero también posee una microestructura multifásica.

La Figura 4.20 muestra los caminos de deformación de los aceros DC03 y DP780 de espesor 1,5 mm. En este caso también se observa que los caminos de deformación en el acero DC03 son más lineales que en el acero DP780, por tanto los efectos de la microestructura en los caminos de deformación influyen en la curvatura de los caminos de deformación. Los aceros AHSS poseen una microestructura multifásica con fases más duras que pueden dificultar el deslizamiento de las dislocaciones.

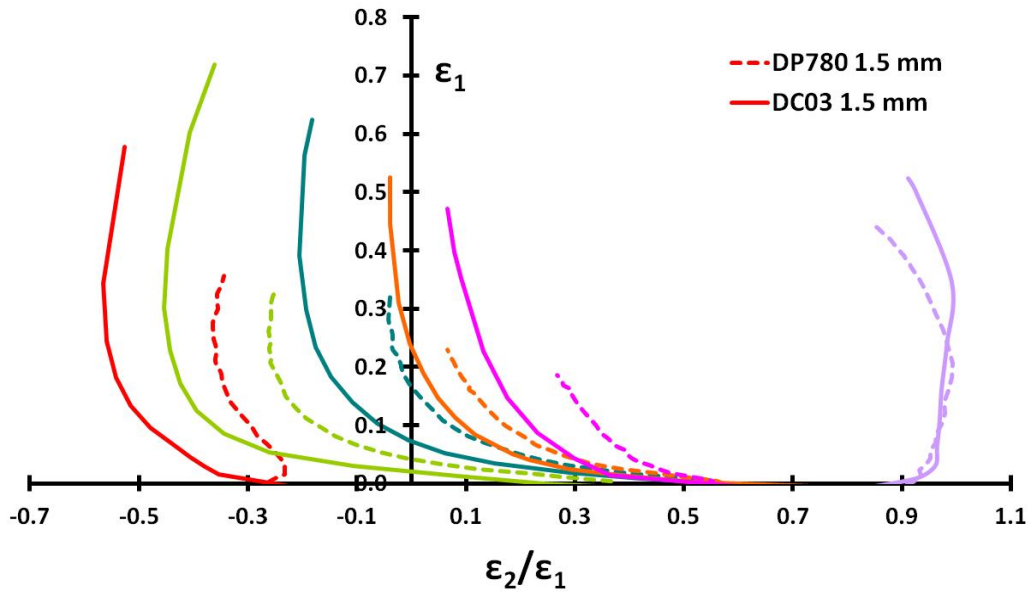


Figura 4.20. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayo Nakajima para los aceros de espesor 1,5 mm DC03 y DP780.

4.2.2. Influencia del espesor

Se ha establecido que un mayor espesor aumenta la conformabilidad de un material, pero hay diferentes opiniones sobre si este efecto es igual en todas las zonas del diagrama FLD. En los aceros se ha demostrado que este efecto es más importante en la zona derecha que en la zona opuesta del diagrama FLD [9, 10]. Teniendo en consideración los efectos de los caminos de deformación, la Figura 4.21 muestra la deformación mayor en función de los caminos de deformación en ensayos Nakajima para aceros TRIP700 de diferente espesor.

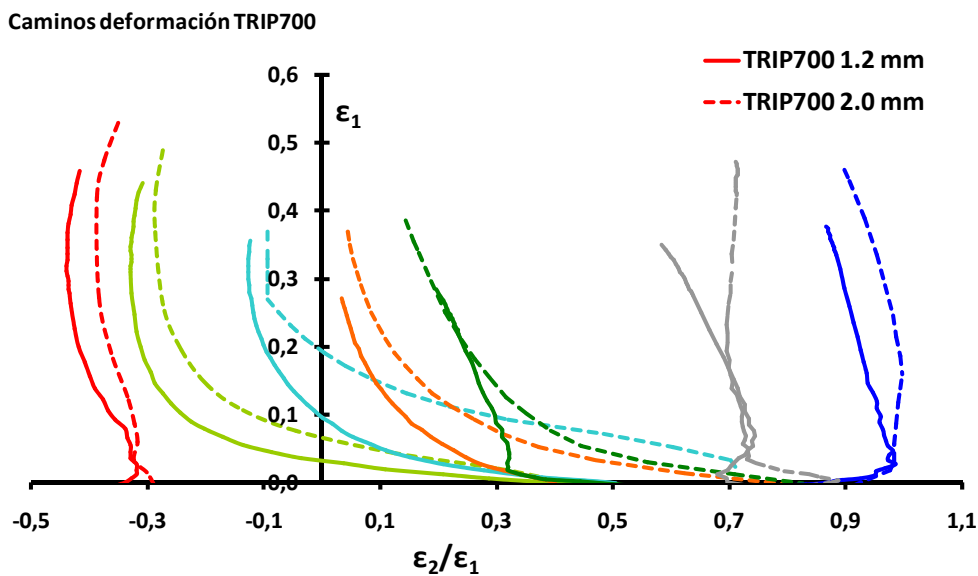


Figura 4.21. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayo Nakajima para los aceros TRIP700 de 2,0 mm y 1,2 mm de espesor.

Las líneas punteadas representan al material de mayor espesor para las diferentes geometrías de probeta. Estas líneas se inician en valores del camino de deformación con mayor biaxialidad, más desplazados a la derecha del diagrama FLD, es decir, en el TRIP700 de espesor 2,0 mm y con geometrías de 90, 100, 120 y 160 mm de anchura, los valores del camino de deformación, ρ , al inicio del ensayo están alrededor de 0,7 – 0,9, mientras que para el material de menor espesor, TRIP700 de 1,2 mm, estos valores iniciales están alrededor de 0,4 – 0,6. Por el contrario, en la zona de tensión uniaxial (parte izquierda diagrama FLD) muestran una menor diferencia en las curvas FLC, debido a que los caminos de deformación en ambos materiales son muy parecidos.

Si se comparan las propiedades mecánicas de estos dos aceros (ver Tabla 3.2 del capítulo 3) se observa que el coeficiente de endurecimiento es muy similar en ambos aceros TRIP700. El coeficiente de endurecimiento es uno de los parámetros que influyen en la posición de la curva FLC en el diagrama FLD, por tanto para valores de coeficiente de endurecimiento similares, el efecto de los caminos de deformación son los que determinan en mayor medida la posición de la curva FLC en el diagrama FLD.

En el ensayo Marciniak, Figura 4.22, a pesar de la diferencia de espesor, dado que presentan coeficiente de endurecimiento similar y sobretodo que caminos de deformación similares, las curvas FLC son más parecidas. Las diferencias entre los dos aceros se observaban, principalmente en la zona del FLD₀, donde los caminos de deformación son más diferentes.

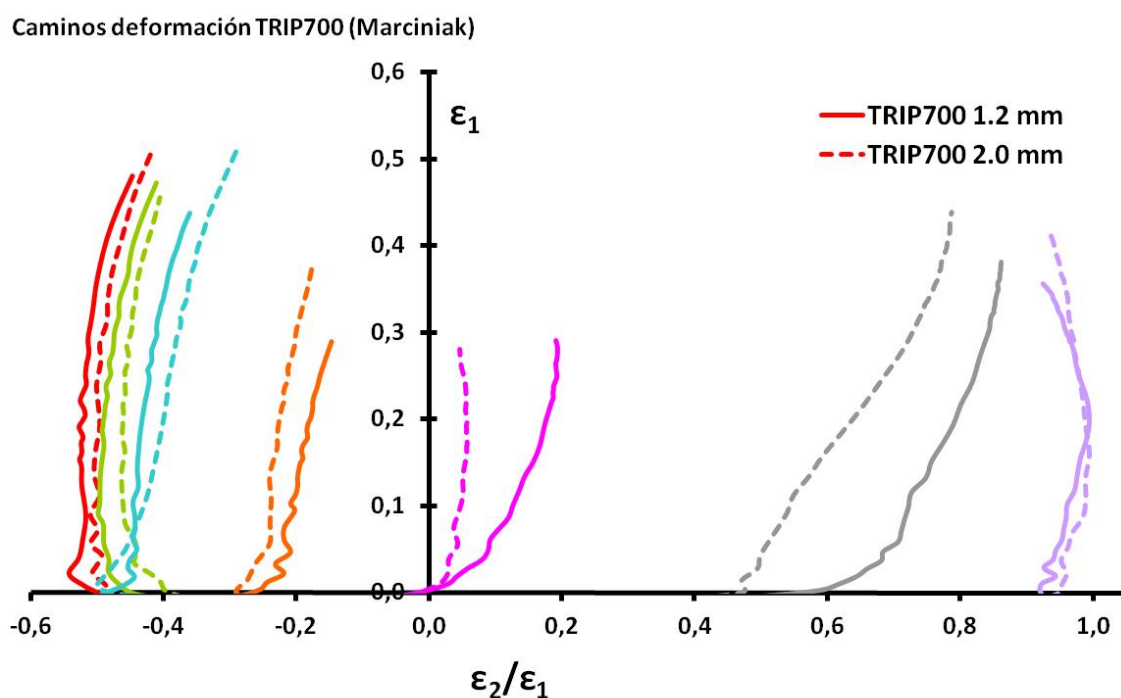


Figura 4.22. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayo Nakajima para los aceros TRIP700 de 2,0 mm y 1,2 mm de espesor.

4.2.3. Efecto de la geometría de punzón

Los ensayos Nakajima con diferente diámetro de punzón, 100 y 150 mm, para el TRIP800, en general mostraba menor curva FLC para el punzón de mayor diámetro. De acuerdo con los caminos de deformación, se observa que con diámetro de punzón menor (100 mm), estos caminos de deformación presentan una mayor biaxialidad inicial, Figuras 4.23 y 4.24. Los ensayos con punzón de 150 mm proporcionan valores iniciales en el camino de deformación de 0,5-0,7, mientras que con el punzón de 100 mm, estos son de 0,7-0,9. Esto hace que el punto FLD_0 se desplace hacia la derecha del diagrama FLD y presente una mayor conformabilidad en las zonas de tensión biaxial y deformación plana. En la zona de tensión uniaxial, los caminos de deformación son parecidos por lo que la conformabilidad en esta zona es similar.

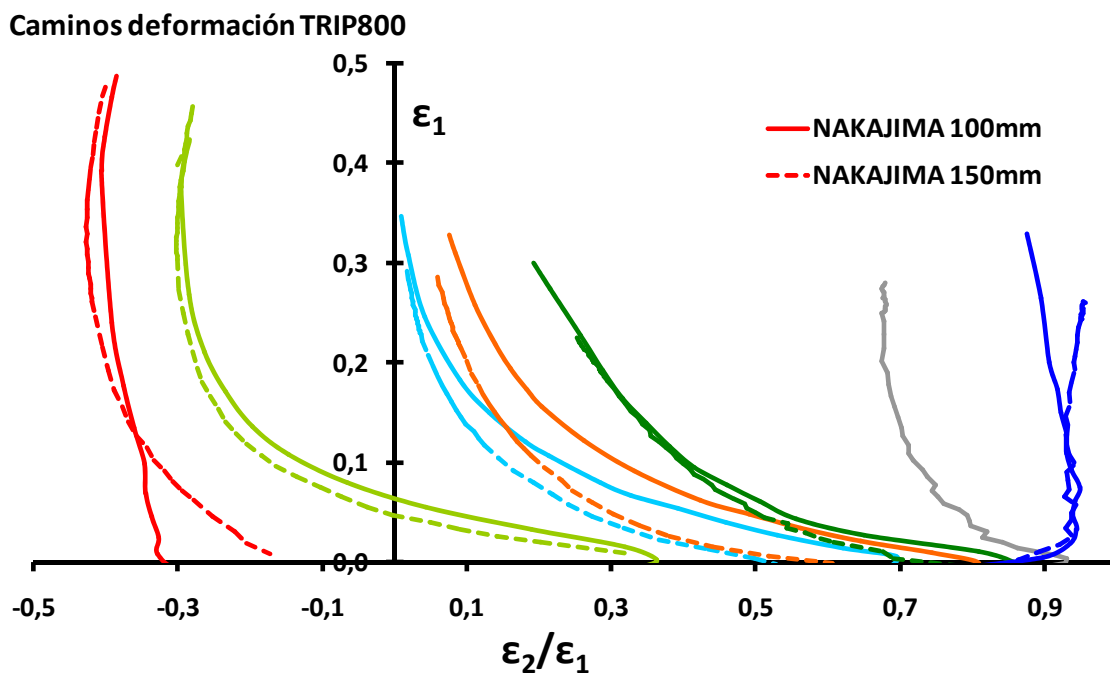


Figura 4.23. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayo Nakajima para acero TRIP800 con diferente diámetro de punzón.

Si se compara ahora con un punzón menor de 100 mm, se observa que dicha tendencia se mantiene. La Figura 4.25 muestra las curvas FLC del acero TRIP700 de espesor 1,2 mm, en ensayo *Nakajima* y diámetros de punzón 50 y 100 mm. Al igual que en el caso anterior, los caminos de deformación con diámetro de punzón menor (50 mm) presentan una mayor biaxialidad y por tanto mayor conformabilidad en el diagrama FLD, Figura 4.26. Mediante punzón de 50 mm la biaxialidad es mayor para las geometrías que proporcionan puntos cercanos al FLD_0 .

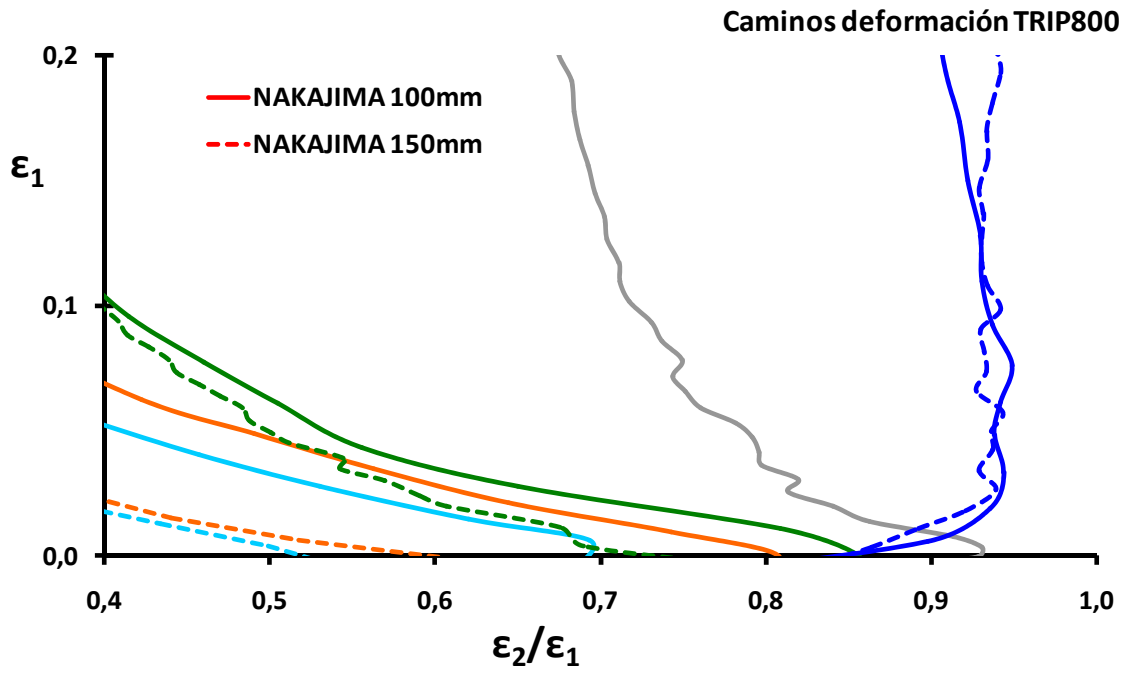


Figura 4.24. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayo Nakajima para acero TRIP800 con diferente diámetro de punzón en zona de tensión biaxial.

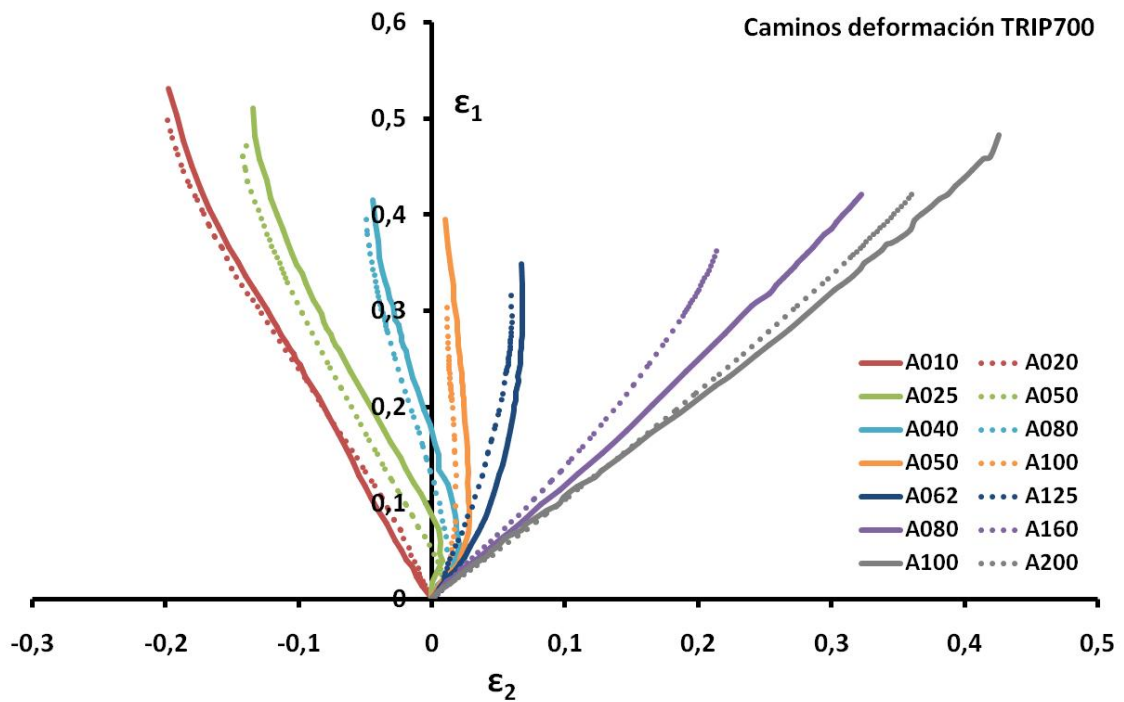


Figura 4.25. Caminos de deformación en el acero TRIP700 en el ensayo Nakajima con diferente diámetro de punzón (50 y 100 mm).

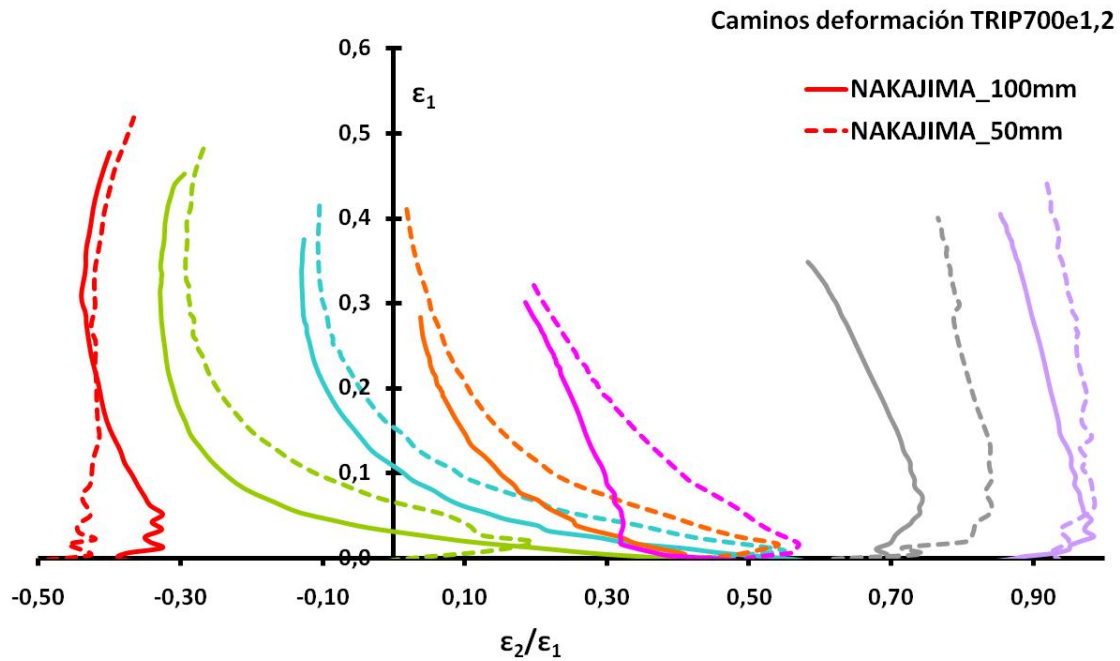


Figura 4.26. Deformación mayor en función del camino de deformación. Ensayo Nakajima para acero TRIP700 con diferente diámetro de punzón (50 y 100 mm).

4.2.4. Efecto de la predeformación

La influencia de los caminos de deformación en las curvas FLC ha sido un constante estudio, dado que los límites de conformación pueden aumentar o disminuir en función de la trayectoria del camino de deformación y estos se presentan como no lineales en la mayoría de las operaciones de conformado y embutición profunda.

Con el fin de estudiar trayectorias de caminos de deformación no lineales, se ha aplicado una predeformación utilizando diferente geometría de punzón. La predeformación inicial se ha realizado mediante un punzón semiesférico en ensayo *Nakajima* (para todas las geometrías de probeta) y se han conformado hasta rotura mediante ensayo *Marciniak*, Figura 4.27. La predeformación inicial ha sido desde 7 al 10 % de deformación, es decir de 0,07 – 0,1 de deformación verdadera en su componente de deformación mayor. Por tanto, las probetas conformadas mediante ensayo *Marciniak* tendrá la componente biaxial inicial debido a efectos de doblado y fricción de un punzón semiesférico, *Nakajima*.

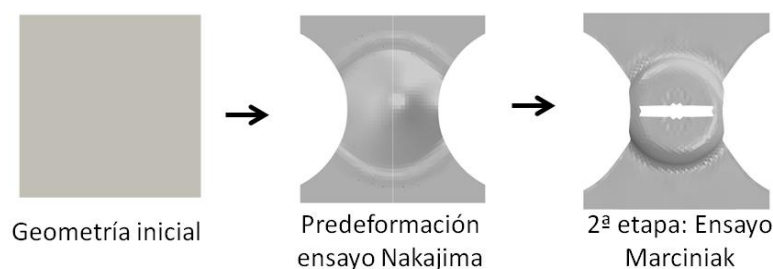


Figura 4.27. Esquema de predeformación inicial con punzón *Nakajima* y posterior conformado con punzón *Marciniak*.

Por otro lado se ha aplicado una predeformación inicial mediante un punzón semiesférico en ensayo *Nakajima* a probetas cuadradas de 200x200 mm, seguidamente se ha realizado una mecanización de las diferentes geometrías de probeta y por último se han conformado hasta rotura mediante ensayo *Marciniak*, Figura 4.28. La predeformación inicial ha sido del 8 % aprox., es decir 0,08 de deformación verdadera en su componente de deformación mayor.

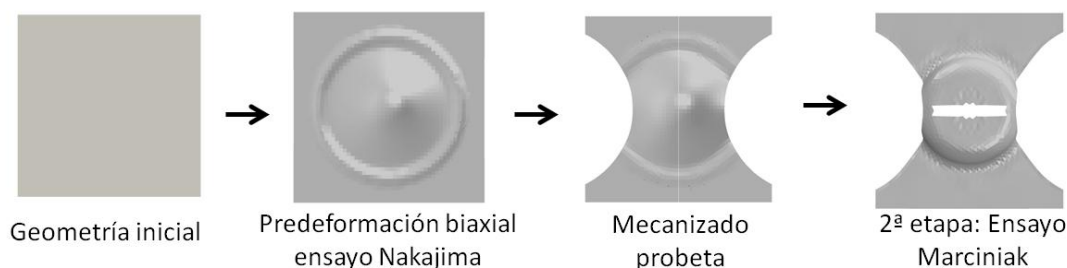


Figura 4.28. Esquema de predeformación inicial en probeta cuadrada con punzón *Nakajima*, mecanizado a la geometría a ensayar y posterior conformado con punzón *Marciniak*.

Las Figuras 4.29 y 4.30 muestran las curvas FLCF del acero TRIP800 de espesor 2,0 mm. De acuerdo con estas figuras, la predeformación afecta a la trayectoria de los caminos de deformación, siendo este efecto más apreciable cuando la predeformación se realiza con la geometría cuadrada de 200x200 mm. En este sentido, Kleemola et al. [11] observaron este efecto en aceros convencionales y cuando la predeformación era biaxial la curva FLC se desplazaba hacia abajo, indicando que había menores estados de deformación seguros que un proceso con caminos de deformación lineal, Figura 4.31.

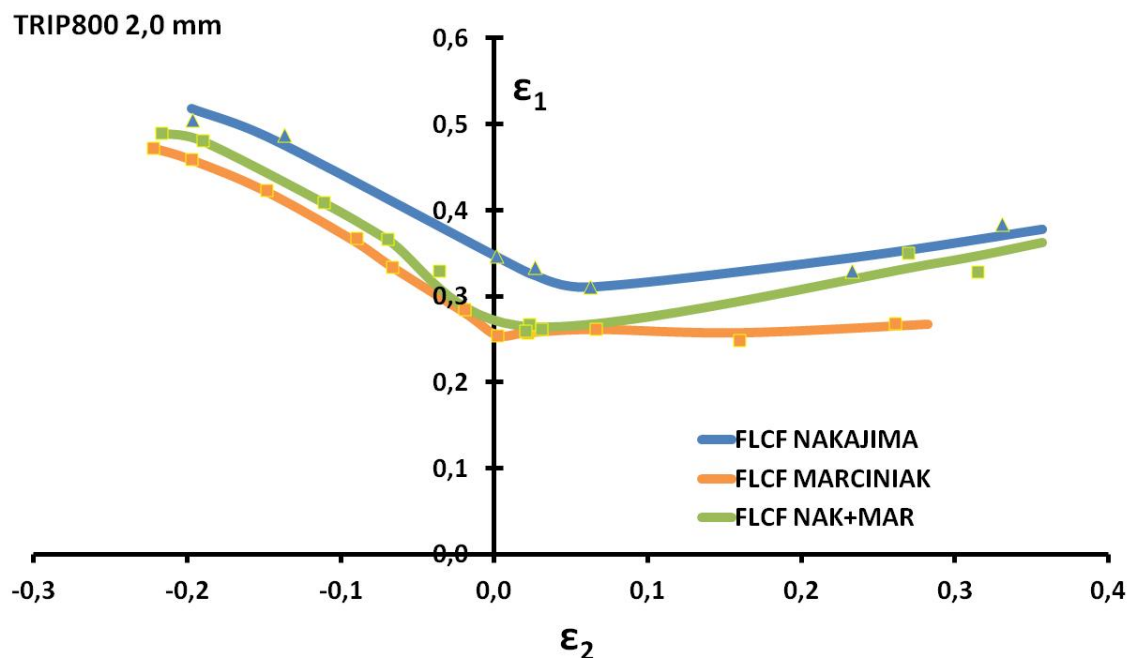


Figura 4.29. Curvas FLCF con predeformación inicial con punzón *Nakajima* para acero TRIP800.

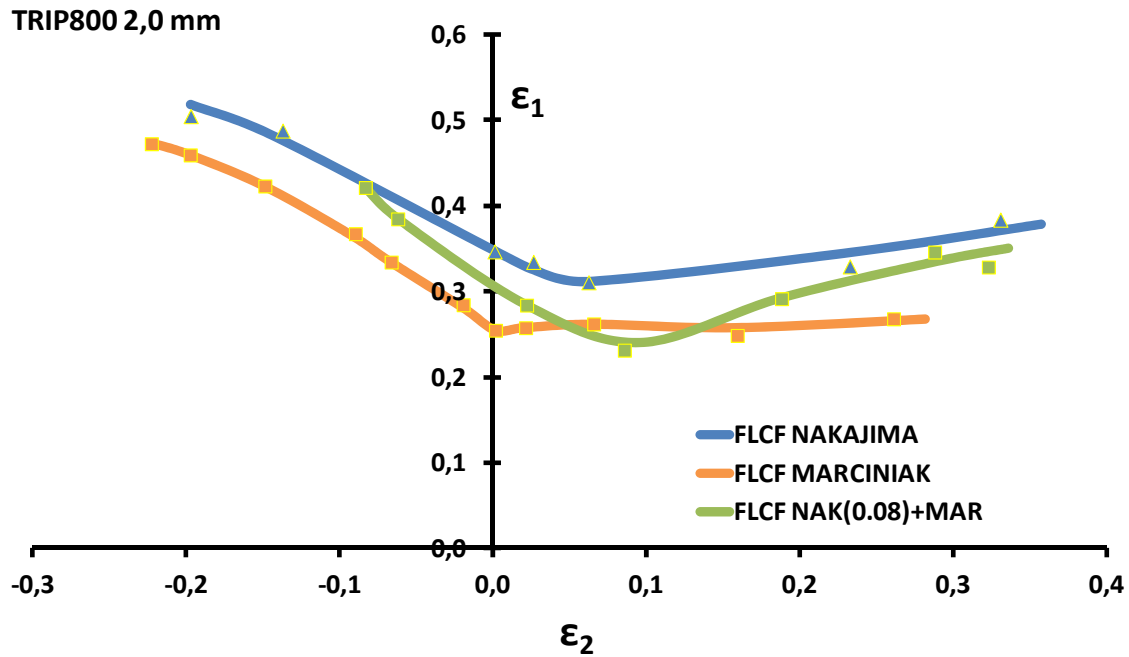


Figura 4.30. Curvas FLCF de TRIP800 con predeformación biaxial (Nakajima).

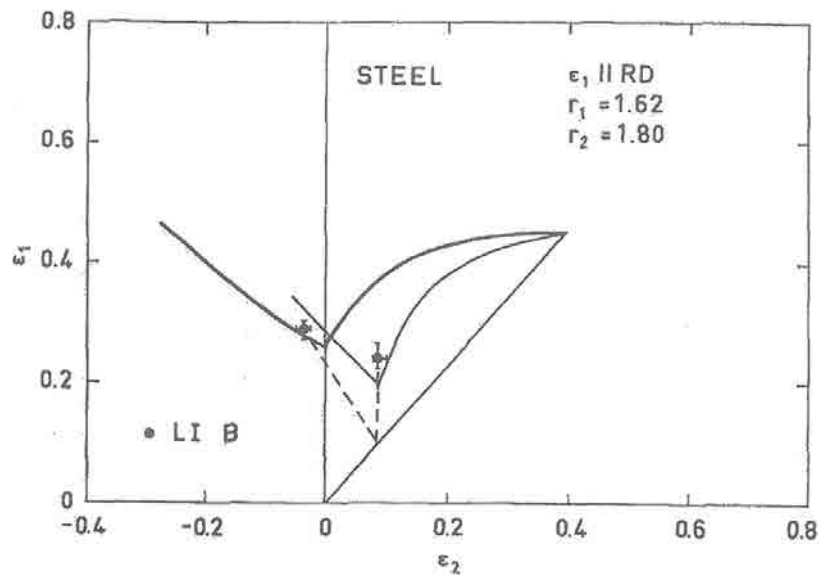


Figura 4.31 Disminución curva FLC con predeformación equibiaxial [11].

Para el TRIP800 de espesor 2,0 mm se observa que la predeformación de carácter biaxial no disminuye la conformabilidad, prácticamente se obtiene el mismo valor de deformación en el punto FLD_0 pero desplazado hacia la derecha, además se observa un aumento de la conformabilidad en la zona de tensión biaxial alcanzado prácticamente la conformabilidad obtenida mediante el ensayo de estirado *Nakajima*. Por otro lado, la predeformación con probetas iniciales de 200x200 mm proporciona también una mayor conformabilidad en la zona izquierda del diagrama FLD, que con la predeformación con cada una de las geometrías de probeta, mayor componente biaxial con las probetas de 200x200 mm.

Estas observaciones estarían de acuerdo con los estudios realizados por Mackensen y Hoffman [12] en aceros AHSS, donde llevaron a cabo un ensayo *Nakajima* en dos etapas de conformado. Una primera etapa con una predeformación inicial de carácter biaxial (mediante punzón *Nakajima*), posterior mecanización de las probetas predeformadas con diferente geometría, para obtener los distintos puntos del diagrama FLD y una segunda etapa de conformado, también con punzón *Nakajima*, hasta rotura, Figura 4.32. En todos los casos observaron un aumento de la conformabilidad respecto a la curva FLC sin predeformación, debido a la predeformación inicial de carácter biaxial, Figura 4.33.

Por el contrario, otros ensayos realizados con materiales de menor resistencia y también con predeformaciones de carácter biaxial han mostrado la variación de la posición del punto FLD_0 hacia la derecha del diagrama FLD, pero sin una tendencia clara de aumentar o disminuir la conformabilidad [13], por lo que los efectos de la biaxialidad inicial podrían ser beneficiosos, únicamente, en ciertos aceros de alta resistencia.

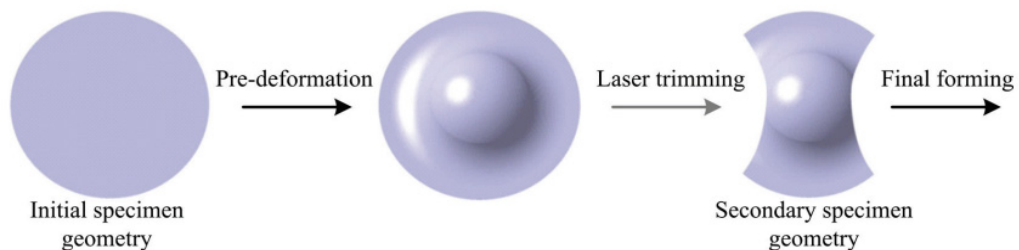


Figura 4.32. Predeformación equibiaxial seguido de mecanizado y posterior conformado final [12].

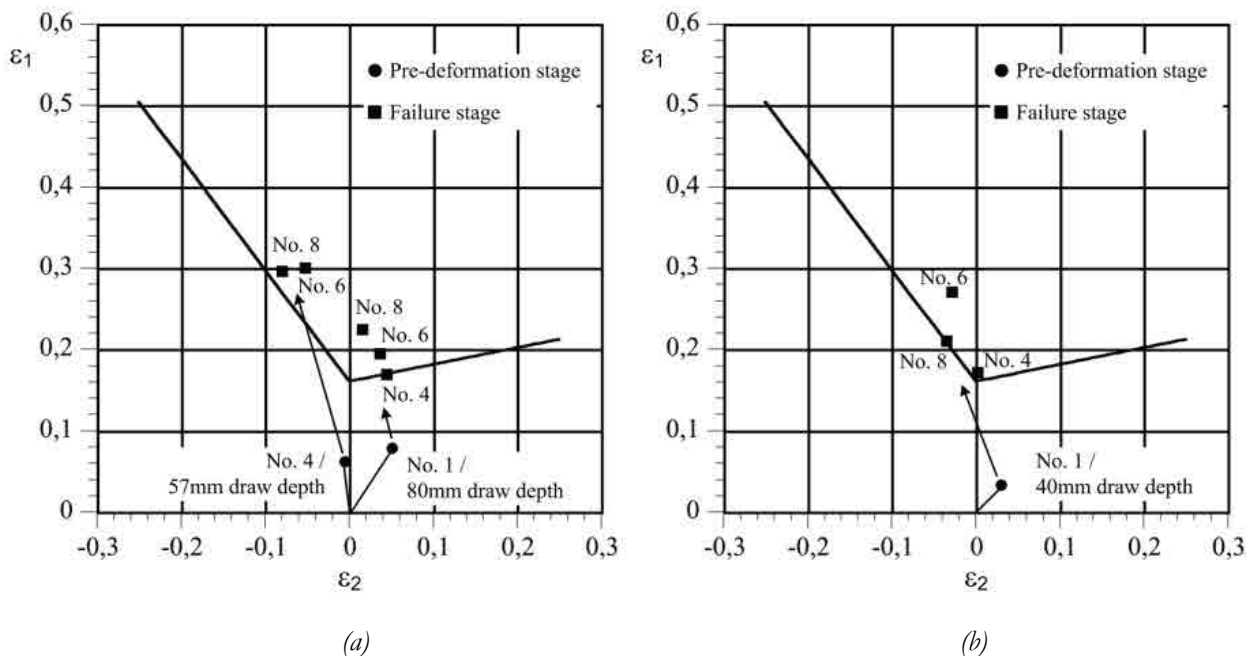


Figura 4.33. a) Predeformación equibiaxial, N°1 80 mm embutición y b) 40 mm embutición seguido de mecanizado y posterior conformado final [12].

4.3. Determinación curvas FLC teóricas

La determinación experimental de las curvas FLC es muy laborioso, con altos costes de tiempo y es necesario un equipo adecuado para su cálculo. A lo largo de los años, se han venido utilizando muchas aproximaciones teóricas a la curva FLC y muchas de ellas sólo eran validas para una familia de aceros en cuestión. En este capítulo se estudian diferentes aproximaciones basadas en la modificación del criterio de Ramaekers y Bongaerts [14].

4.3.1. Curvas teóricas $n \cdot R$

La anisotropía plástica, R , y el coeficiente de endurecimiento, n , afectan a las curvas FLC, de manera que es imposible variar un parámetro manteniendo el otro constante, el efecto de ambos, n y R , puede ser considerado conjuntamente utilizando el producto nR [15].

De acuerdo a lo expuesto en el capítulo 3, la anisotropía plástica varía en función de la deformación, $R(\varepsilon)$, esta variación puede ser más significativa en materiales que acumulan mayores deformaciones. Esta variación en R se ha tenido en cuenta para calcular curvas teóricas para un acero de embutición, DC03 de 1,5 mm de espesor y aceros AHSS, TRIP800 de 2,0 mm de espesor y DP780 de 1,5 mm de espesor. Las curvas teóricas, nR y $nR(\varepsilon)$, han sido comparadas con las curvas FLC experimentales obtenidas anteriormente.

Para calcular las curvas teóricas se ha utilizado el valor de la anisotropía plástica normal:

$$\bar{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (4.1)$$

Y se han definido las siguientes ecuaciones para el cálculo de las curvas teóricas, a partir de las ecuaciones de Ramaekers y Bongaerts [14]:

$$\varepsilon_1 = nR(\varepsilon) \quad \text{Para el valor de FLD}_0 \text{ en el eje } \varepsilon_1 \quad (4.2)$$

$$\varepsilon_1 = \frac{nR(\varepsilon)}{1+\rho} \quad \text{Para el cuadrante extensión-contracción} \quad (4.3)$$

$$\varepsilon_1 = (1 + \rho)nR(\varepsilon) \quad \text{Para el cuadrante extensión-extensión} \quad (4.4)$$

La Tabla 4.1 muestra un resumen de los valores de coeficiente de endurecimiento n (obtenido del gráfico de la extensión de las curvas tensión-deformación mediante método ARAMIS, ver capítulo 3), el valor de anisotropía plástica normal (valor obtenido de la expresión 4.1) y la ecuación empleada para la variación de la anisotropía plástica con la deformación.

Tabla 4.1. Valores de n y R de los materiales utilizados.

Material	n	R	$R(\epsilon)$
TRIP800 2,0mm	0,272	0,991	$1,828\epsilon_1^3 - 3,181\epsilon_1^2 + 0,959\epsilon_1 + 0,881$
DP780 1,5 mm	0,186	0,930	$0,719\epsilon_1^3 - 3,043\epsilon_1^2 + 1,101\epsilon_1 + 0,726$
DC03 1,5 mm	0,262	1,578	$2,986\epsilon_1^3 - 4,366\epsilon_1^2 + 0,963\epsilon_1 + 1,508$

La Figura 4.34 muestra las curvas FLCs obtenidas de los ensayos *Nakajima* y *Marciniak* (cálculo ISO) en comparación con las curvas teóricas nR y $nR(\epsilon)$ para el acero DC03 de 1,5 mm de espesor. De acuerdo con dicha figura, las predicciones tienen un mejor ajuste con los resultados experimentales (*Nakajima* y *Marciniak*) cuando se considera la variación de la anisotropía plástica con la deformación, $R(\epsilon)$. En la zona de tensión biaxial (zona derecha diagrama FLD) la aproximación propuesta proporciona valores ligeramente superiores con respecto al ensayo *Nakajima*. En la zona de tensión uniaxial (zona izquierda del diagrama FLD), las diferencias entre los resultados experimentales y las curvas teóricas se reducen considerando la aproximación de la variación de la anisotropía plástica con la deformación. En la zona del FLD_0 los resultados son similares y se ajustan más al ensayo *Marciniak*.

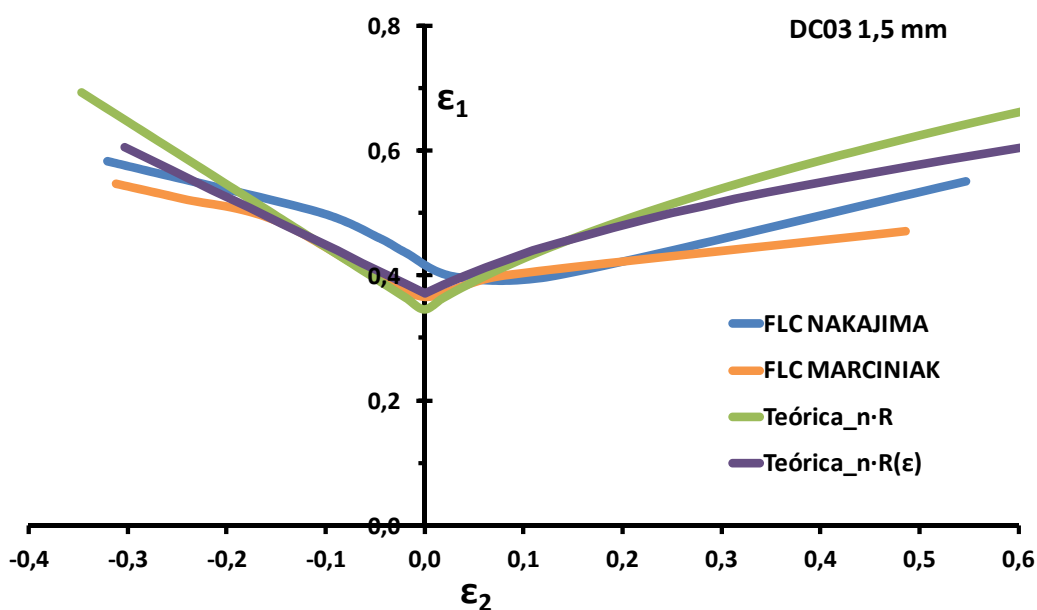


Figura 4.34. Curvas FLC experimentales mediante ensayos *Nakajima* y *Marciniak* en comparación con las curvas teóricas nR para el acero DC03.

Igualmente la Figura 4.35 compara las curvas experimentales obtenidas mediante los ensayos *Nakajima* y *Marciniak* con las teóricas nR para el TRIP800 de 2,0 mm de espesor. En este caso, los resultados experimentales dan curvas FLC diferentes. La curva FLC en el ensayo *Nakajima* presenta un grado de conformabilidad superior a la del ensayo *Marciniak*, debido a los diferentes caminos de deformación obtenidos durante los ensayos, tal y como se ha visto anteriormente. Por lo que, en el caso del TRIP800 las curvas FLC no son directamente comparables. Teniendo esto en consideración, se observa que en la zona de tensión biaxial (zona derecha diagrama FLD), la aproximación $nR(\epsilon)$, donde se tiene en cuenta

la variación de la anisotropía plástica con la deformación, se aproxima más a los resultados experimentales, en prácticamente todo el diagrama FLD, proporcionando valores similares, en prácticamente toda la zona izquierda del diagrama FLD, del ensayo *Nakajima*. En el punto FLD_0 , la curva teórica $nR(\epsilon)$ se sitúa un poco por debajo del ensayo *Nakajima*.

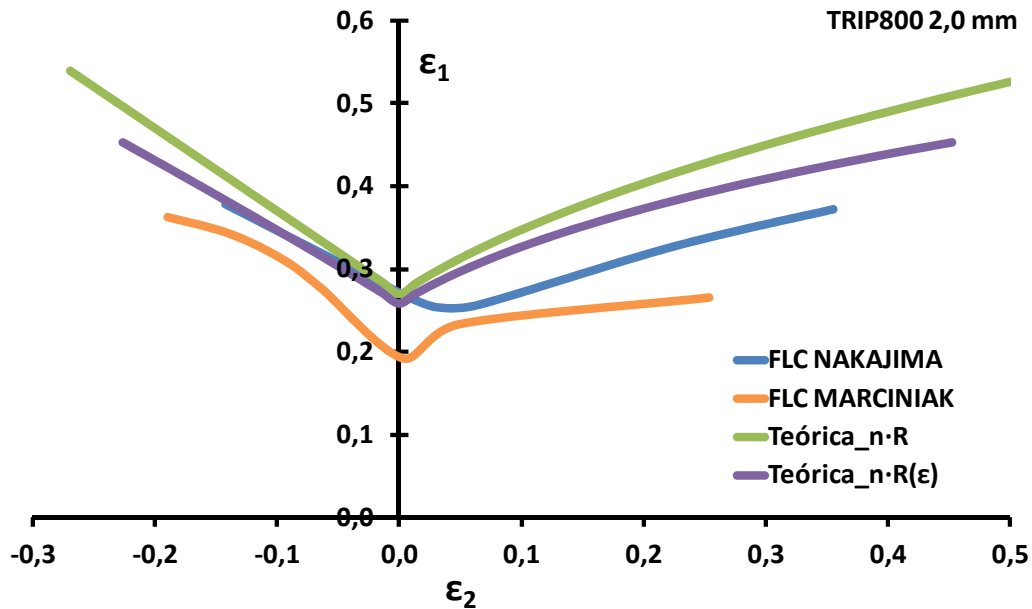


Figura 4.35. Curvas FLCs experimentales mediante ensayos *Nakajima* y *Marciniak* en comparación con las curvas teóricas nR para el acero TRIP800.

En la Figura 4.36 se compara las curvas experimentales obtenidas mediante los ensayos *Nakajima* y *Marciniak* con las teóricas nR para el DP780 de 1,5 mm de espesor.

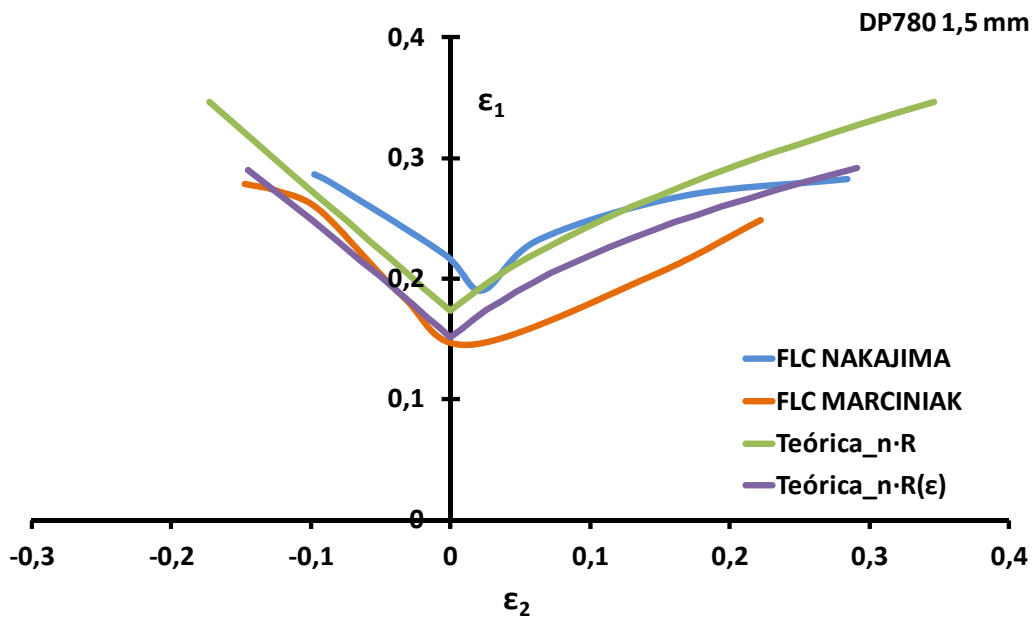


Figura 4.36. Curvas FLC experimentales mediante ensayos *Nakajima* y *Marciniak* en comparación con las curvas teóricas nR para el acero DP780.

Al igual que en el TRIP800, la curva FLC en el ensayo *Nakajima* presenta un grado de conformabilidad superior a la del ensayo *Marciniak*, debido a los diferentes caminos de deformación obtenidos durante los ensayos. Se observa que la curva nR se aproxima mejor a los resultados experimentales mediante el ensayo *Nakajima*, mientras que la curva $nR(\varepsilon)$ se aproxima mejor a los resultados experimentales del ensayo *Marciniak*.

De acuerdo a los resultados experimentales, se había observado que la variación de la anisotropía plástica con la deformación afecta en mayor medida a materiales con mayor alargamiento, por lo que dicha contribución también será mayor en las curvas teóricas nR , esto hace que en los aceros DC03 y TRIP800 la curva teórica $nR(\varepsilon)$ se aproxime mejor a las curvas experimentales y que en el acero DP780 ambas curvas puedan describir alguna de las curvas experimentales.

4.4. Relación de la microestructura con la conformabilidad

4.4.1. Fractografía

Se han realizado micrografías de las superficies de fractura en algunas geometrías de probeta del acero TRIP800 espesor 2,0 mm. Las superficies estudiadas corresponden a probetas con diferentes modos de deformación, correspondientes a la zona FLD_0 (deformación plana) y zona derecha del diagrama FLD (deformación/tensión biaxial), de los ensayos de estirado *Nakajima* y *Marciniak*.

La Figura 4.37 muestra una vista general de la superficie de fractura para geometría completa, es decir, con estado de deformación/tensión biaxial, para acero TRIP800. Se observa la superficie de bandas del acero TRIP800 en ambos ensayos. Una vista más detallada de estas mismas superficies de fractura se muestra en la Figuras 4.38. La fractura en ambos casos es una fractura dúctil con una abundante deformación plástica donde se observan una gran cantidad de cavidades en muchos casos interconectados, lo que indica esta considerable deformación plástica.

De la misma manera se ha analizado la zona de deformación plana, las Figuras 4.39 y 4.40 muestran una vista general y detallada de las superficies de fractura, respectivamente. También en este caso se observa la superficie de bandas del acero TRIP800 en ambos ensayos. La fractura en este caso, Figura 4.40, muestra cavidades poco profundas y aparecen algunas áreas con fractura en forma de cizalla, lo que indicaría poca ductilidad, de acuerdo a la menor conformabilidad encontrada en estas geometrías en ambos ensayos (zona de FLD_0).

En general, el análisis fractográfico no muestra diferencias apreciables en la fractura de las muestras ensayadas *Nakajima* y *Marciniak*. Si se observan diferencias entre los diferentes modos de deformación, como cabría esperar, pero no entre los ensayos de estirado.

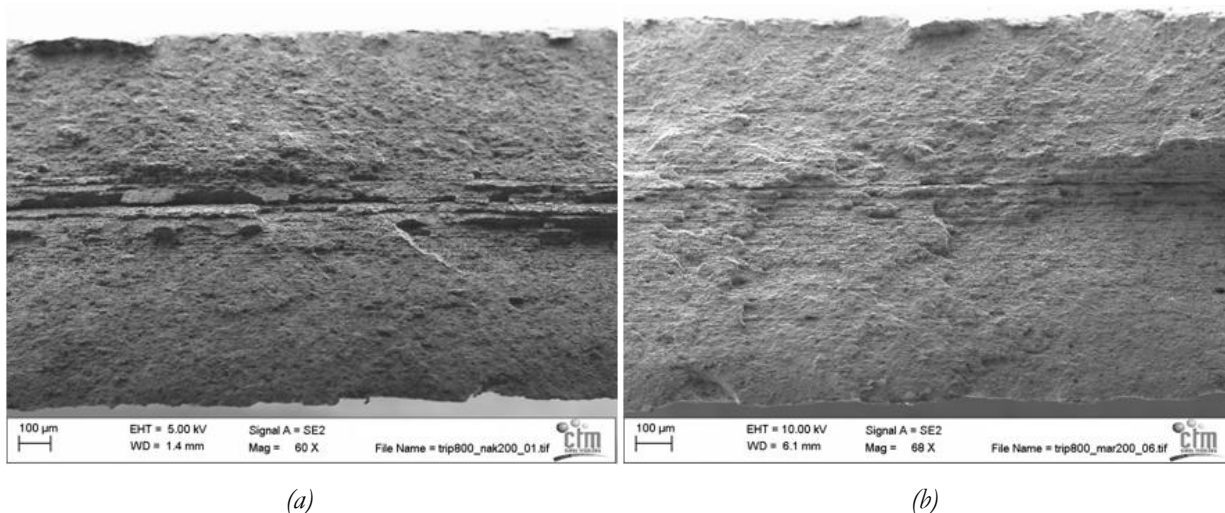


Figura 4.37. Superficies de fractura en deformación/tensión biaxial para acero TRIP800 en ensayos a) Nakajima y b) Marciniak.

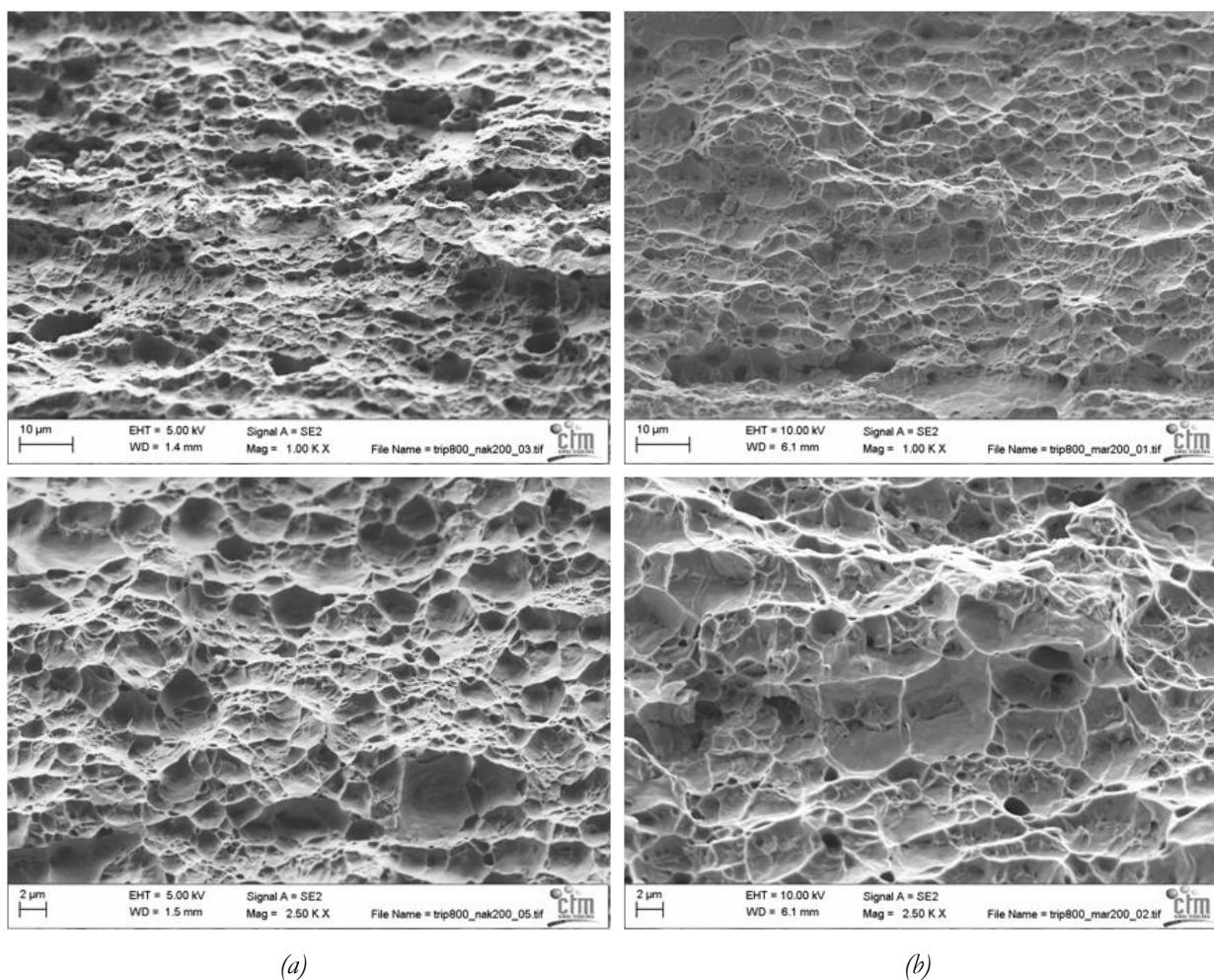


Figura 4.38. Detalle de las superficies de fractura en deformación/tensión biaxial para acero TRIP800 en ensayos a) Nakajima y b) Marciniak.

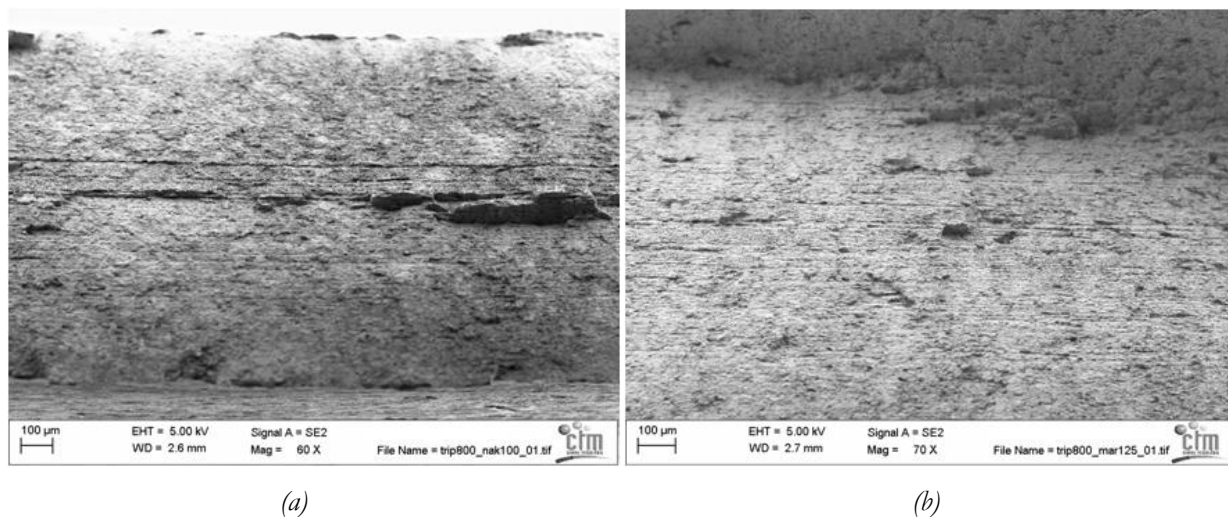


Figura 4.39. Superficies de fractura en deformación plana para acero TRIP800 en ensayos a) Nakajima y b) Marciniak.

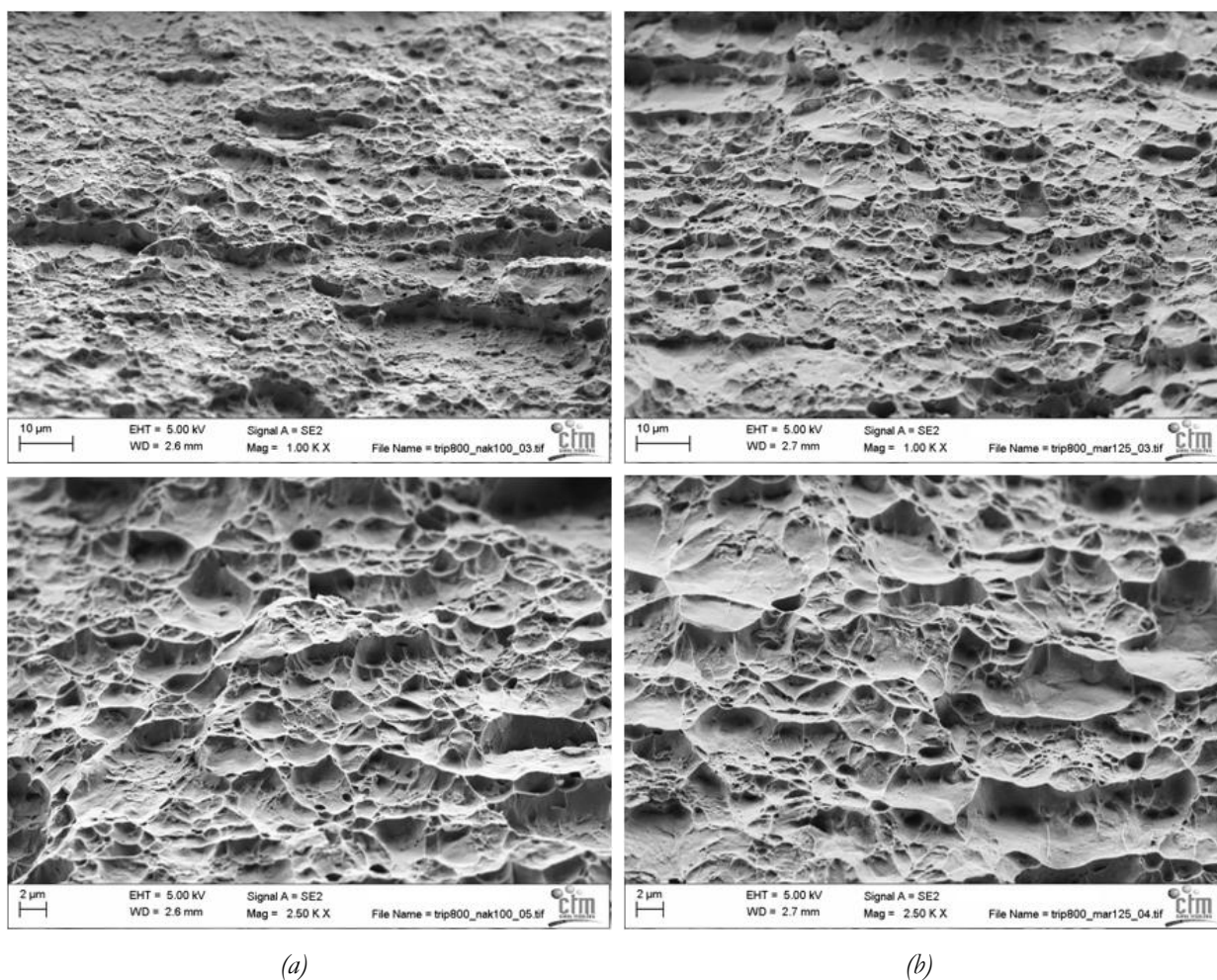


Figura 4.40. Detalle de las superficies de fractura en deformación plana para acero TRIP800 en ensayos a) Nakajima y b) Marciniak.

4.4.2. Altura de embutición

En los ensayos de altura límite de embutición (*Limiting Dome High* - LDH) se determina la alzada máxima en función de la deformación menor de probetas rectangulares tipo *Nakajima* hasta la rotura. A partir de los ensayos realizados es posible determinar el LDH en las diferentes condiciones de deformación para los aceros estudiados.

La Figura 4.41 muestra la altura de embutición para los ensayos *Nakajima* y *Marciniak* de los aceros TRIP800 y DC03, en la zona de tensión biaxial del diagrama FLD. Se puede ver que los ensayos *Nakajima* proporcionan mayor LDH que los ensayos *Marciniak*. Comparando los valores de LDH entre aceros, se observa una mayor altura en los ensayos con el acero DC03, pero si comparamos la diferencia de altura entre los ensayos *Nakajima* y *Marciniak* entre aceros, es menor para el acero TRIP800.

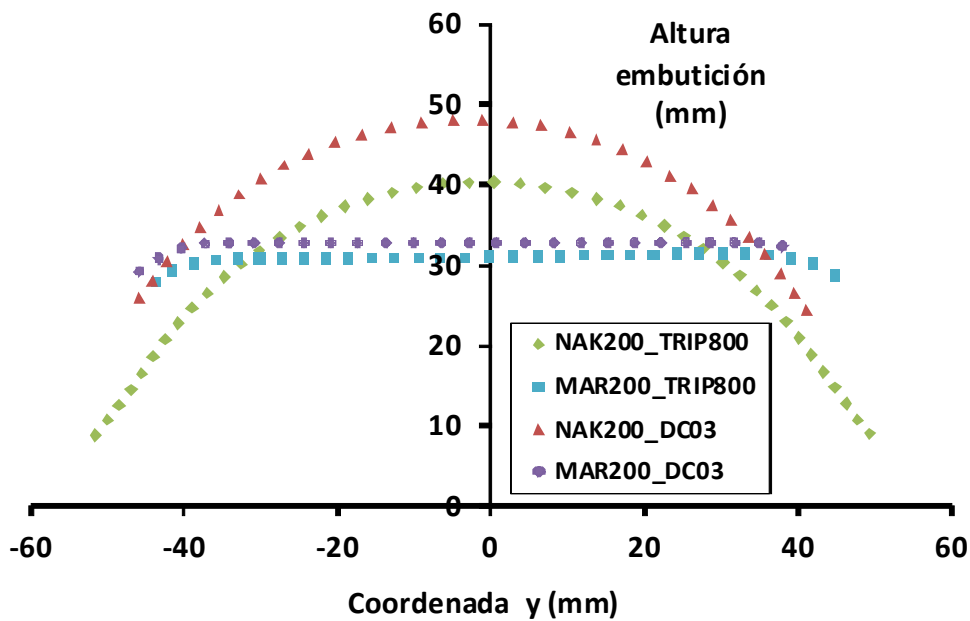


Figura 4.41. Valores de LDH en ensayos *Nakajima* y *Marciniak*.

La Tabla 4.2. muestra los resultados de la altura de embutición de los ensayos de estirado y la diferencia entre ellas, se observa que la altura de embutición entre ensayos es mayor para el acero DC03.

Tabla 4.2. Valores de n y R de los materiales utilizados.

	LDH		
	<i>Nakajima</i>	<i>Marciniak</i>	Diferencia
TRIP800 2,0 mm	40,3	31,3	9,0
DC03 1,5 mm	48,2	32,9	15,3

En aceros inoxidables austeníticos se observan disminuciones de la conformabilidad en la zona de tensión biaxial (zona derecha del diagrama FLD), pero un aumento de la altura de embutición,

debido a una mayor transformación de γ -austenita a α' -martensita. Durante el conformado de la chapa las zonas más deformadas se endurecen y consecuentemente la deformación plástica se extiende a áreas con microestructura austenítica más blanda [15]. Se puede intentar establecer una correlación entre este efecto en aceros inoxidable austeníticos y el acero TRIP800 estudiado, para ello se ha calculado la deformación en la cima del punzón para los ensayos *Nakajima* y *Marciniak*. La Figura 4.42 muestra la distribución de la deformación en la cima del punzón para los aceros TRIP800 y DC03, en la que se observa una mayor distribución de la deformación en el ensayo *Marciniak* para el acero TRIP800, por lo que la diferencia de conformabilidad en la zona de tensión biaxial del diagrama FLD, podría venir influenciada por la mayor distribución de la deformación en la chapa.

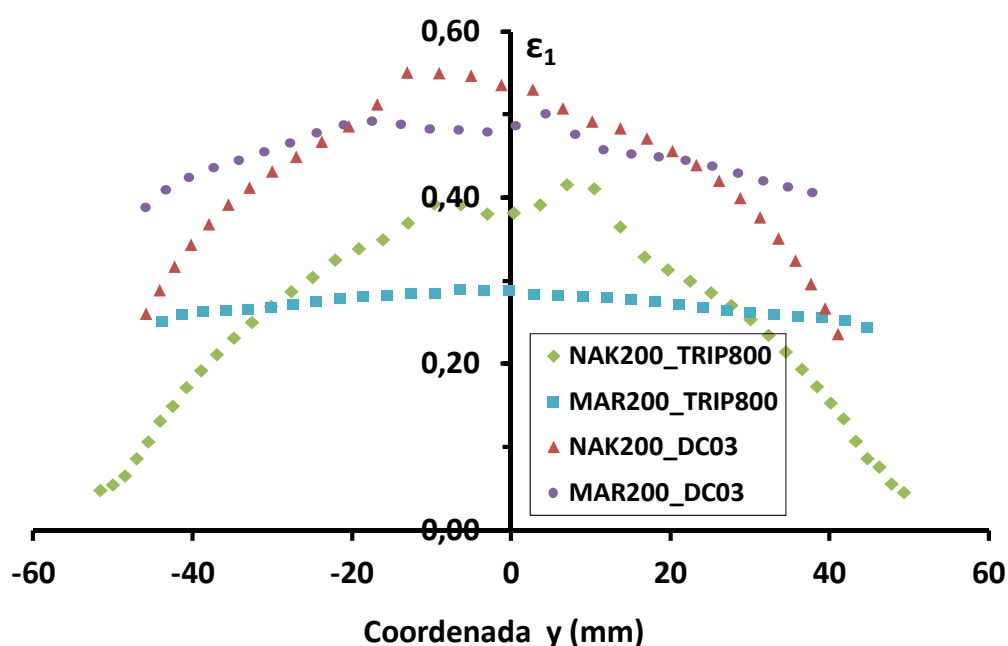


Figura 4.42. Distribución de la deformación en ensayos *Nakajima* y *Marciniak* (cima punzón) de los aceros estudiados.

4.4.3. Transformación martensítica

Como se ha observado anteriormente los ensayos *Nakajima* producen una pequeña predeformación inicial de carácter biaxial, que en el caso del acero DC03 es menor que en el acero TRIP800. En el acero DC03 esta predeformación no es lo suficientemente grande, para que las nuevas dislocaciones formadas después de la predeformación, se reordenen y elimine la microestructura formada durante la predeformación.

Fernades et al. [16] estudiaron el efecto de las dislocaciones en la microestructura después de caminos de deformación simples y complejos. En estos últimos observaron que después de una predeformación de carácter biaxial seguido de un camino de deformación uniaxial, la microestructura producida por las dislocaciones no se diferenciaba de un camino simple de carácter uniaxial. Es decir, la microestructura

que se desarrolla después de diversos caminos de deformación complejos es típica del último camino de deformación seguido. Por lo que esto podría explicar que se obtengan curvas FLC similares después de los ensayos *Nakajima* y *Marciniak*, existe suficiente deformación para que la predeformación inicial no afecte al camino de deformación siguiente.

A diferencia de los aceros convencionales (aceros de embutición), la microestructura de los aceros AHSS es multifásica. Esto hace que los mecanismos de deformación implicados en los diferentes procesos de conformado sean diferentes para los distintos aceros. Por ejemplo, la microestructura de los aceros AHSS pueden contener estructuras cristalinas FCC (*Face-centred cubic*), como la austenita retenida de los aceros TRIP.

La deformación de los aceros TRIP está asociado con los modos de deformación de la austenita, en el que esta última es dependiente de la energía de apilamiento (*stacking fault energy*, SFE). Los aceros TRIP están asociados con la formación de ϵ -martensita, que actúa como núcleo de la α' -martensita, durante la deformación de la austenita retenida y metaestable, es decir con baja SFE [17]. En los materiales FCC los fallos de apilamiento es uno de las imperfecciones más importantes introducidas por la deformación y desempeña un papel crucial en la posterior deformación plástica. En el inicio de la deformación, una perfecta dislocación es disociada en dos dislocaciones parciales de Shockley y el fallo de apilamiento se forma entre las dislocaciones parciales. Como la deformación prosigue, la ϵ -martensita tiende a transformar en α' martensita y la transformación inducida por deformación de la α' -martensita contribuye al endurecimiento y ductilidad de los aceros TRIP.

La austenita retenida de los aceros TRIP puede determinarse mediante técnicas como difracción de R-X (XRD) o con microscopía electrónica de barrido mediante la técnica EBSD (*Electron backscatter diffraction*). Tal y como hemos visto en el capítulo 3, Suarez et al. [18] obtuvieron los valores de austenita retenida, mediante estas técnicas, para el acero TRIP800 a diferentes deformaciones en diferentes ensayos de tracción uniaxial. En una zona equivalente de las muestras analizadas por XRD y EBSD se midieron los valores de microdureza Vickers. Con estos datos se relacionó la microdureza con la fracción de austenita retenida para los diferentes grados de deformación, Figura 3.14. Si se representa en esta misma figura los valores de dureza encontrados para diferentes geometrías de probeta en los ensayos *Nakajima* y *Marciniak*, se puede relacionar con la transformación martensítica producida.

La Figura 4.43 muestra los valores de dureza de diferentes geometrías de probetas de los ensayos *Nakajima* y *Marciniak*. En dicha figura se observa que las probetas del ensayo *Nakajima* poseen mayor dureza, es decir, mayor transformación martensítica que con el ensayo *Marciniak*. Se observa que las probetas del ensayo *Nakajima*, para los diferentes zonas del diagrama FLD (deformación plana y tensión biaxial), poseen mayor dureza, es decir, mayor transformación de fase que con el ensayo *Marciniak*. La predeformación inicial puede modificar los modos de deformación y por tanto la transformación de fase, obteniéndose al final de los ensayos valores de deformación diferente.

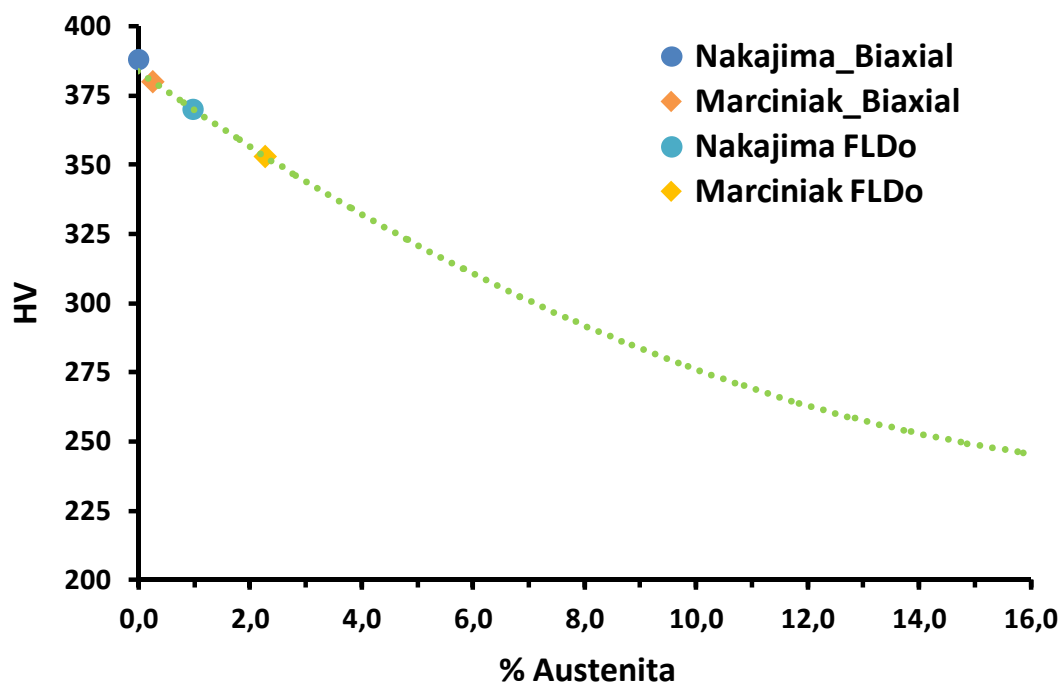


Figura 4.43. Fracción de austenita retenida en función de la dureza en probetas de ensayos *Nakajima* y *Marciniak*.

Aunque en la zona de tensión biaxial la diferencia de transformación martensítica entre los ensayos *Nakajima* y *Marciniak* puede no ser significativa. En este caso, la mayor distribución de la deformación, que produce una mayor zona deformada puede ser más sensible a los defectos del material, es decir, mayor probabilidad de encontrar defectos que en un ensayo *Nakajima*. Por tanto en este caso tendríamos una combinación de diferentes efectos:

- Efecto de los caminos de deformación (no se producen efectos de doblado), que modifican la transformación martensítica.
- Sensibilidad a los defectos del material (mayor distribución de la deformación, área deformada).

4.5. Resumen

En este capítulo se han obtenido diferentes curvas FLC y FLCF mediante ensayos de estirado *Nakajima* y *Marciniak* para aceros AHSS y de embutición. El método de cálculo para obtener las curvas FLC a estricción influye en el resultado final de las curvas. En los aceros AHSS también influye el tipo de ensayo de estirado, donde tanto las curvas calculadas a estricción (FLC) y a rotura (FLCF) muestran curvas diferentes para los ensayos *Nakajima* y *Marciniak*. Estas diferencias son más importantes en las zonas de FLD₀ (deformación plana) y tensión biaxial, donde los caminos de deformación de los ensayos *Nakajima* y *Marciniak* siguen trayectorias diferentes.

La influencia de los caminos de deformación es también evidente en los ensayos *Nakajima* con diferente diámetro de punzón, donde la fricción y los efectos de doblado son más importantes en el punzón con

diámetro inferior. Estos efectos proporcionan una inicial y pequeña deformación biaxial que desplaza el valor del FLD_0 a la derecha y proporcionan un mayor nivel de deformación en la curva FLC.

Por otro lado, la microestructura es un factor a tener en cuenta, ya que materiales con microestructura multifásica, como los aceros AHSS, están más influenciados por los caminos de deformación, donde en los ensayos de estirado tipo *Nakajima* presentan mayores grados de biaxialidad que modifican las curvas FLC.

En resumen, los caminos de deformación afectan considerablemente a la forma y posición de la curva FLC en el diagrama FLD en aceros AHSS, por lo que se obtienen diferentes curvas FLC para caracterizar el material. Esto es un problema, dado que dichas curvas se utilizan en la simulación por elementos finitos para simular procesos de conformado. Por tanto tendremos un criterio más conservador si se utiliza la curva FLC obtenida de los ensayos *Marciniak* y un criterio más optimista si se utiliza la curva FLC obtenida de los ensayos *Nakajima*. Aún con todo ello, dependerá del proceso de conformado que modelo se ajuste más a la realidad.

Por último se ha estudiado diferentes curvas teóricas para obtener la curva FLC. En general, las modificaciones propuestas, nR y $nR(\epsilon)$ se aproximan a las diferentes curvas FLC experimentales.

4.6. Referencias Bibliográficas

- [1] C.C. Tasan, J.P.M. Hoefnagels, C.H.L.J. ten Horn, M.G.P Geers. *Experimental analysis of strain paths dependent ductile damage mechanics and forming limits*. Mechanics of Materials 41, 2009, 1264-1276.
- [2] ISO 12004:2008. *Metallic Materials. Sheet and Strip. Determination of forming-limit curves*. 2008.
- [3] J.L. Geoffroy. *Standardisation of Forming Limit Curves*. Proceedings of the IDDRG2003 International Conference, 2003.
- [4] D. Kitting, A. Ofenheimer, H. Pauli and E.T. Till. *Forming limits of stretch-bent steel sheets*. Proceedings of the IDDRG2009 International Conference, 2009, 425-435.
- [5] M.E. Shi and J.C. Gerdeen. *Effect of strain gradient and curvature on forming limit diagrams for anisotropic sheets*. Journal of Materials Shaping Technology 9, 1991, 253-268.
- [6] P. Chen and J.C. Gerdeen. *Bending effects on forming limit diagrams for anisotropic sheets. Forming Limits Diagrams: Concepts, Methods and Applications*. TMS-AIME. 1989.
- [7] A.F. Graf and W.F. Hosford. *The influence of strain-path changes on forming limit diagrams of Al 6111 T4*, Int. J. Mech. Sci. 36, 1994, 897-910.

- [8] H.J. Kleemola and Pelkkikangas M.T. *Effect of predeformation and strain path on the forming limits of steel, copper and brass*. *Sheet Metal Industries* 63, 1977, 559-591
- [9] A. Col. *FLC'S: Past, present and future*. Proceedings of the IDDRG2002 International Conference, 2002, 31-53.
- [10] J. Hiam and A. Lee. *Factors influencing the forming-limit curves of sheet steel*. *Sheet Metal Industries*. 1978.
- [11] H.J. Kleemola and Pelkkikangas M.T. *Effect of predeformation and strain path on the forming limits of steel, copper and brass*. *Sheet Metal Industries* 63, 1977, 559-591.
- [12] A. Mackensen and H. Hoffmann. *Effect of non-linear strain paths on the forming limit diagram of AHSS*. Conference Tools for Materials Science & Technology. 2009.
- [13] M. Tolazzi and M. Merklein. *Influence of pre-forming on the forming limit diagram of aluminium and steel sheets*. *Key Engineering Materials* 344, 2007, 113-118.
- [14] J.A.H. Ramaekers and P.C.P Bongaerts. *A note on the Forming Limit Curve*. Shemet Belfast, 1994, 30-50.
- [15] C. Magnusson, R. Andersson. *Stainless Steel as a Lightweight Automotive Material*. BSSA Conference: Stainless Solutions for a Sustainable Future, Rotherham, 2003.
- [16] J.V. Fernandes and J.H. Schmitt. *Dislocation microstructures in steel during deep drawing*. *Philosophical Magazine A* 48, 1983, 841-870.
- [17] K. Park, K. Geun Jin, S. Ho Han, S. Woo Hwang, K. Choi and C. Soo Lee. *Stacking fault energy and plastic deformation of fully austenitic high manganese steels: Effect of Al addition*. *Materials Science and Engineering A* 527, 2010, 3651-3661.
- [18] L. Suarez, J.A. Benito, P.R. Calvillo, D. Casellas, Y. Houbaert, R. Petrov and J.M. Prado. *The influence of deformation on microstructure evolution of low alloy TRIP steel*. *Materials Science Forum* 638-642, 2010, 3531-3536.

Capítulo 5. Conformabilidad: Estudio curvas FLSC

Los diagramas FLD han sido utilizados en el análisis del conformado de chapas metálicas para predecir cuando se produce el fallo (estricción o rotura) del material. La dependencia de los caminos de deformación en los diagramas FLD hace que dicho método sea insuficiente en el análisis de procesos complejos de conformado de chapa metálica. Los resultados experimentales y teóricos en los diagramas de conformabilidad basados en las tensiones principales, FLSD, han mostrado ser menos sensibles a los efectos de los caminos de deformación que los diagramas FLD [1]. En este criterio se representan las tensiones principales mayor y menor del plano de la chapa, obteniendo una curva límite de tensión, FLSC (*Forming Limit Stress Curve*).

Para la determinación de las curvas FLSC es necesario la transformación del espacio de deformaciones al espacio de tensiones, de acuerdo a las leyes de plasticidad de Lévy-Mises. Aunque otra opción es utilizar la simulación por elementos finitos de los ensayos de estirado *Nakajima* o *Marciniak* [2].

En este capítulo se pretende exponer una metodología para la obtención de las curvas FLSC, en base a la simulación por elementos finitos de los ensayos de estirado *Nakajima* y *Marciniak* y diferentes criterios de fallo, como la curva FLC (criterio de fallo a estricción), la curva FLCF (criterio de fallo a rotura) y mediante curvas FLC teóricas.

Para definir los estados de tensión que involucran mayores deformaciones que las que se obtienen mediante los métodos convencionales en un ensayo de tracción uniaxial, se han utilizado las extensiones de las curvas tensión-deformación y diferentes leyes de endurecimiento obtenidas mediante ensayo de tracción con método ARAMIS. Por último, mediante la transformación del espacio de deformaciones a tensiones se han calculado diversas curvas FLSC teóricas [3].

En la Figura 5.1. se presenta un esquema del procedimiento seguido para calcular las curvas FLSC, a partir de la simulación por elementos finitos. Se indica la obtención de la curva tensión-deformación mediante el sistema de deformaciones ARAMIS.



Figura 5.1. Esquema de cálculo de curvas FLSC y FLSCF.

5.1. Simulación ensayos de estirado

La simulación de los ensayos de estirado, *Nakajima* y *Marciniak*, se ha realizado mediante el software de análisis por elementos finitos ABAQUS 6.10 de la firma SIMULIA. El modelo seguido se ha expuesto en el capítulo 2 de la presente tesis.

5.1.1. Leyes de endurecimiento y/o plasticidad

Para determinar las tensiones en la simulación es necesario introducir la ley de plasticidad y/o endurecimiento de los diferentes materiales. En este caso se han utilizado las curvas tensión-deformación mediante el sistema ARAMIS, de acuerdo a la metodología propuesta en el capítulo 2. La Figura 5.2 muestra las curvas tensión-deformación, mediante la ley de endurecimiento de Hollomon aplicada a la curva tensión-deformación ARAMIS, que han sido utilizadas en la simulación por elementos finitos de los diferentes materiales estudiados (deformación plástica, ϵ_p).

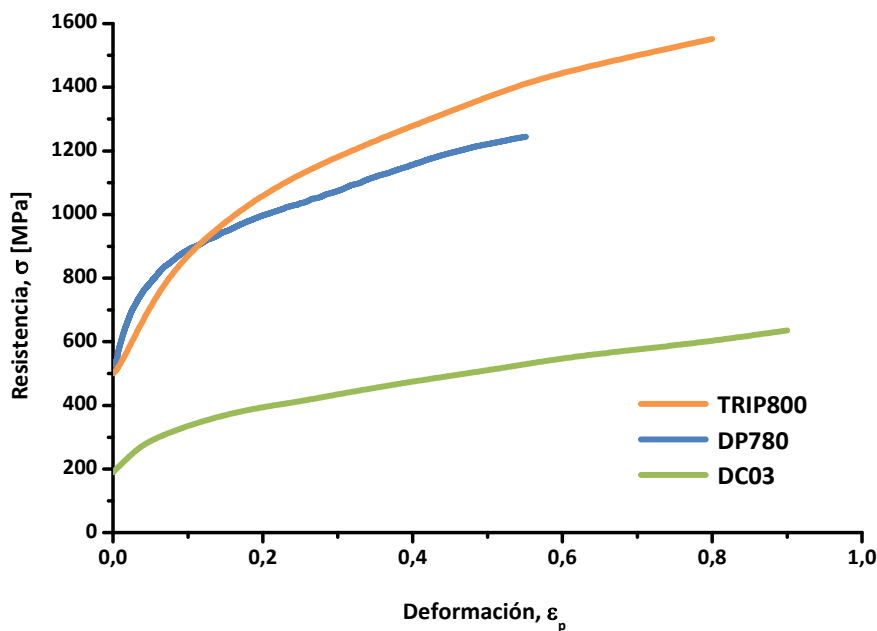


Figura 5.2. Curvas tensión-deformación utilizadas en la simulación por elementos finitos (deformación plástica).

5.1.2. Potencial plástico de Hill

Para poder incorporar la anisotropía plástica en la simulación por elementos finitos, se ha utilizado el potencial plástico de Hill [4], descrito en el capítulo 1, donde el modelo se describe de la siguiente forma:

$$2f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L\sigma_{23}^2 + 2M\sigma_{31}^2 + 2N\sigma_{12}^2 = 1 \quad (5.1)$$

en el que F, G, H, L, M y N son constantes que caracterizan la anisotropía plástica y pueden ser expresadas en términos de seis relaciones de plasticidad R_{11} , R_{22} , R_{33} , R_{12} , R_{13} y R_{23} (matriz R_{ij}):

$$F = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{22}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} - \frac{1}{R_{11}^2} \right) \quad (5.2)$$

$$G = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} - \frac{1}{R_{22}^2} \right) \quad (5.3)$$

$$H = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{22}^2} - \frac{1}{R_{33}^2} \right) \quad (5.4)$$

$$L = \frac{3}{2R_{23}^2}, M = \frac{3}{2R_{13}^2}, N = \frac{3}{2R_{12}^2} \quad (5.5)$$

$$R_{11} = R_{13} = R_{23} = 1 \quad (5.6)$$

$$R_{22} = \sqrt{\frac{R_{90}(R_0+1)}{R_0(R_{90}+1)}} \quad (5.7)$$

$$R_{33} = \sqrt{\frac{R_{90}(R_0+1)}{R_{90}+R_0}} \quad (5.8)$$

$$R_{12} = \sqrt{\frac{3R_{90}(R_0+1)}{(2R_{45}+1)(R_{90}+R_0)}} \quad (5.9)$$

siendo R_0 , R_{45} y R_{90} los coeficientes de Lankford. La matriz R_{ij} es la que se incorpora a la simulación por elementos finitos.

5.1.3. Verificación simulación ensayos de estirado

Para la verificación de la simulación de los ensayos de estirado, se han comparado los caminos de deformación obtenidos experimentalmente, calculados a partir de equipo de medida de deformaciones ARAMIS, con los obtenidos con la simulación por elementos finitos, ABAQUS.

Las Figuras 5.3 y 5.4 muestran los caminos de deformación obtenidos de los ensayos de estirado *Nakajima* y *Marciniak* para el acero TRIP800 de espesor 2,0 mm y determinados mediante el sistema

ARAMIS, así como los caminos de deformación que se extraen de la simulación por elementos finitos mediante el programa ABAQUS. En ambos casos se observa una buena concordancia entre los datos experimentales y la simulación, aunque cuando aparece la estricción se produce una ligera desviación entre los datos experimentales y simulación, dado que en esta última etapa no incluyen los efectos de estricción en el cálculo.

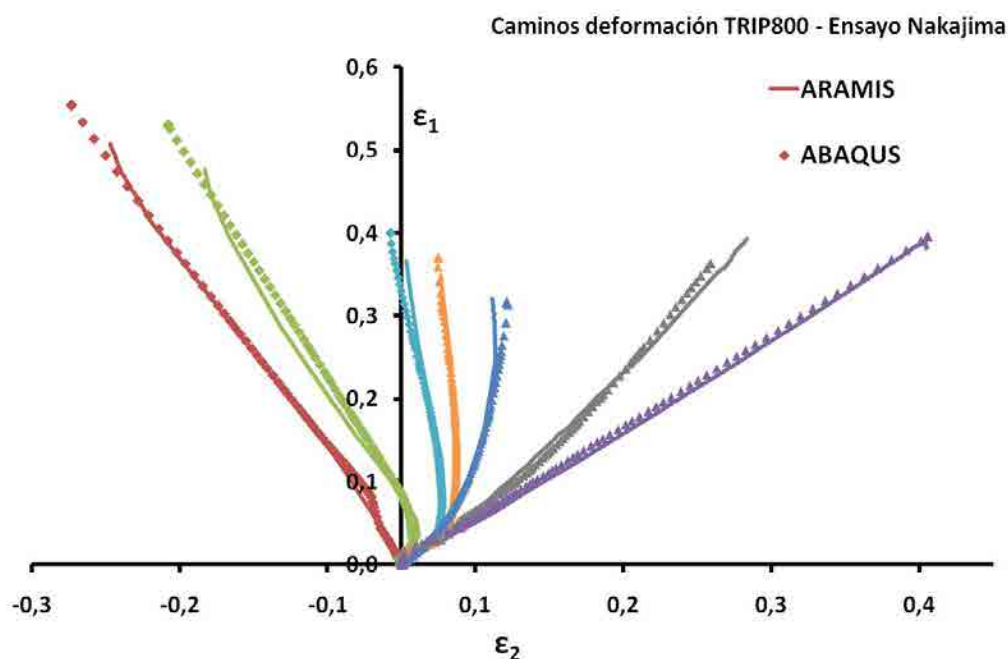


Figura 5.3. Comparación caminos de deformación experimentales (ARAMIS) y simulación (ABAQUS) para acero TRIP800 en ensayos Nakajima.

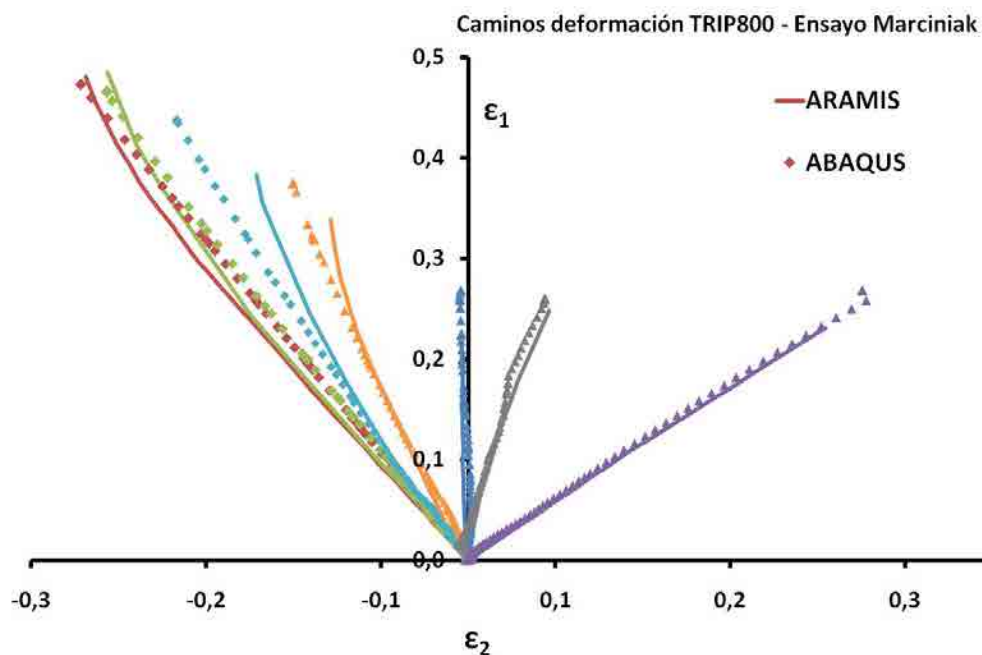


Figura 5.4. Comparación caminos de deformación experimentales (ARAMIS) y simulación (ABAQUS) para acero TRIP800 en ensayos Marciniak.

5.2. Curvas FLSC acero TRIP800

La Figura 5.5 muestra las curvas FLSC obtenidas de las simulaciones de los ensayos *Nakajima*, donde se ha utilizado como criterio de fallo, en la simulación por elementos finitos, las curvas FLC (estricción) obtenidas mediante los cálculos matemáticos ISO y BRG. De acuerdo con dicha figura, existen pequeñas diferencias en la zona de bajos valores de tensión menor, σ_2 , que correspondería a las diferencias encontradas en la zona izquierda del diagrama FLD para el TRIP800, ver Figura 4.1. En el resto del diagrama FLSD, las curvas FLSC son muy parecidas y concuerda con los resultados encontrados en las curvas FLC.

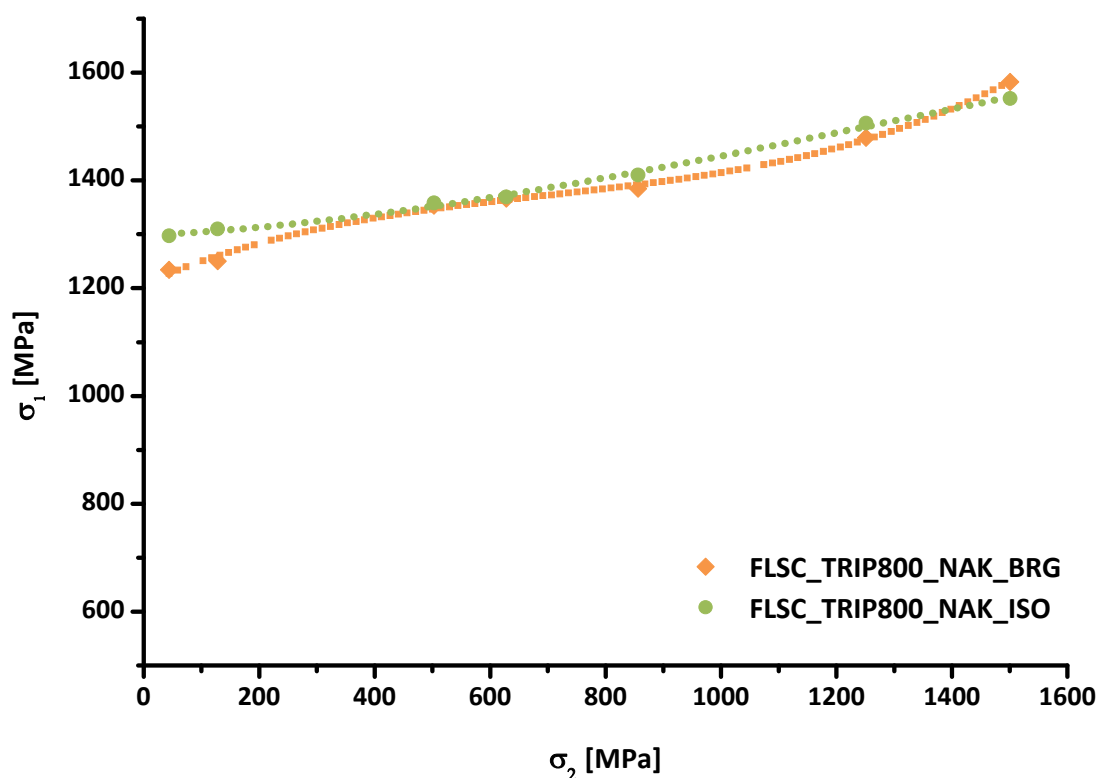


Figura 5.5. Curvas FLSC para TRIP800 con ensayo *Nakajima* y criterios de estricción ISO y BRG.

Para la simulación de los ensayos *Mariniak*, Figura 5.6, se observan pequeñas desviaciones entre ellas y coinciden con las encontradas en las curvas FLC.

Si se comparan las curvas FLSC de los ensayos *Nakajima* y *Mariniak*, Figura 5.7, donde en dicha comparación se ha tenido en cuenta el criterio de estricción BRG, se observa las mismas desviaciones que en las curvas FLC, mayores diferencias a medida que aumenta la biaxialidad.

En todos los casos se observa que el valor en la ordenada en el origen, que correspondería a ensayo de tracción, tiene valores de tensión superiores a los encontrados en los ensayos convencionales de tracción, esto es debido a que en los ensayos *Nakajima* y *Mariniak*, la estricción viene dada a deformaciones superiores y por tanto a mayor tensión, tal y como se observa en la Figura 5.8.

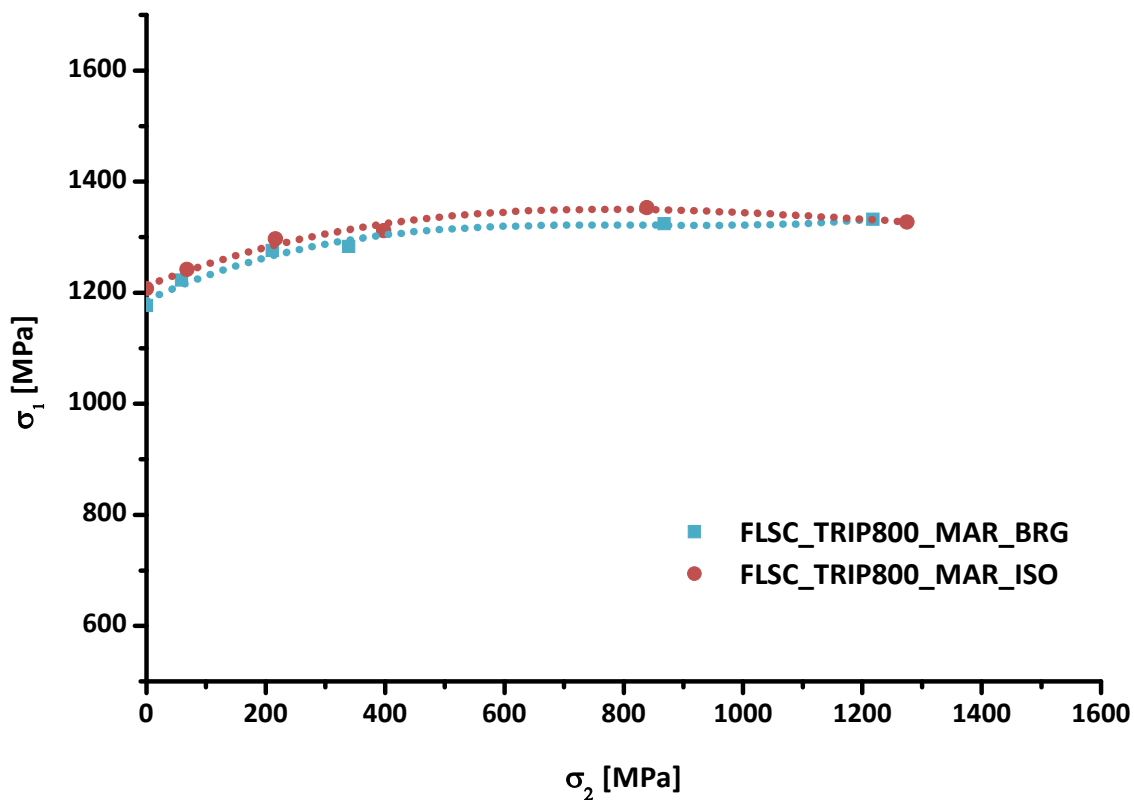


Figura 5.6. Curvas FLSC para TRIP800 con ensayo Marciniak y criterios de estricción ISO y BRG.

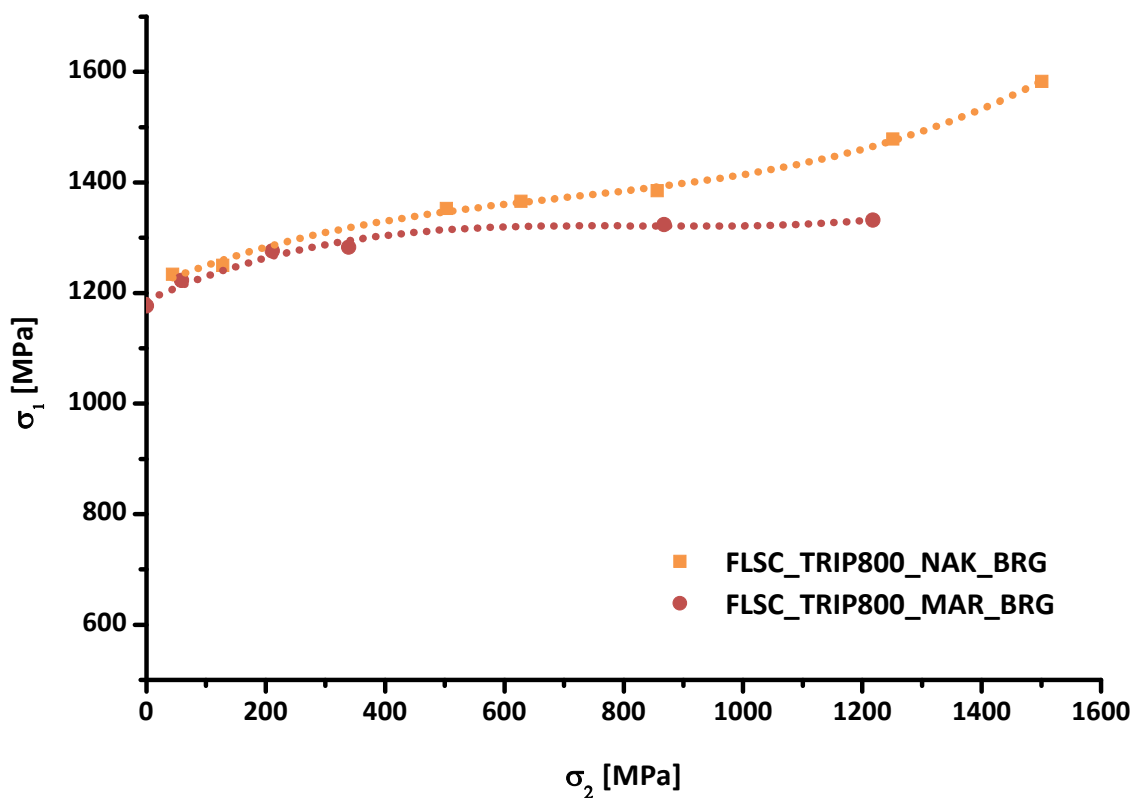


Figura 5.7. Curvas FLSC para TRIP800 con ensayos Nakajima, Marciniak (criterio de estricción BRG).

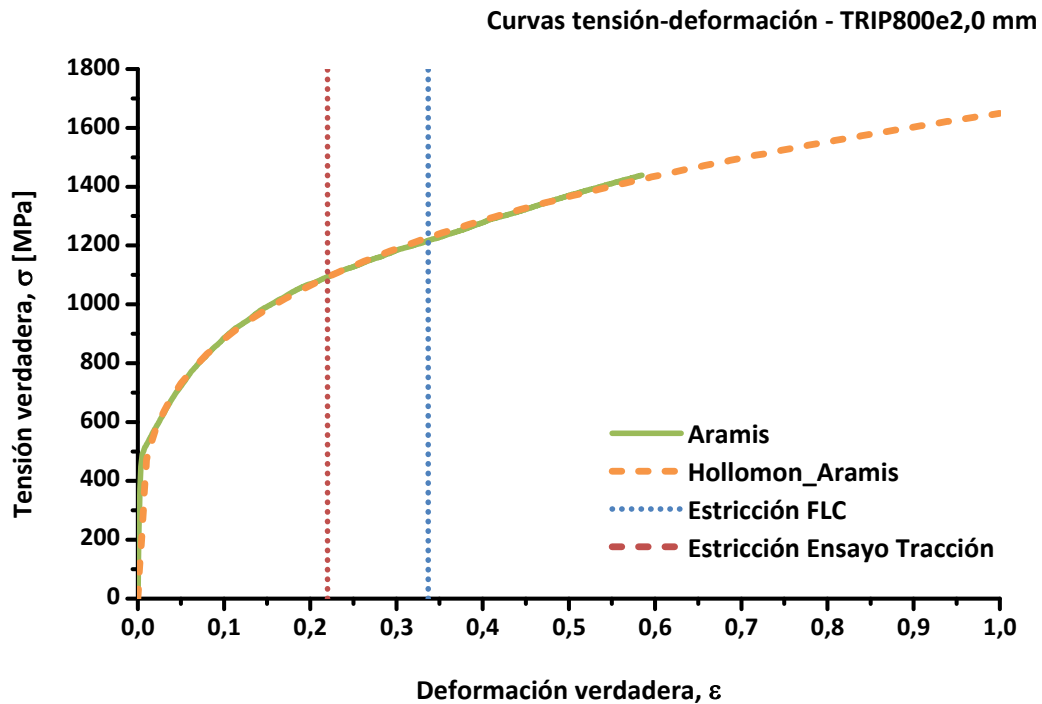


Figura 5.8. Valores de tensión máxima dependiendo del criterio de estricción.

La Figura 5.9 muestra las curvas FLSCF (criterio de rotura) para los ensayos *Nakajima* y *Marciniak*. Al igual que las curvas FLCF, las curvas FLSCF también presentan diferencias entre ellas. Por tanto, dependiendo del criterio utilizado se obtienen curvas FLSCF diferentes, debido a la influencia de los caminos de deformación. Dado que las curvas FLCF son dependientes de los caminos de deformación, las curvas FLSCF, en este caso, se deberían considerar dependientes de los caminos de deformación.

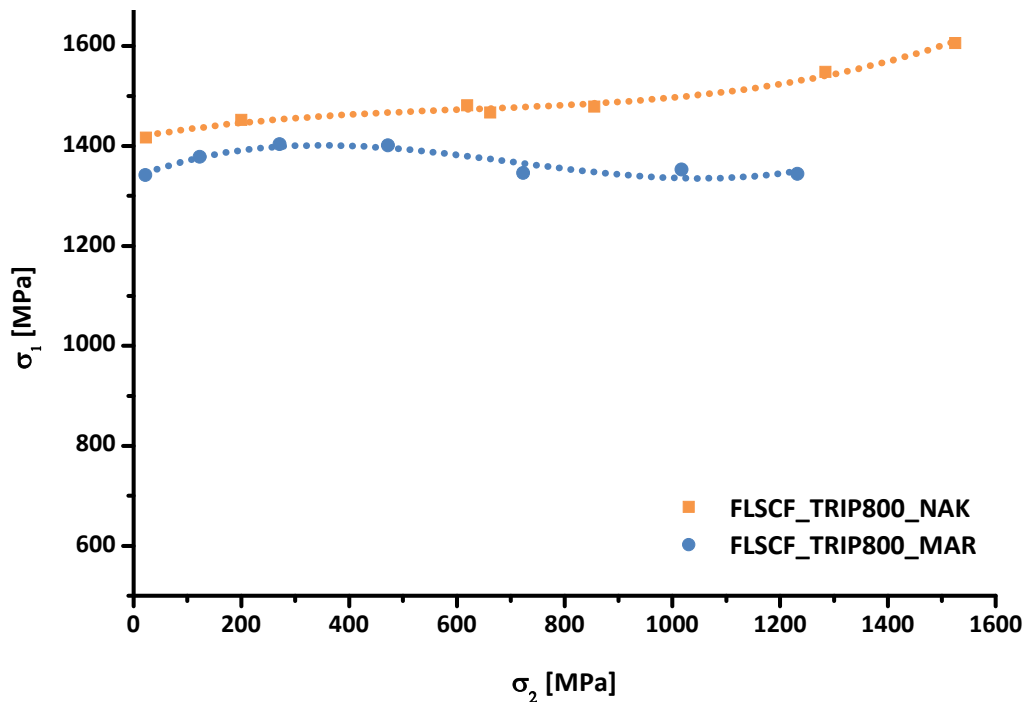


Figura 5.9. Curvas FLSCF para TRIP800 (criterio de rotura).

5.3. Curvas FLSC acero DP780

Para el acero DP780 de 1,5 mm de espesor se han calculado las curvas FLSC y FLSCF a partir del ensayo de estirado *Nakajima*. Para la determinación de la estricción en las curvas FLC se han utilizado los criterios ISO y BRG. A partir de estas curvas y mediante la simulación por elementos finitos se han determinado las diferentes curvas FLSC.

La Figura 5.10 muestra las curvas FLSC obtenidas para el acero DP780 mediante ensayos *Nakajima* y criterios de estricción ISO y BRG. Se aprecian ligeras diferencias entre las curvas FLSC, obteniendo valores más altos de tensión, en la curva FLSC obtenida a partir del método de cálculo ISO. Si se compara las curvas FLC, Figura 5.11, se observa que las diferencias entre las curvas FLC son muy parecidas a las encontradas en las curvas FLSC, donde con cálculo ISO se obtiene una curva FLC con mayor conformabilidad y por tanto también una curva FLSC con superiores tensiones principales, σ_1 .

En la Figura 5.12 se presenta la curva FLSCF (criterio de rotura) para el acero DP780 obtenida mediante la simulación por elementos finitos de ensayos *Nakajima*. Si se compara con la curvas a estricción mediante método de cálculo ISO, la curva FLSCF proporciona valores de σ_1 mayores para σ_2 pequeñas, dado que existe mayor estricción durante los ensayos de estirado.

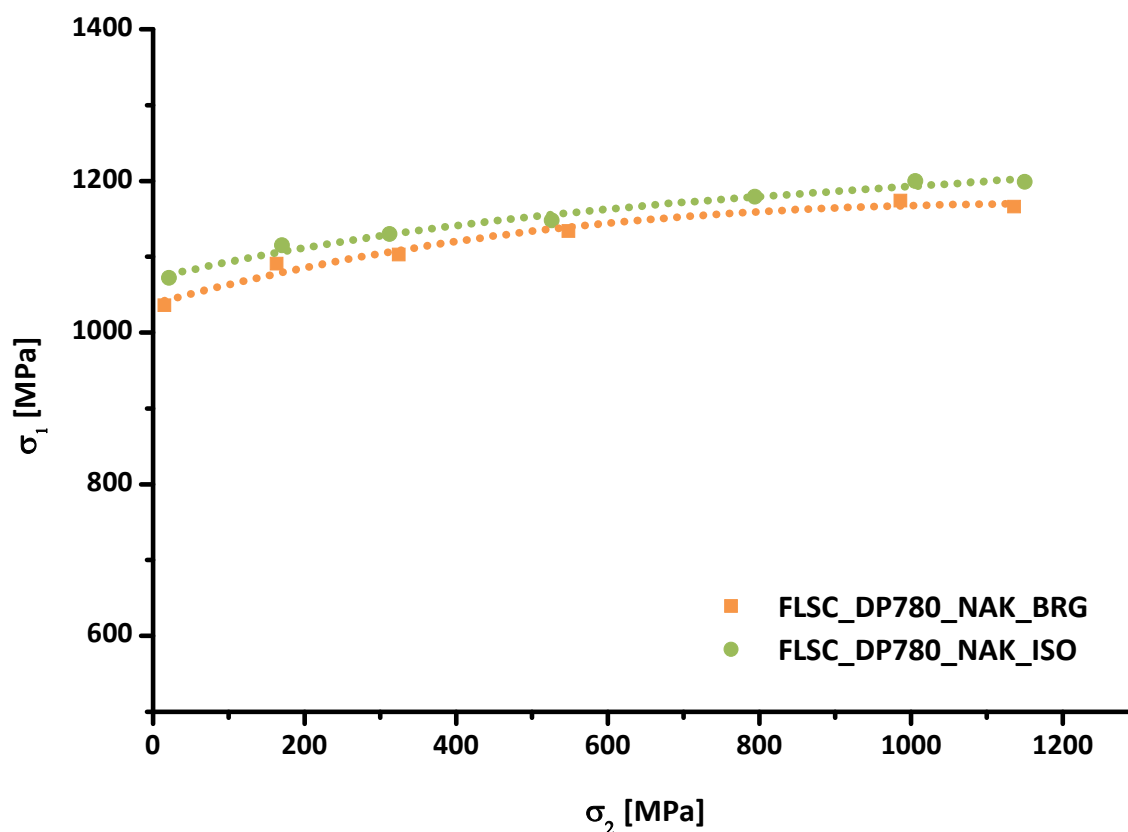


Figura 5.10. Curvas FLSC para DP780 con ensayo *Nakajima* y criterios diferentes criterios de estricción.

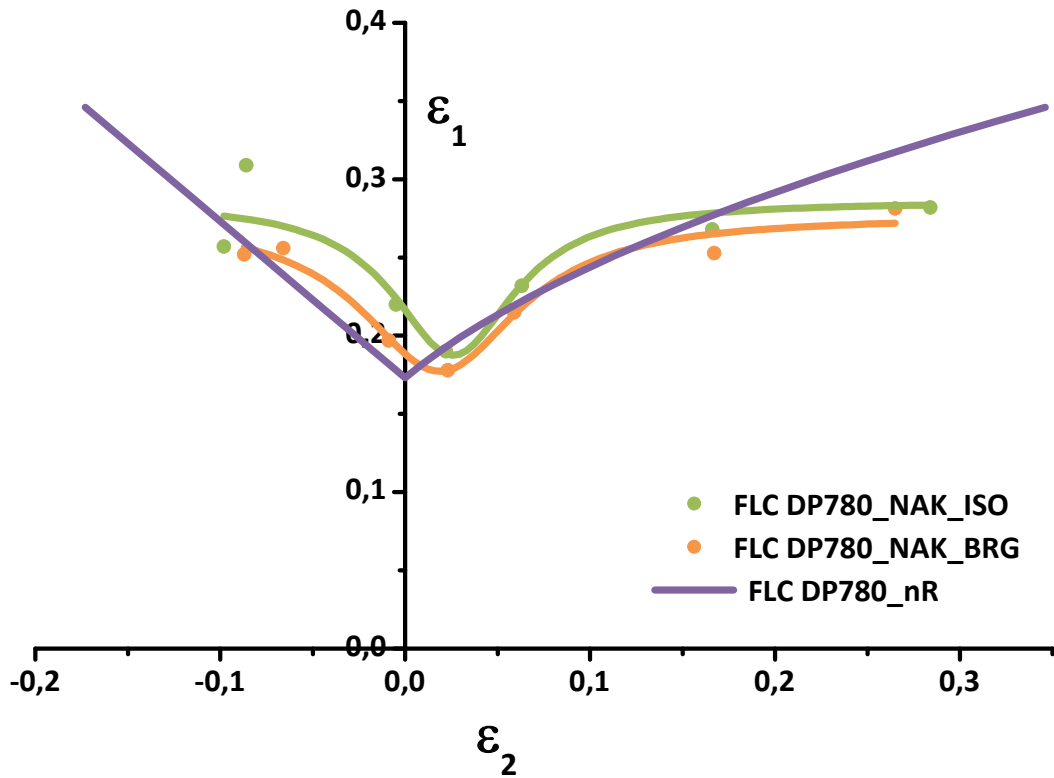


Figura 5.11. Curvas FLC para DP780 en ensayo Nakajima, métodos de cálculo ISO y BRG y curva teórica nR.

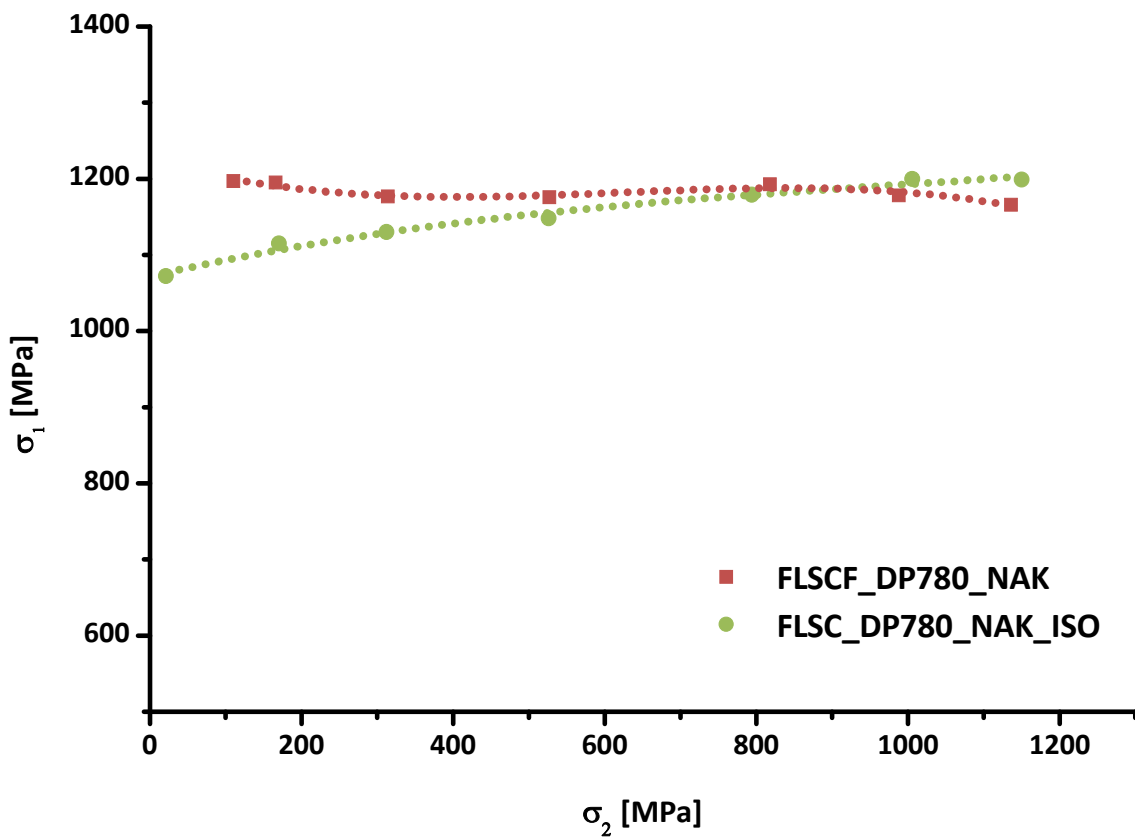


Figura 5.12. Curva FLSCF para DP780 a partir de ensayo Nakajima y comparación con curva de estricción FLSC.

5.4. Curvas FLSC acero DC03

Para el acero DC03 de 1,5 mm de espesor se han calculado las curvas FLSC y FLSCF a partir del ensayo de estirado *Nakajima*. Para la determinación de la estricción en las curvas FLC se han utilizado los criterios ISO y BRG. A partir de estas curvas y mediante la simulación por elementos finitos se han determinado las diferentes curvas FLSC.

La Figura 5.13 muestra las curvas FLSC obtenidas para el acero DC03 de espesor 1,5 mm mediante ensayos *Nakajima* y criterios de estricción ISO y BRG.

Al igual que en el resto de aceros estudiados, TRIP800 y DP780, se observan diferencias para valores de σ_2 bajos, que corresponde a las divergencias encontradas en las curvas FLC mediante los citados métodos de cálculo, ISO y BRG (ver Figura 4.1).

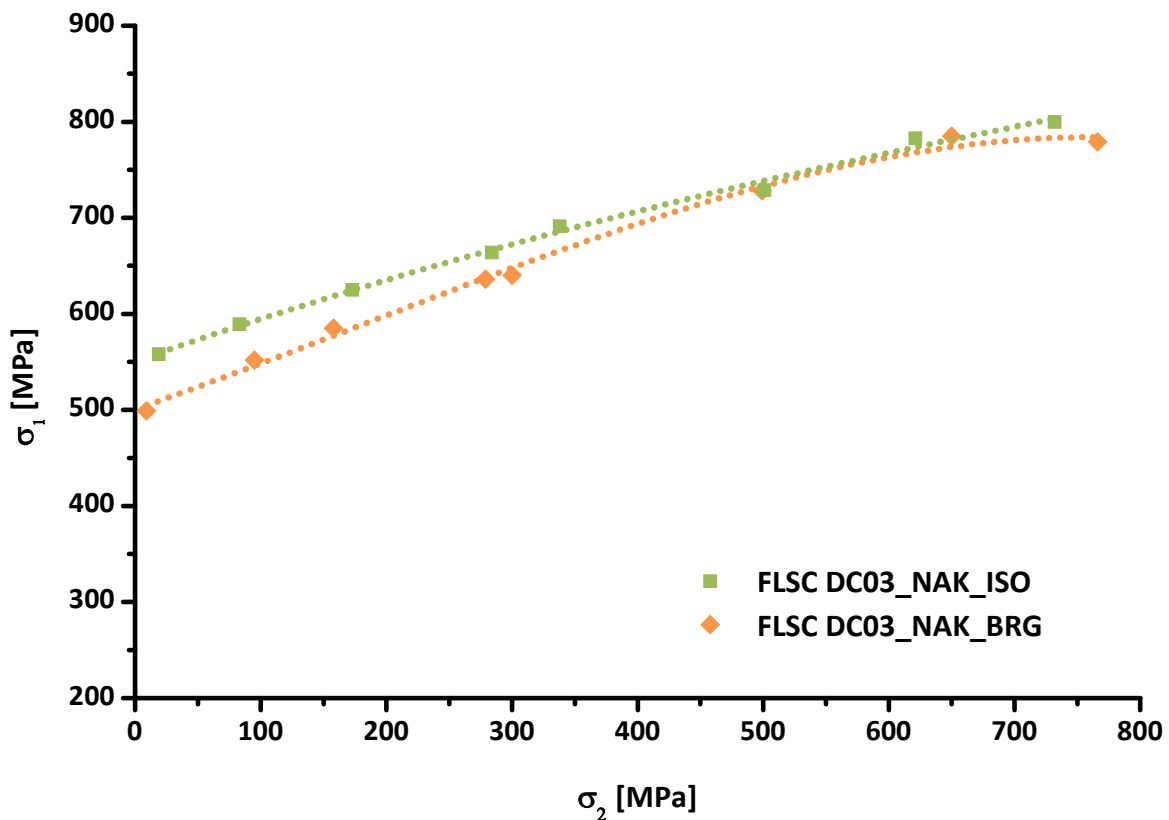


Figura 5.13. Curvas FLSC para DC03 simulación ensayo *Nakajima* con métodos de cálculo ISO y BRG.

5.5. Transformación del espacio de deformaciones al de tensiones

El espacio de deformaciones, representado por el diagrama FLD, puede transformarse mediante las fórmulas de plasticidad en un espacio de tensiones, diagrama FLSD. Dicha transformación ha sido estudio en diversos trabajos [1, 3, 5, 6].

A partir de la definición de tensión equivalente, $\bar{\sigma}$, las dos tensiones principales (σ_1, σ_2) pueden expresarse en términos de la citada tensión equivalente y la relación de tensiones principales, α , cociente entre la tensión principal menor y la mayor. Las ecuaciones 5.10 y 5.11 muestran dicha relación:

$$\sigma_1 = \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{1-\alpha+\alpha^2}} \quad (5.10)$$

$$\sigma_2 = \frac{\beta\bar{\sigma}}{\sqrt{1-\alpha+\alpha^2}} \quad (5.11)$$

Es necesaria una ley de endurecimiento del material para relacionar la deformación equivalente, $\bar{\epsilon}$, con la tensión equivalente, $\bar{\sigma}$. Si se asume la ley de endurecimiento de Hollomon, las ecuaciones 5.10 y 5.11 se transforman de la forma siguiente:

$$\sigma_1 = \frac{K\bar{\epsilon}^n}{\sqrt{1-\alpha+\alpha^2}} \quad (5.12)$$

$$\sigma_2 = \frac{\alpha K\bar{\epsilon}^n}{\sqrt{1-\alpha+\alpha^2}} \quad (5.13)$$

dónde n es el coeficiente de endurecimiento y K es el coeficiente de resistencia o módulo plástico.

También se puede referir la relación de tensiones principales, α , con el camino de deformación, ρ , de la siguiente manera:

$$\alpha = \frac{2\rho+1}{2+\rho} \quad (5.14)$$

Por tanto, a partir de los valores experimentales de las deformaciones obtenidas en los ensayos *Nakajima* y *Marviniak* las curvas FLC pueden ser transformadas a un espacio de tensiones principales y por tanto construir la curva FLSC.

Este procedimiento se basa en los siguientes pasos [5]:

$$(\epsilon_1, \epsilon_2) \rightarrow (\epsilon_1, \rho) \rightarrow (\bar{\epsilon}, \rho) \rightarrow (\bar{\epsilon}, \alpha) \rightarrow (\sigma_1, \sigma_2)$$

similar al desarrollado por Stoughton [3] y que denomina como *stress-based* FLD, diagrama FLD basado en tensiones y que se ha denominado con las siglas SB-FLD.

Las ecuaciones 5.10 y 5.11 consideran que el material es isotrópico, los aceros AHSS poseen una anisotropía plástica cercana a la unidad, pero no es el caso de los aceros de embutición, como el DC03, por tanto se debe considerar la anisotropía del material.

En productos planos, donde σ_3 se puede considerar cero, la expresión de la tensión equivalente para materiales anisotrópicos, se puede reescribir de la siguiente forma [7]:

$$\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \left(\frac{2\bar{R}}{\bar{R}+1}\right) \sigma_1 \sigma_2 = \bar{\sigma} \quad (5.15)$$

siendo \bar{R} la anisotropía plástica normal. A partir de la ecuación 5.6 se pueden redefinir las ecuaciones 5.1 y 5.2 de la siguiente forma para materiales anisotrópicos:

$$\sigma_1^{ani} = \frac{K\bar{\epsilon}^n}{\sqrt{1 - \left(\frac{2\bar{R}}{\bar{R}+1}\right)\alpha + \alpha^2}} \quad (5.16)$$

$$\sigma_2^{ani} = \frac{\alpha K\bar{\epsilon}^n}{\sqrt{1 - \left(\frac{2\bar{R}}{\bar{R}+1}\right)\alpha + \alpha^2}} \quad (5.17)$$

5.5.1. Diagrama de tensiones en acero TRIP800

Considerando los datos de las curvas FLC experimentales se calcula las curvas FLSC mediante el procedimiento SB-FLD. Los resultados se comparan con las curvas FLSC obtenidas mediante la simulación por elementos finitos. Para dicha comparación, inicialmente se ha tenido en cuenta los criterios de rotura, ya que como se ha visto en el capítulo 4, no existe influencia de procedimiento matemático en la obtención de los valores de deformación. De esta manera, la Figura 5.14 muestra las curvas FLSCF mediante la simulación por elementos finitos y la obtenida por el procedimiento SB-FLD. En este caso se ha utilizado los resultados de la simulación por elementos finitos del ensayo *Nakajima*.

Se observan pequeñas diferencias en los extremos de las curvas FLSCF, es decir, para valores de σ_2 pequeños se obtienen valores algo superiores y para valores mayores de σ_2 (tensión biaxial) los valores son menores. En la zona central del diagrama FLSD se cruzan las citadas curvas, debido a la inversión de los valores en los extremos de las mismas.

Por tanto, mediante este procedimiento, SB-FLD, se puede calcular la curva FLSC a partir la curva FLC teórica $nR(\epsilon)$ y compararla con la simulada por elementos finitos. La Figura 5.15 muestra las curvas FLSC obtenidas mediante el procedimiento SB-FLD y se compara con la curva FLSC obtenida de la simulación por elementos finitos de ensayo *Nakajima* y procedimiento matemático ISO. Se observa, como en el caso de las curvas FLSCF, que mediante el procedimiento SB-FLD y valores pequeños de σ_2 la tensión σ_1 es ligeramente superior. Por el contrario, a medida que aumenta la biaxialidad, los valores σ_1 disminuyen. La curva FLSC obtenida a partir de la curva FLC teórica $nR(\epsilon)$ presenta valores algo superiores a σ_2 pequeñas, en el resto se asemeja bastante a la curva FLSC obtenida por simulación por elementos finitos. Por tanto, sería una buena aproximación si no se puede obtener la curva FLC experimental ni es posible la curva FLSC por elementos finitos, aunque sería necesario disponer de la extensión de la curva tensión-deformación mediante el sistema ARAMIS.

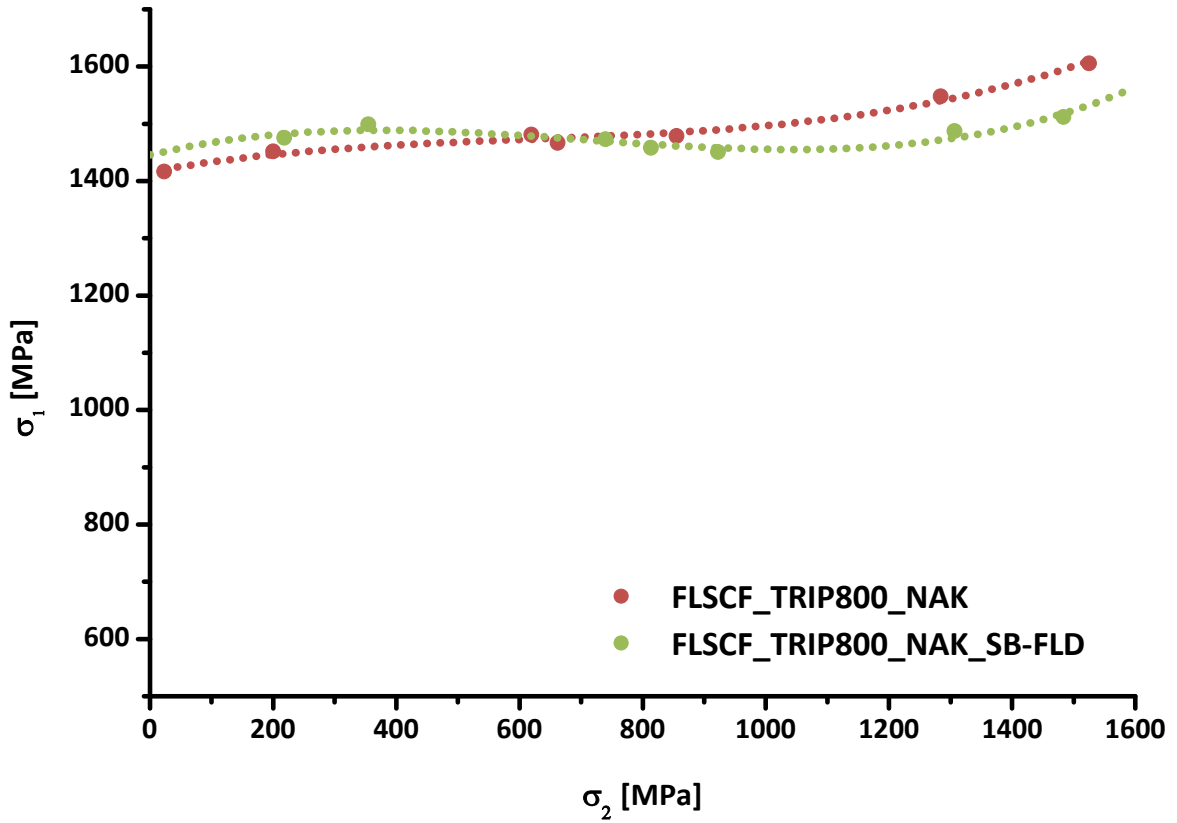


Figura 5.14. Curvas FLSCF para TRIP800 mediante simulación por elementos finitos y procedimiento SB-FLD.

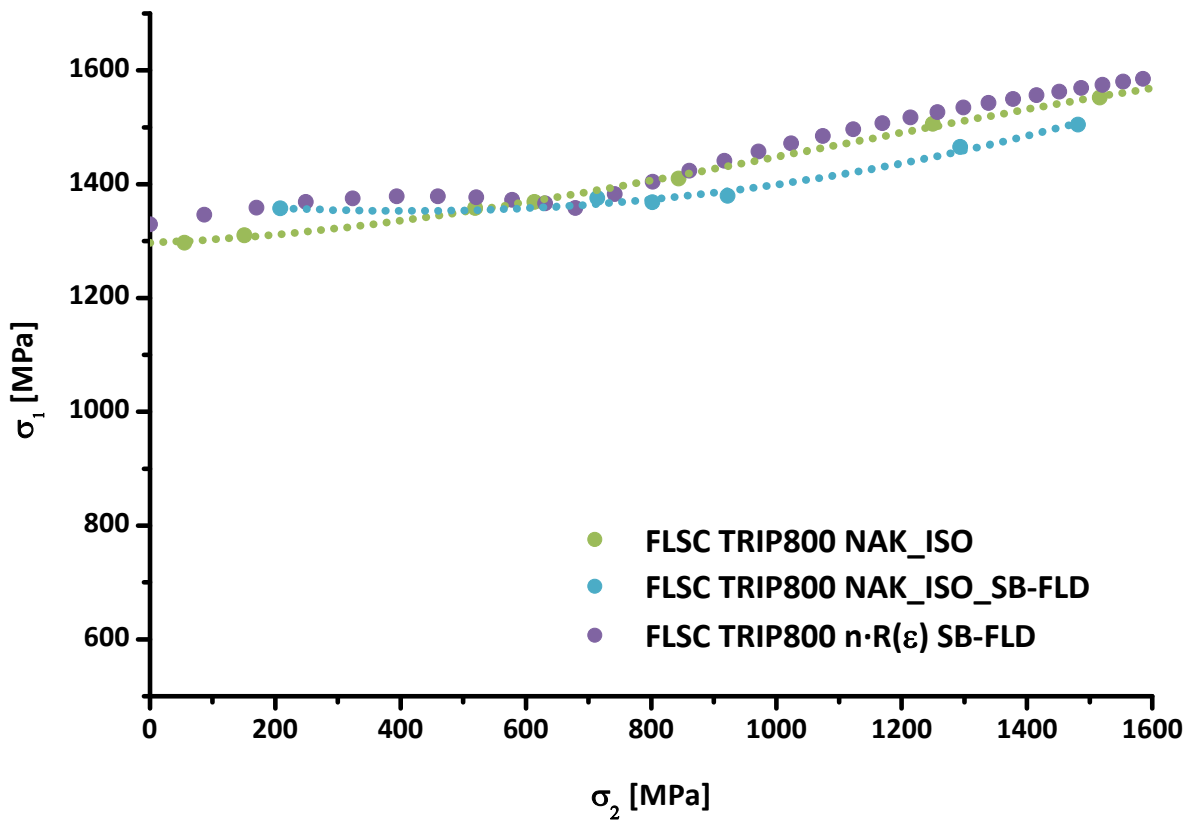


Figura 5.15. Curvas FLSC para TRIP800 mediante simulación por elementos finitos y procedimiento SB-FLD.

5.5.2. Diagrama de tensiones en acero DP780

De la misma forma que para el acero TRIP800 se calculan las curvas FLSC y FLSCF mediante el procedimiento SB-FLD y se comparan con las obtenidas mediante la simulación por elementos finitos.

La Figura 5.16 muestra las curvas FLSCF del acero DP780 obtenidas mediante el procedimiento SB-FLD y con la simulación por elementos del ensayo *Nakajima*. Se observa una correlación similar a lo observado para el acero TRIP800, es decir, pequeñas diferencias en los extremos de las curvas FLSCF, mientras que en la zona central del diagrama FLSD se cruzan las curvas, debido a la inversión de los valores en los extremos de las mismas.

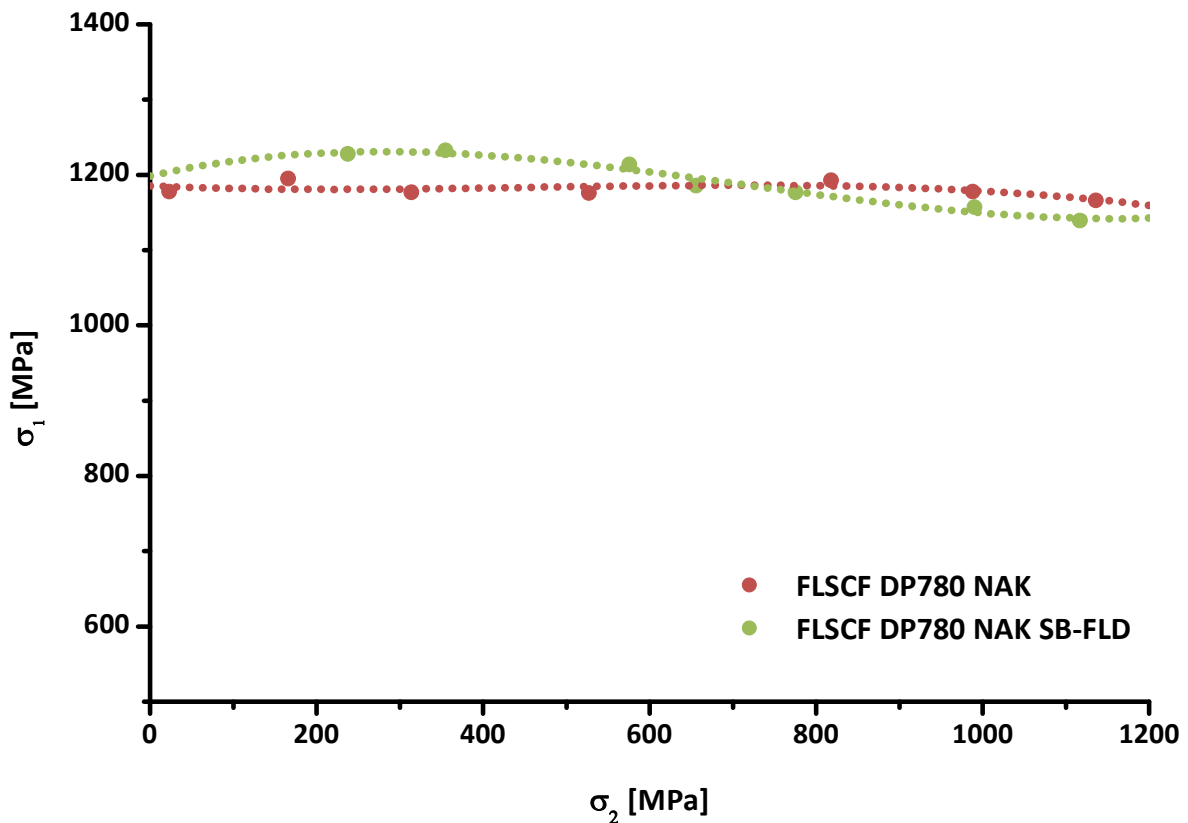


Figura 5.16. Curvas FLSCF para DP780 mediante simulación por elementos finitos y procedimiento SB-FLD.

Del mismo modo que en el acero TRIP800, en la Figura 5.17 se exponen las curvas FLSC obtenidas mediante el procedimiento SB-FLD y se comparan con la curva FLSC obtenida de la simulación por elementos finitos de ensayo *Nakajima* y procedimiento matemático ISO. En este caso, las curvas FLSC se asemejan en la zona de tensión biaxial, valores de σ_2 mayores, mientras que en la zona central, la curva teórica $nR(\varepsilon)$ presenta valores inferiores al resto de curvas. En la zona de σ_2 bajos la curva teórica $nR(\varepsilon)$ es similar a la obtenido mediante la simulación por elementos finitos, mientras que la que se obtienen mediante el procedimiento SB-FLD presenta valores más elevados.

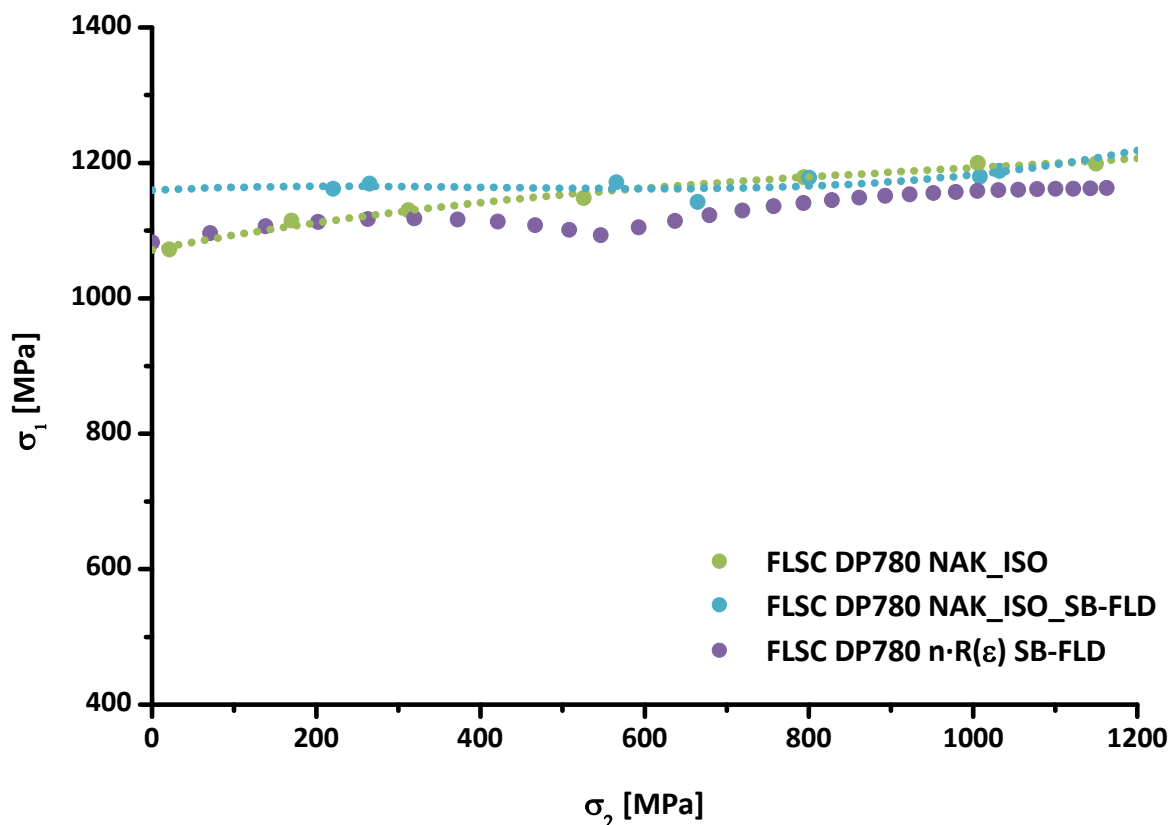


Figura 5.17. Curvas FLSC para DP780 mediante simulación por elementos finitos y procedimiento SB-FLD.

5.5.3. Diagrama de tensiones en acero DC03

Al igual que para los aceros AHSS estudiados se calculan las curvas FLSC y FLSCF mediante el procedimiento SB-FLD y se comparan con las obtenidas mediante la simulación por elementos finitos. Para el acero DC03 es importante considerar el efecto de la anisotropía, ya que está presenta valores superiores a los aceros AHSS estudiados y no puede considerarse como un material isotrópico.

La Figura 5.18 muestra las curvas FLSCF del acero DC03 obtenidas mediante el procedimiento SB-FLD y con la simulación por elementos finitos del ensayo *Nakajima*. Se observa una buena correlación para valores de σ_2 pequeños y las curvas se van separando a medida que aumenta la biaxialidad.

De la misma forma, en la Figura 5.19 se presentan las curvas FLSC obtenidas mediante el procedimiento SB-FLD y se compara con la curva FLSC obtenida de la simulación por elementos finitos de ensayo *Nakajima* y procedimiento matemático ISO. Al igual que para las curvas FLSCF se observa una buena correlación para valores de σ_2 pequeños y se separan a medida que aumenta la biaxialidad. Mientras que si se compara con la curva teórica $nR(\epsilon)$, se obtiene mejores resultados en zona biaxial que para el resto de estados de tensión.

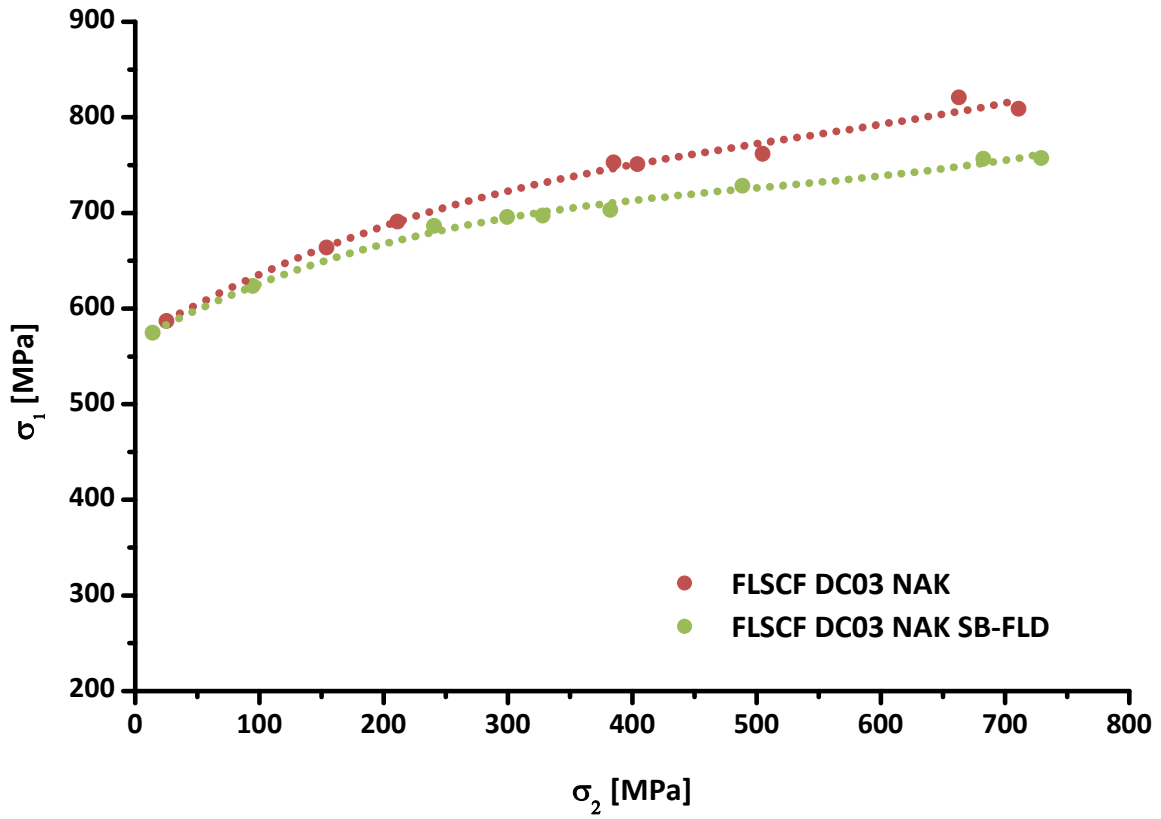


Figura 5.18. Curvas FLSCF para DC03 mediante simulación por elementos finitos y procedimiento SB-FLD.

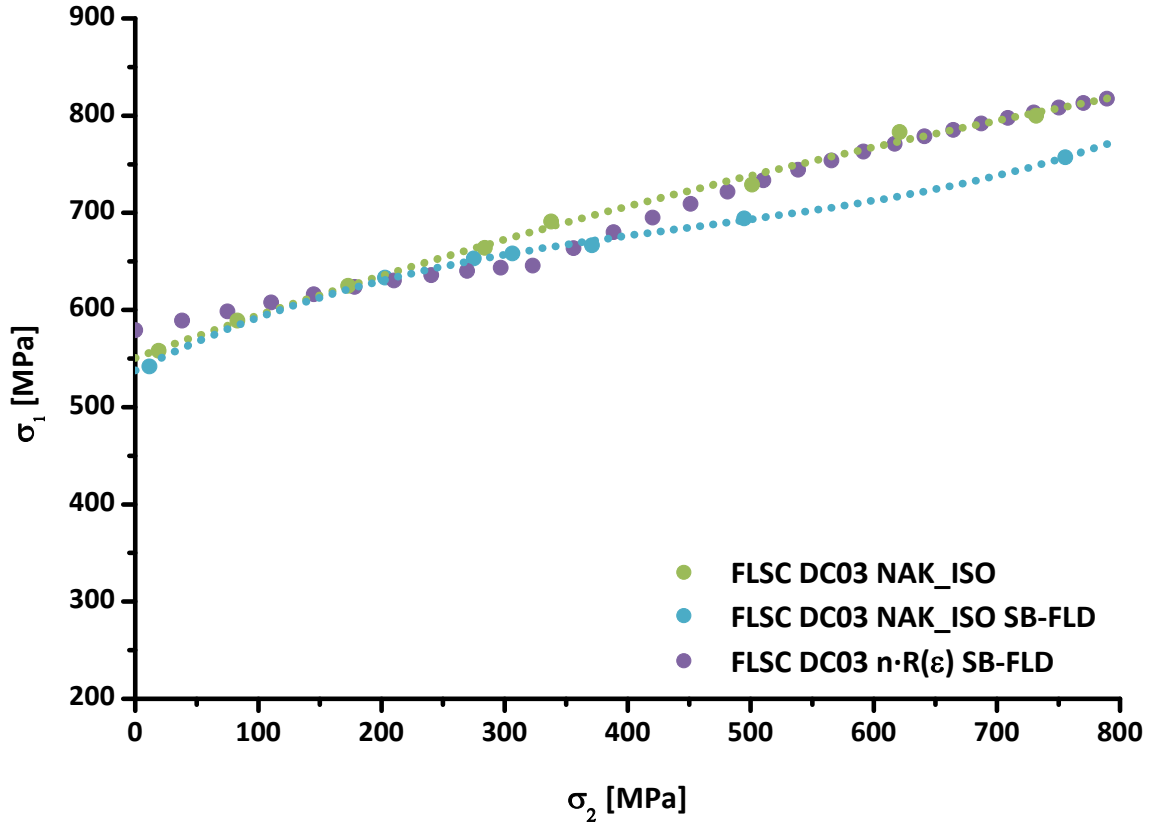


Figura 5.19. Curvas FLSC para DC03 mediante simulación por elementos finitos y procedimiento SB-FLD.

5.6. Discusión de los resultados

5.6.1. Efecto de la ley de endurecimiento

Mediante la simulación por elementos finitos de los ensayos de estirado (*Nakajima* y *Marciniak*) y la extensión de las curvas tensión-deformación se han obtenido las diferentes curvas FLSC y FLSCF de los aceros AHSS y de embutición estudiados.

Los resultados obtenidos muestran una dependencia con el ensayo de estirado utilizado en la simulación, *Nakajima* o *Marciniak*, siendo mayores las diferencias cuando el material tiene un mayor endurecimiento, como por ejemplo el TRIP800.

Generalmente, para calcular la deformación y describir curva tensión-deformación se utilizan extensómetros o videoextensómetros, pero estos no permiten describir correctamente la deformación cuando se produce la estricción localizada. Mediante el sistema ARAMIS se ha podido extender dicha curva tensión-deformación cuando se produce el fenómeno de estricción localizada. Por tanto, se pueden describir diferentes leyes de endurecimiento para un mismo material. Por ejemplo, la Figura 5.20 muestra las curvas tensión-deformación para el acero TRIP800 y la incorporación de dos leyes de endurecimiento, la ley de Hollomon aplicada al sistema ARAMIS y la ley de Voce aplicada a la curva obtenida mediante extensómetro convencional.

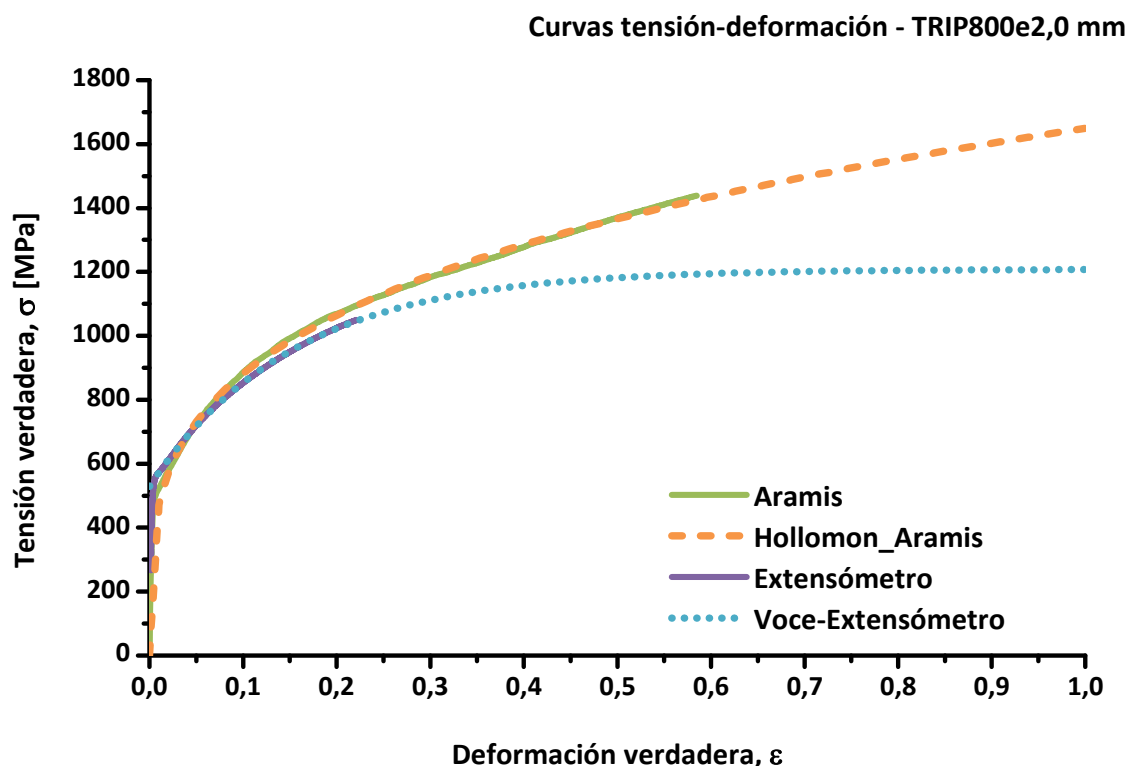


Figura 5.20. Curvas tensión deformación en ensayos de tracción uniaxial y leyes endurecimiento Hollomon y Voce para TRIP800 espesor 2,0 mm.

Como se había visto en el capítulo 3, la ley de endurecimiento de Hollomon proporciona un mayor grado de endurecimiento, mientras que para la ley de endurecimiento de Voce se consigue llegar a una saturación de la tensión a una deformación determinada.

Si se aplicamos la ley de Voce en las ecuaciones del procedimiento SD-FLD, se pueden calcular las curvas FLSC a los diferentes materiales y ensayos de estirado utilizados. De esta manera se puede observar la influencia de las leyes de endurecimiento aplicadas en la obtención de las curvas FLSC.

La Figura 5.21 muestra las curvas FLSCF, para acero TRIP800, mediante el procedimiento SB-FLD con los diferentes ensayos de estirado y leyes de endurecimiento aplicadas (Hollomon y Voce).

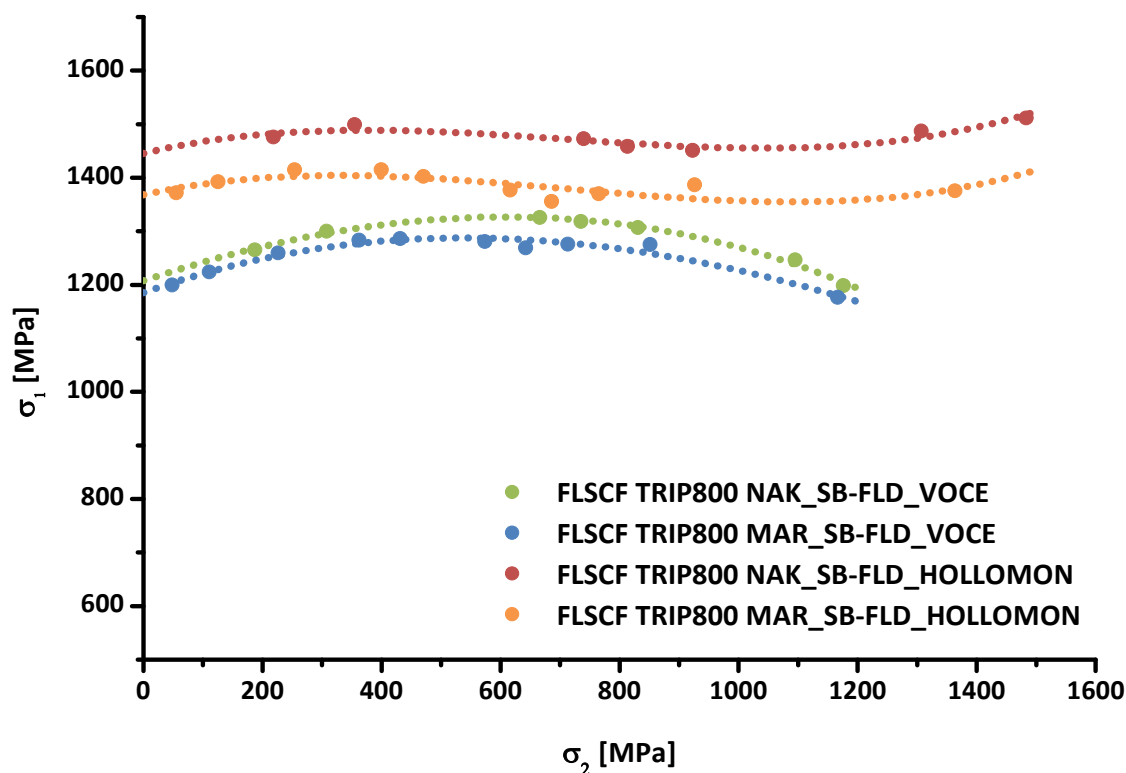


Figura 5.21. Curvas FLSCF para TRIP800 mediante procedimiento SB-FLD y leyes de endurecimiento Hollomon y Voce.

Se observa que las curvas FLSCF mediante ley de endurecimiento de Voce son muy similares para los ensayos *Nakajima* y *Marciniak*, mientras que para la ley de endurecimiento de Hollomon, tal y como se había observado anteriormente, las diferencias son apreciables entre las curvas FLSCF, al igual que lo eran las curvas FLCF.

Otro ejemplo sería en el TRIP700, donde se observaban diferencias en las curvas FLCF de los ensayos *Nakajima* con punzón de 50 y 100 mm. De la misma manera que el TRIP800, la Figura 5.22 muestra las curvas tensión-deformación para el acero TRIP700 y la incorporación de las leyes de endurecimiento Hollomon y Voce, aplicada a las curvas tensión deformación obtenidas mediante sistema ARAMIS y extensómetro convencional, respectivamente.

En este caso, las curvas tensión-deformación ARAMIS y extensómetro coinciden perfectamente, observándose una prolongación de la curva tensión-deformación obtenida mediante extensómetro, con el sistema ARAMIS. Es decir, la curva ARAMIS seguiría la curva que inicialmente ha sido trazado con la medida de las deformaciones mediante extensómetro. El ajuste mediante el modelo matemático de Voce llega a una tensión de saturación inferior a las tensiones que se trazan con el método ARAMIS, por lo que se tendría diferentes curvas FLSC.

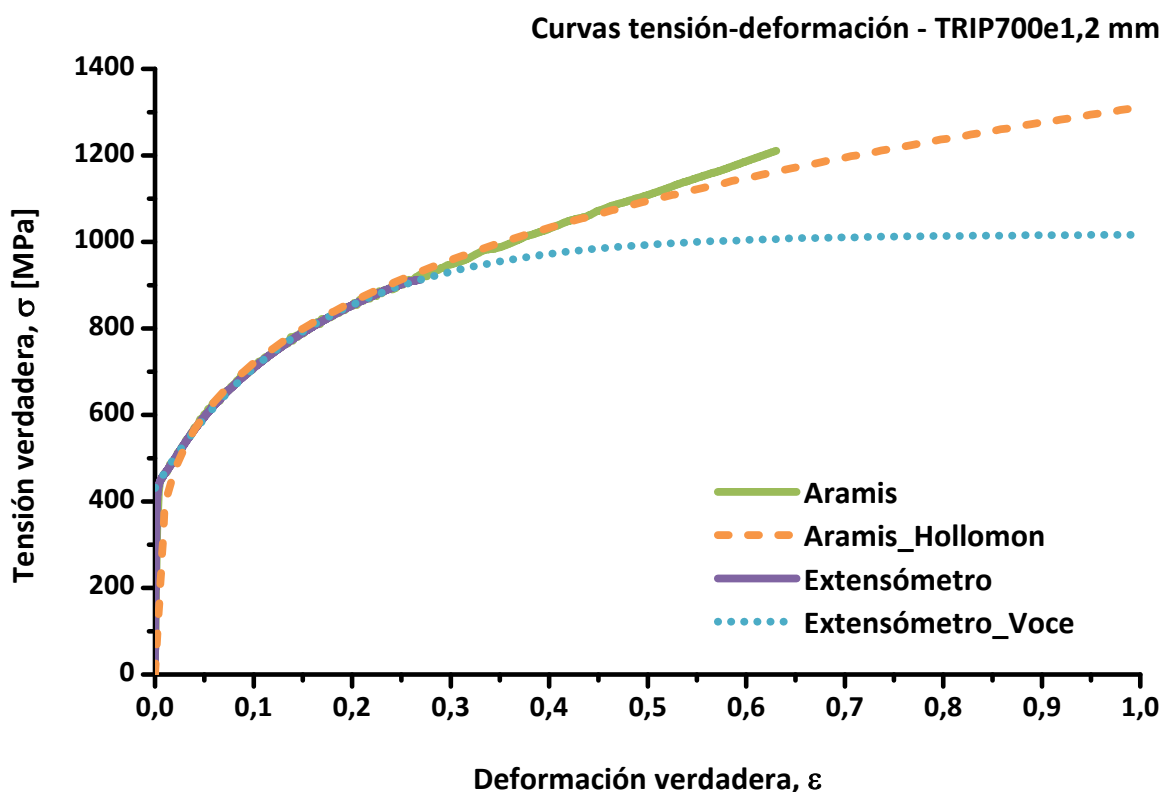


Figura 5.22. Curvas tensión deformación en ensayos de tracción uniaxial y leyes endurecimiento Hollomon y Voce para TRIP700 espesor 1,2 mm.

La Figura 5.23 muestra las curvas FLSCF, para acero TRIP700, mediante el procedimiento SB-FLD con ensayos de estirado *Nakajima* (50 y 100 mm) y leyes de endurecimiento aplicadas (Hollomon y Voce). De la misma forma que en el TRIP800, se observan menores diferencias cuando se aplica la curva de endurecimiento de Voce y en zona de tensión biaxial las tensiones obtenidas son mucho menores que con la ley de endurecimiento de Hollomon. Los mismos resultados se obtendrían si se calcularan las curvas FLSC a partir de la simulación por elementos finitos.

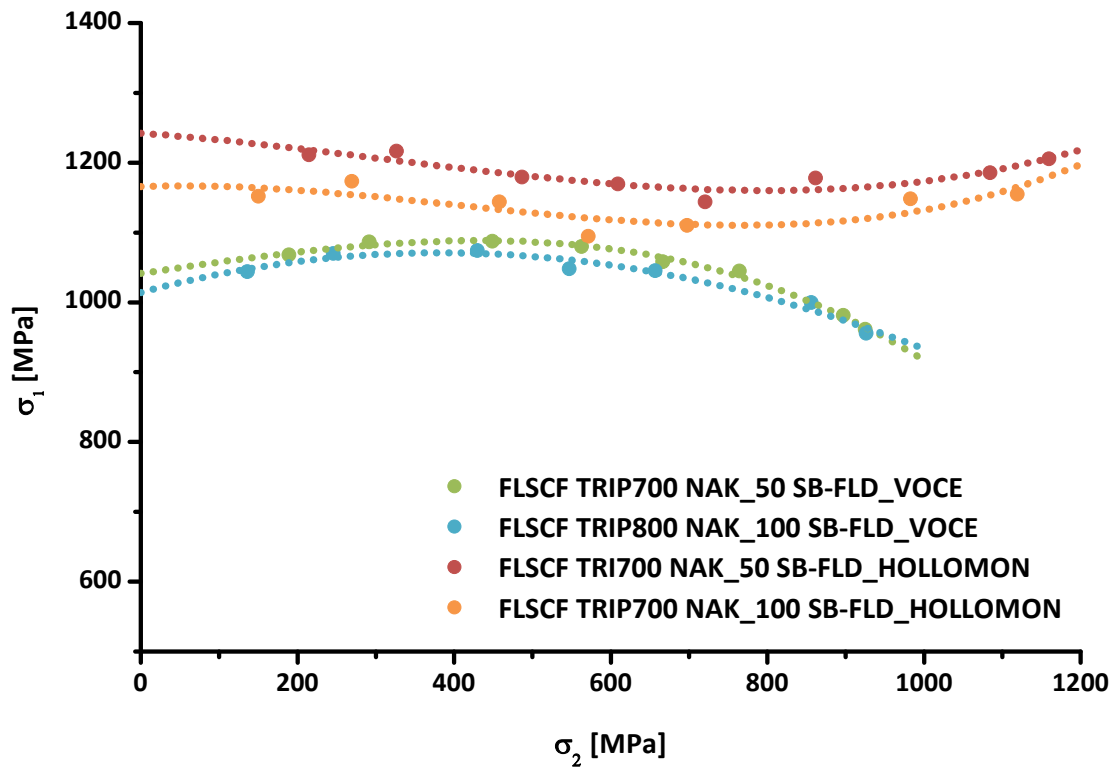


Figura 5.23. Curvas FLSCF para TRIP700 mediante procedimiento SB-FLD y leyes de endurecimiento Hollomon y Voce.

5.6.2. Efecto de los caminos de deformación en las curvas FLSC

En el capítulo 4 se estudió la dependencia de los caminos de deformación en las curvas FLC y se trazaron curvas FLC en un ensayo de estirado en dos pasos. Se realizó una predeformación inicial del 8 % mediante punzón semiesférico en ensayo *Nakajima* en probetas de 200x200, seguidamente se realizó una mecanización de las diferentes geometrías de probeta y por último se conformaron hasta rotura mediante ensayo *Marciniak*. La curva FLCF obtenida presentaba un desplazamiento del punto FLD_0 hacia la derecha y con menor conformabilidad que la curva FLCF del ensayo *Nakajima* (ver Figura 4.28). Por lo que se han calculado las curvas FLSCF mediante procedimiento SB-FLD utilizando las leyes de endurecimiento de Hollomon y Voce.

La Figura 5.24 muestra las curvas FLSCF del ensayo de estirado *Nakajima* y el realizado en dos pasos, *Nakajima*+*Marciniak*. Se observa de nuevo que con la ley de endurecimiento de Voce las curvas FLSCF son muy similares, y se podría decir que independientes del camino de deformación. Mientras que si se considera la ley de endurecimiento de Hollomon existen apreciables diferencias entre las curvas FLSCF calculadas.

Por tanto el método para describir las curvas FLSC depende de la ley de endurecimiento utilizada, tanto en la simulación por elementos finitos como en el procedimiento SB-FLD. La Figura 5.25 explica este concepto [8], a un pequeño incremento de tensión le corresponde un gran incremento de deformación,

sobretudo en la zona de estricción, donde se producen grandes deformaciones sin apenas incrementos en la tensión. Este rango variará en función de la ley de endurecimiento utilizada, con una ley de endurecimiento como la de *Hollomon*, donde no existe saturación de la curva tensión deformación, existen mayores diferencias en las curvas FLSC obtenidas a partir de la simulación de los ensayos *Nakajima* y *Marciniak*.

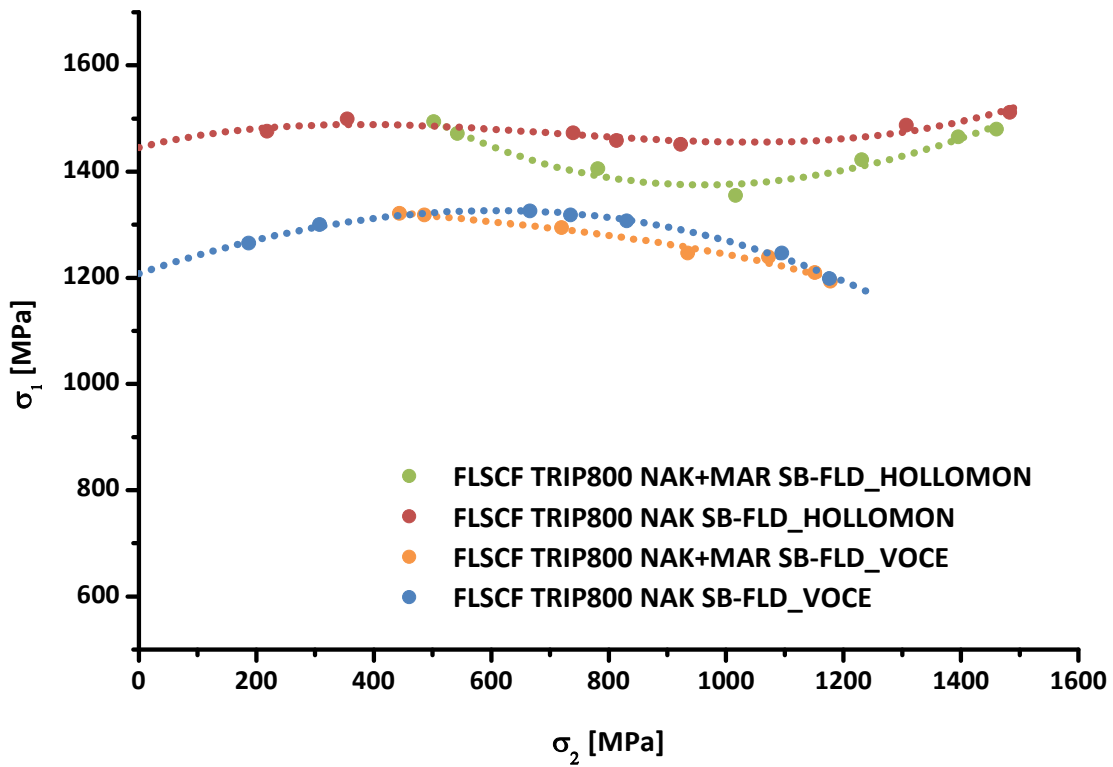


Figura 5.24. Curvas FLSCF para TRIP800 en ensayo estirado en dos pasos (*Nakajima* + *Marciniak*). Procedimiento SB-FLD y leyes de endurecimiento *Hollomon* y *Voce*.

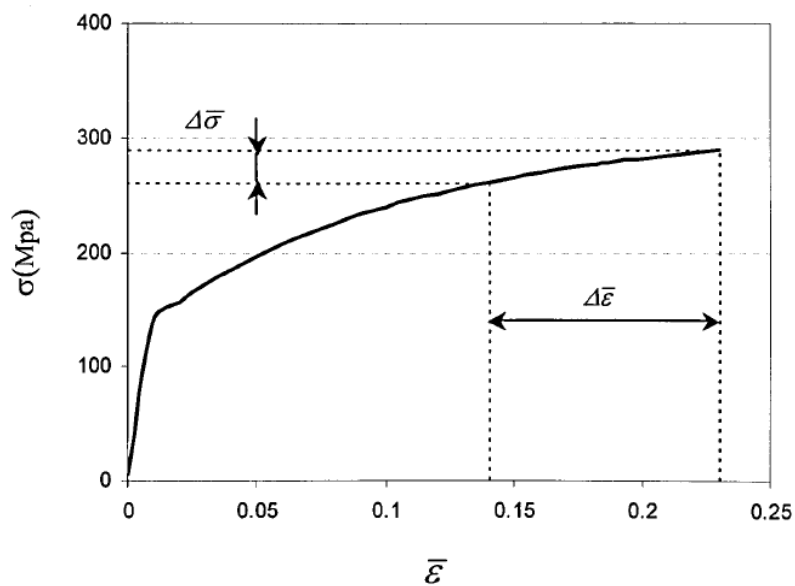


Figura 5.25. Curvas tensión-deformación, con diferente incremento.

Si bien se considera que las curvas FLSC son independientes del camino de deformación, dado que se obtienen de curvas FLC, que son dependientes del camino de deformación, las curvas obtenidas serán en mayor medida dependientes del camino de deformación. Esta dependencia del camino de deformación vendrá dada por el grado de endurecimiento del material, a mayor endurecimiento, tenemos mayores resistencias al aumentar la deformación.

5.6.3. Método de Stoughton para la determinación de curvas FLSC

Stoughton [1] definió la transformación de los estados de deformación a los de tensión para un proceso en dos pasos. El método supone que el material no plastifica en el segundo paso hasta que la deformación efectiva adquiere el mismo nivel de tensión alcanzado al final del primer paso de predeformación.

La relación entre la tensión y la deformación efectiva puede escribirse formalmente como:

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}(\bar{\epsilon}) \quad (5.18)$$

si la predeformación da un estado de deformación $(\epsilon_1, \epsilon_2) = (\epsilon_{1i}, \epsilon_{2i})$ donde el índice i denota el paso inicial (primer paso) y el segundo paso resulta en un estado final (j) de deformación tal como $(\epsilon_{1f}, \epsilon_{2f})$, donde las ecuaciones que definen el estado de tensiones al final del segundo paso se definen como:

$$\sigma_1 = \frac{\bar{\sigma}(\bar{\epsilon}(\epsilon_{1i}, \epsilon_{2i}) + \bar{\epsilon}(\epsilon_{1f} - \epsilon_{1i}, \epsilon_{2f} - \epsilon_{2i}))}{\xi\left(\alpha\left(\frac{\epsilon_{2f} - \epsilon_{2i}}{\epsilon_{1f} - \epsilon_{1i}}\right)\right)} \quad (5.19)$$

$$\sigma_2 = \alpha\left(\frac{\epsilon_{2f} - \epsilon_{2i}}{\epsilon_{1f} - \epsilon_{1i}}\right) \cdot \sigma_1 \quad (5.20)$$

Donde, como se ha mencionado previamente, el índice i denota el paso inicial (primer paso) y el índice f el paso final (segundo paso). Mientras que $\xi(\alpha)$ es función de parámetros del material y se puede definir de acuerdo el criterio de plasticidad anisotrópico normal de Hill como:

$$\xi = \sqrt{1 + \alpha^2 - \frac{2\bar{R}}{1+\bar{R}}\alpha} \quad (5.21)$$

siendo \bar{R} la anisotropía plástica normal.

Mediante las ecuaciones descritas anteriormente, se discute el método en aceros AHSS utilizando un ensayo en dos pasos, similar al anterior. En el primer paso se realizó una predeformación mediante ensayo *Nakajima* de las diferentes geometrías de probeta y posteriormente un segundo paso de conformado con punzón *Marciniak*.

Para el análisis se han utilizado el criterio a rotura, es decir, curvas FLCF y FLSCF. La Figura 5.26 muestra las curvas FLSCF obtenidas mediante los ensayos convencionales de estirado *Nakajima* y *Marciniak* y el ensayo en dos pasos (NAK+MAR) para el acero TRIP800. Se ha utilizado la ley de endurecimiento de Hollomon para calcular los estados de tensión. Se observa que los valores de tensión obtenidos mediante el conformado en dos pasos proporcionan una buena correlación prácticamente todos los estados de tensión, con el ensayo *Marciniak*, a excepción de los estados de tensión biaxial, donde la correlación es con el ensayo *Nakajima*. Esto mismo se observa en las curvas FLCF, donde para estados de uniaxiales y de deformación plana, la curva FLCF se aproxima más a la curva *Marciniak*, mientras que para estados de tensión biaxial se aproxima a la curva *Nakajima*.

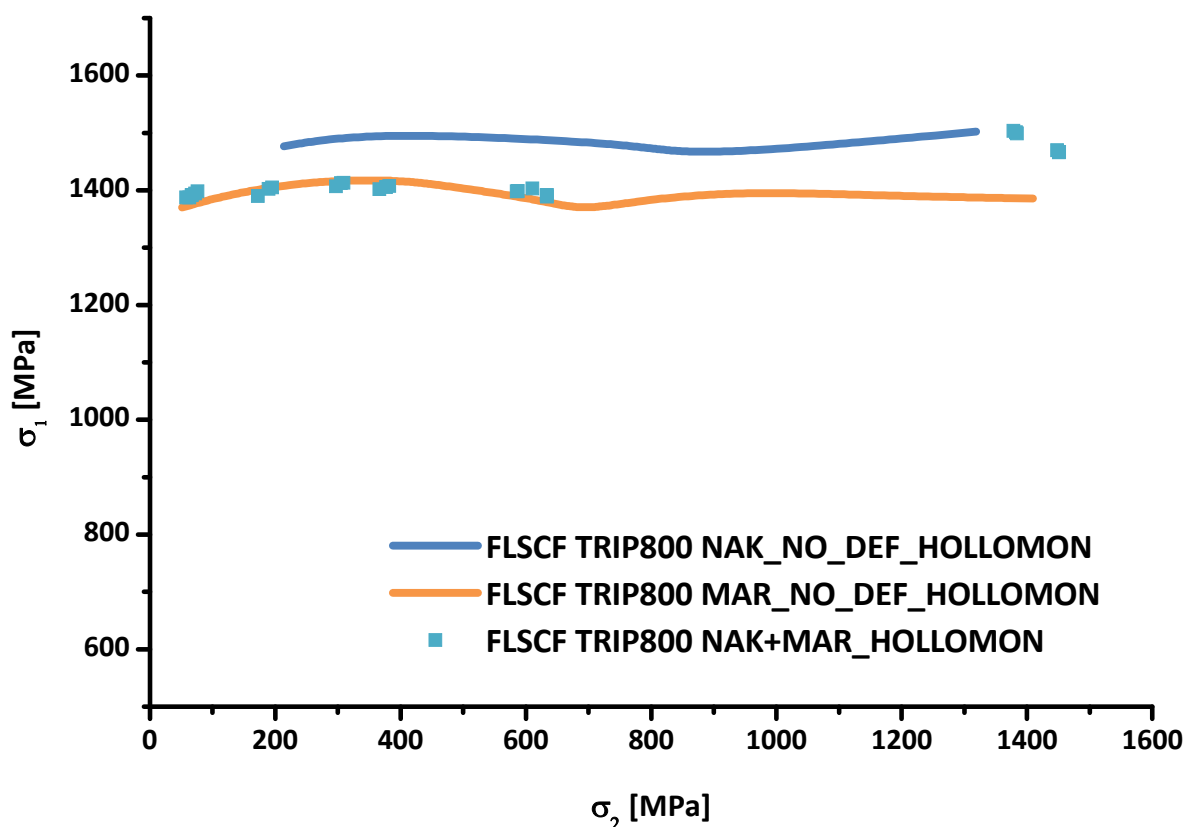


Figura 5.26. Curvas FLSCF mediante ley de endurecimiento de Hollomon en ensayos convencionales de estirado y con predeformación (NAK+MAR).

Si se realiza el mismo análisis con la ley de endurecimiento de Voce, Figura 5.27, se observa en este caso que la existe una buena correlación entre todas las curvas en tensiones biaxiales, pero no en el resto de estados. Cabe destacar que las curvas FLSCF sin predeformaciones de los ensayos *Nakajima* y *Marciniak* se aproximan más, debido a la saturación en la tensión de la curva tensión-deformación.

Por tanto, el análisis de efectuado por Stoughton [1] es dependiente también de la ley de endurecimiento utilizada y tampoco proporciona una curva de tensión única en el análisis de un proceso de conformado en dos pasos para un acero AHSS.

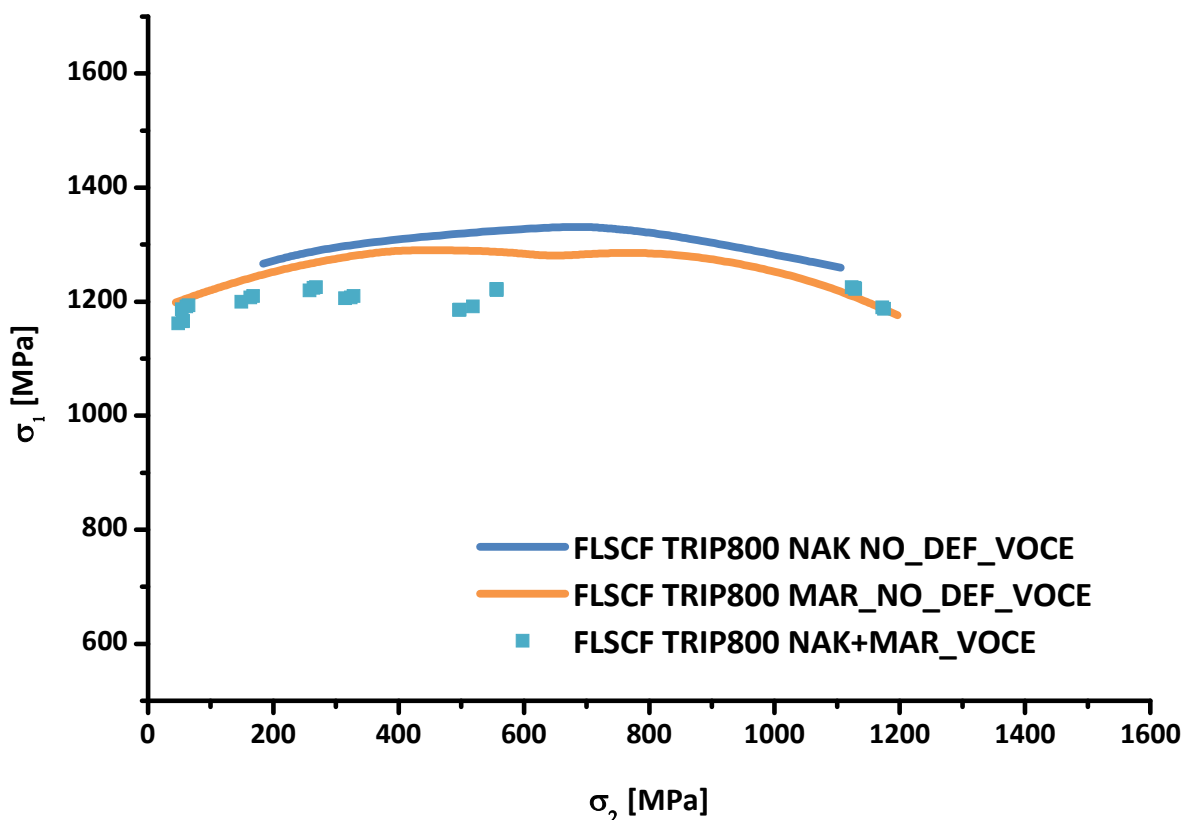


Figura 5.27. Curvas FLSCF mediante ley de endurecimiento de Hollomon en ensayos convencionales de estirado y con predeformación (NAK+MAR).

5.7. Resumen

Mediante la simulación por elementos finitos de ensayos de estirado y la extensión de la curva tensión-deformación se ha establecido un método para calcular las curvas FLSC. Se ha puesto de evidencia que las curvas FLSC son menos dependientes de los caminos de deformación, pero se obtienen diferentes curvas FLSC atendiendo al ensayo de estirado utilizado.

Mediante la transformación del espacio de deformaciones a tensiones es posible determinar las curvas FLSC de diferentes aceros, como los AHSS y aceros de embutición. De esta manera también ha sido posible, a partir de propiedades mecánicas de los citados aceros, determinar curvas FLSC teóricas, que se ajustan a las obtenidas a partir de la simulación por elementos finitos.

Se ha observado una gran dependencia de la ley de endurecimiento utilizada en la determinación de las curvas FLSC, a mayor endurecimiento, existen mayores diferencias entre las citadas curvas FLSC y por tanto el efecto del camino de deformación es más importante. Por tanto, si bien se consideran que las curvas FLSC son menos dependientes del camino de deformación, se debe tener en cuenta la gran influencia de la ley de endurecimiento que se utiliza para poder predecir con precisión el fallo del material.

Por último, el análisis efectuado por Stoughton [1] para un proceso en dos etapas, es dependiente de la curva de endurecimiento y no se obtiene una única curva límite de tensiones que caracterice al material, es decir, la influencia de los caminos de deformación afectan también a la determinación de las curvas FLSC.

5.8. Referencias bibliográficas

- [1] T. Stoughton. *A general forming limit criterion for sheet metal forming*. *International Journal of Mechanical Sciences* 42, 2000, 1-27.
- [2] V. Uthaisangsk, U, Prah, S. Münstermann and W. Bleck. *Experimental and numerical failure criterion for formability prediction in sheet metal forming*. *Computational Materials Science* 43, 2008, 43-50.
- [3] Y. Bai, T. Wierzbicki. *Forming severity concept for predicting sheet necking under complex loading histories*. *International Journal of Mechanical Sciences* 50, 2008, 1012-1022.
- [4] R. Hill. *A theory of yielding and plastic flow of anisotropic metals*. *Proc. Roy, Soc.* 193A, 1948, 197-281.
- [5] T. Stoughton, X. Zhu. *Review of theoretical models of the strain-based FLD and their relevance to the stress-based FLD*. *International Journal of Plasticity* 20, 2004, 1463-1468.
- [6] Y.W. Lee. *Fracture prediction in metal sheets*. PhD thesis, Massachusetts Institute of Technology, 2005.
- [7] W.F. Hosford, R. Caddell: *Metal forming: Mechanics and Metallurgy*. *Cambridge University Press*. 2007.
- [8] M.C. Butuc. *Forming Limit Diagrams. Definition of plastic instability criteria*. Tesis Doctoral. Facultad de Ingeniería, FEUP, Universidad de Oporto. 2004.

Capítulo 6: Validación criterios conformabilidad

Para poder verificar los diferentes criterios de conformabilidad es necesario validarlos con un análisis real con piezas conformadas. Este análisis se ha realizado mediante la embutición en prensa de laboratorio de una geometría tipo montante abierto y mediante los resultados de ensayos de embutición profunda, LDR (*Limiting Drawing Ratio*), obtenidos en trabajos previos [1].

Combinando y comparando estos ensayos de laboratorio con la simulación por elementos finitos se han validado los diferentes criterios de conformabilidad estudiados. La Figura 6.1 muestra un esquema del procedimiento seguido en ensayo de embutición de montante abierto.



Figura 6.1. Esquema de la validación de los diferentes criterios de conformabilidad.

6.1. Ensayos de laboratorio conformado montante abierto

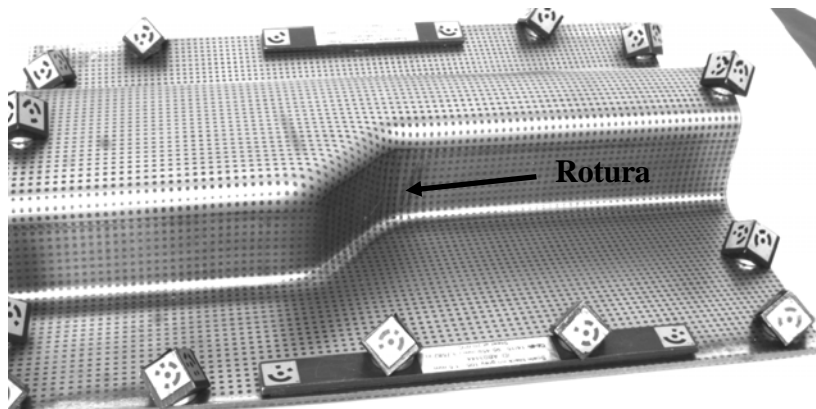
Los ensayos de conformado se han llevado a cabo de acuerdo a la metodología propuesta en el capítulo 2. Se ha utilizado una prensa de laboratorio con una matriz equipada para producir la conformación de un montante abierto (ver Figura 2.25). La obtención de las deformaciones después del conformado de las chapas metálicas, se realizó a partir del mallado con un patrón de puntos separados equidistantes y se analizaron mediante el sistema de medida de deformaciones en estático ARGUS/GOM, metodología expuesta en el capítulo 2. A continuación se detallan los resultados obtenidos para los diferentes materiales ensayados, en función de la altura de embutición y las deformaciones alcanzadas durante el conformado de las mismas.

6.1.1. TRIP800

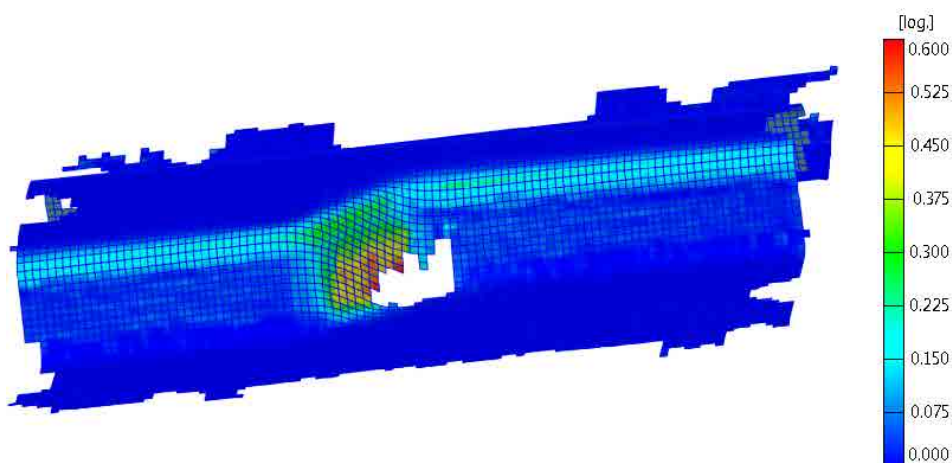
Los resultados experimentales del conformado del acero TRIP800 espesor 2,0 mm muestran la rotura del material a una altura de embutición de 31 mm, mientras que se ha estimado el inicio de la estricción a una altura de 28 mm aproximadamente.

La Figura 6.2 muestra la pieza ensayada con los resultados de deformación obtenidos del sistema ARGUS, altura de embutición de 31 mm y rotura del material.

Con respecto a los valores de deformación, de cada punto de la malla, obtenidos experimentalmente a partir del sistema ARGUS, la Figura 6.3 muestra las deformaciones obtenidas y se comparan las curvas FLCF de los ensayos *Nakajima* y *Marciniak*. Se puede observar que en la curva FLCF de ensayo *Nakajima*, únicamente los puntos de rotura están en la zona de tensión uniaxial (zona izquierda diagrama FLD), mientras que para la curva FLCF de ensayo *Marciniak*, existen puntos por encima de la misma en zona de deformación plana, FLD_0 .



(a)



(b)

Figura 6.2. (a) Pieza deformada al final del ensayo, acero TRIP800. (b) Deformaciones obtenidas mediante el programa ARGUS en la pieza deformada, acero TRIP800.

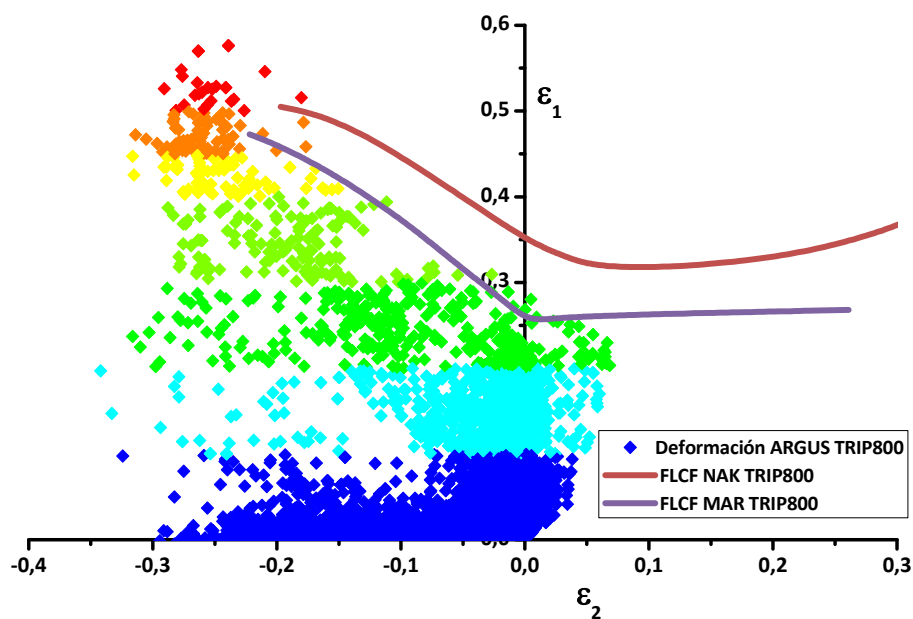
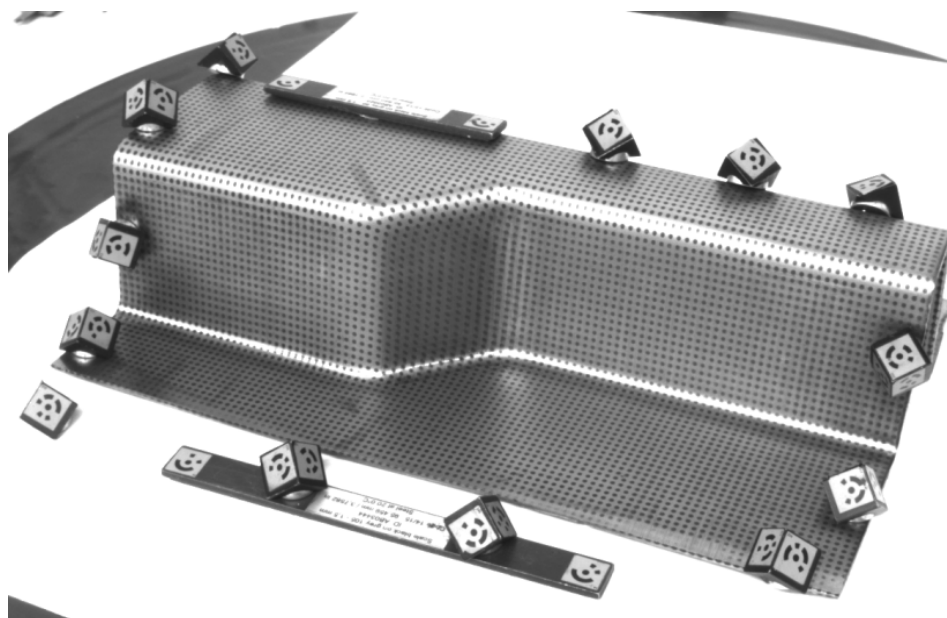


Figura 6.3. Deformaciones obtenidas mediante ARGUS en pieza de acero TRIP800. Altura de embutición 31 mm.

6.1.2. DC03

Los resultados experimentales del conformado del acero DC03 espesor 1,5 mm no han mostrado rotura del material y se ha alcanzado una altura máxima de embutición de 48 mm.

La Figura 6.4 muestra la pieza ensayada con los resultados de deformación obtenidos del sistema ARGUS, altura de embutición de 48 mm y sin rotura del material.



(a)

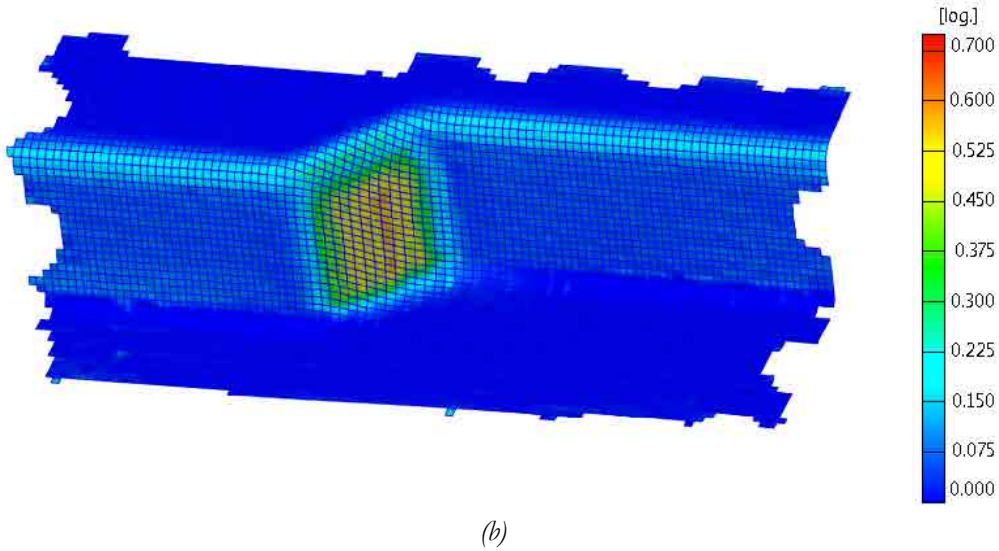


Figura 6.4. (a) Pieza deformada al final del ensayo (48 mm), acero DC03. (b) Deformaciones obtenidas mediante el programa ARGUS en la pieza deformada hasta 48 mm, acero DC03.

La Figura 6.5 muestra los puntos de deformación obtenidos mediante sistema ARGUS y se comparan con la curva FLCF del material. Se observa en este caso que todos los puntos están por debajo de la curva FLCF, dado que no se ha llegado a la rotura del material. Por el contrario, si se comparan los valores de deformación con la curva FLC (criterio a estricción), se observa que existen puntos por encima de la curva FLC, por lo que habría empezado la estricción, Figura 6.6.

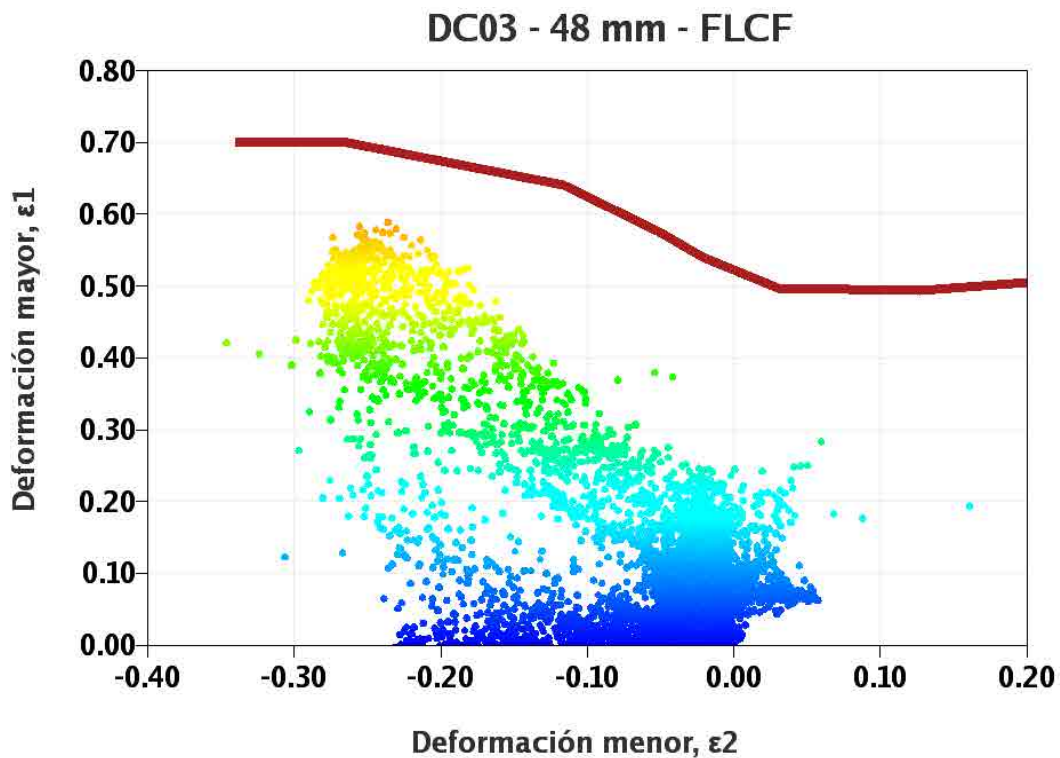


Figura 6.5. Deformaciones obtenidas mediante ARGUS en pieza de acero DC03. Altura de embutición 48 mm.

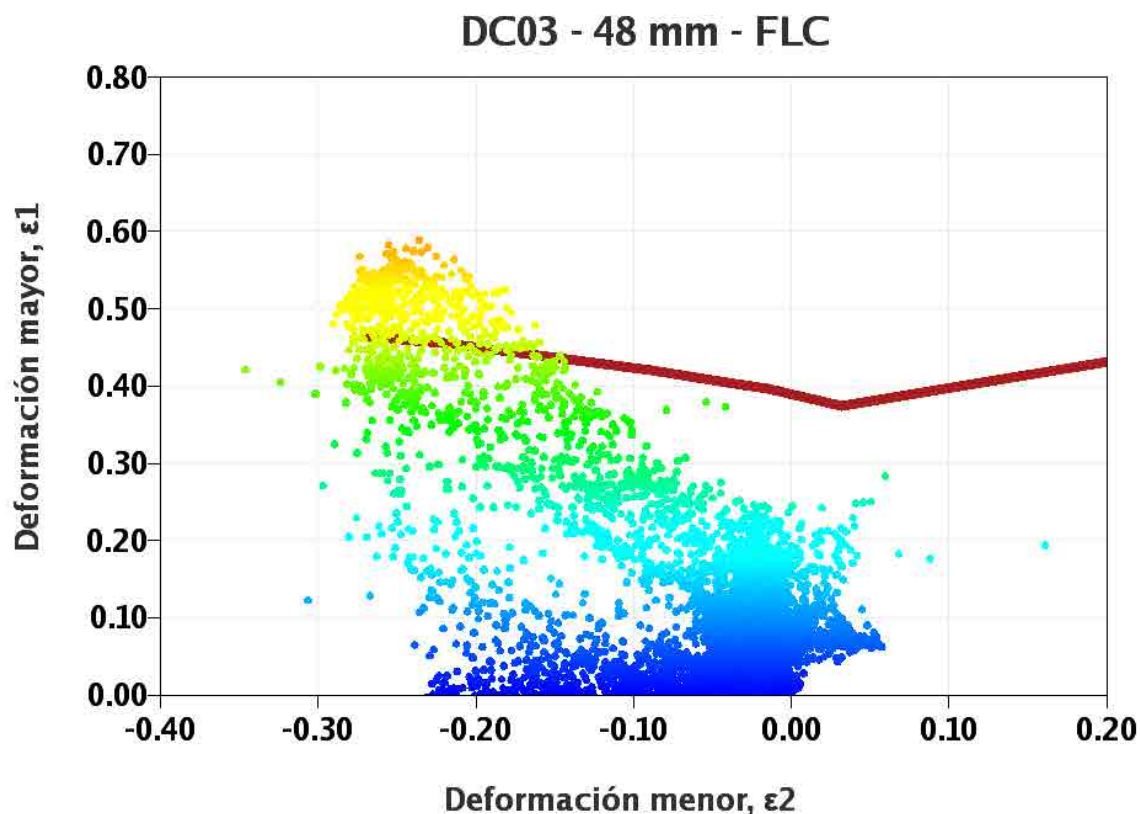


Figura 6.6. Deformaciones obtenidas mediante ARGUS en pieza de acero DC03. Altura de embutición 48 mm.

6.2. Simulación ensayos de conformado montante abierto

Mediante la simulación del ensayo de conformado del montante abierto se ha definido la altura de embutición antes de presentar estricción y/o rotura en función del criterio utilizado, FLC o FLSC. Dicha simulación se ha verificado con los resultados de embutición de la pieza real y con los diferentes criterios estudiados, de esta manera se validan los diferentes criterios de conformabilidad para los aceros estudiados.

En la simulación del montante abierto se han utilizado los criterios de deformaciones (FLC y FLCF) y los de tensiones (FLSC y FLSCF). Estos últimos se han obtenido de la simulación por elementos finitos de los ensayos de estirado *Nakajima* y *Marciniak*. La descripción de la plasticidad del material se ha relacionado a partir de la extensión de la curva tensión-deformación obtenida mediante el sistema ARAMIS y un ajuste con la ley de endurecimiento de Hollomon.

Para calcular la curva FLSC de la FLC teórica $nR(\epsilon)$ se ha aplicado el procedimiento SB-FLD, donde a partir del espacio de deformaciones y la ley de endurecimiento de Hollomon, se consigue obtener la citada curva FLSC.

6.2.1. TRIP800

La Figura 6.7 muestra los resultados obtenidos de la simulación por elementos finitos con los diferentes criterios de estricción estudiados para el TRIP800.

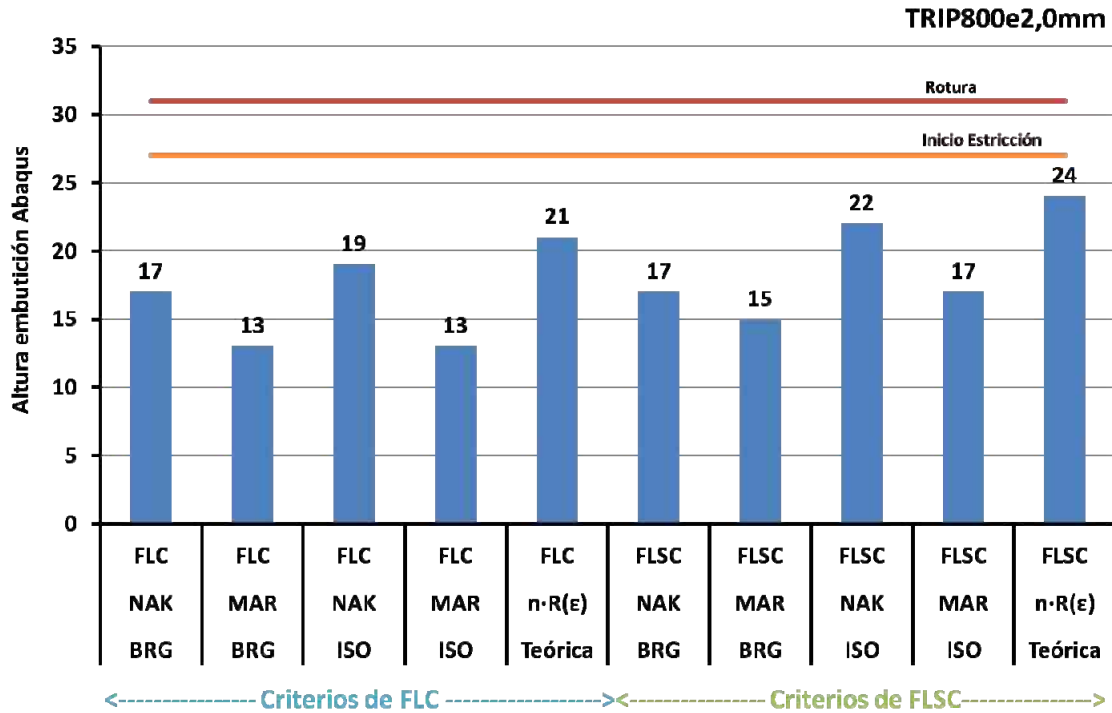


Figura 6.7. Altura de embutición obtenida de FEM con criterios de estricción (FLC y FLSC).

En general se observa que los criterios obtenidos mediante las curvas FLSC se aproximan más al valor experimental de estricción. Si se compara únicamente las curvas FLC experimentales, el criterio obtenido del ensayo *Nakajima* y modelo matemático ISO es el que mejor se ajusta. Aunque es la curva teórica $n \cdot R(\epsilon)$ la que mejor se aproxima a los datos experimentales. Si se compara únicamente las curvas FLSC, los resultados son similares a los obtenidos con las curvas FLC, el criterio que mejor se ajusta es la curva FLSC teórica y de la simulación de los ensayos experimentales, es el obtenido del ensayo *Nakajima* con modelo matemático ISO.

Los resultados obtenidos a partir del ensayo de estirado *Marciniak* proporcionan valores de altura embutición menores que con los ensayos *Nakajima*, de acuerdo a la menor conformabilidad encontrada en la curva FLC para el ensayo *Marciniak*.

A continuación se muestran algunos ejemplos de los resultados de las simulaciones. Por ejemplo, la Figura 6.8 muestra los resultados de la simulación mediante criterio FLC obtenida a partir del ensayo *Nakajima* y mediante cálculo ISO. La estricción se produciría en la misma zona que la experimental pero a menor altura de embutición. Mientras que la Figura 6.9 se presenta el resultado de la simulación mediante la utilización de la curva teórica $nR(\epsilon)$.

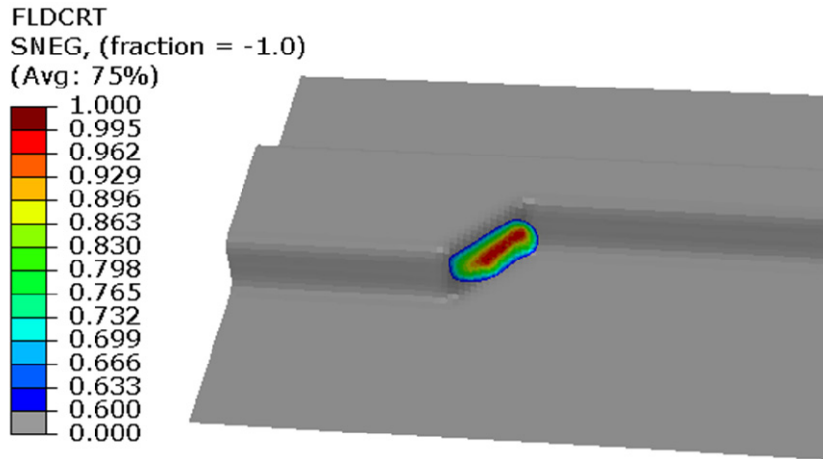


Figura 6.8. Simulación mediante criterio FLC ensayo Nakajima y cálculo matemático ISO. Altura embutición 19 mm.

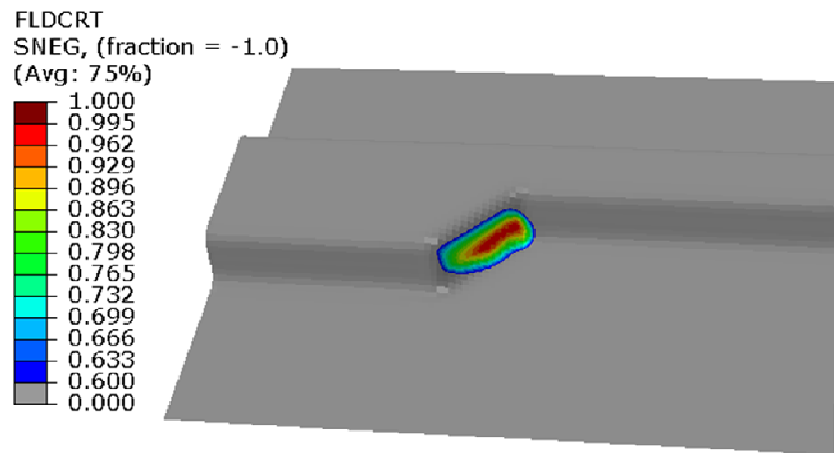


Figura 6.9. Simulación mediante criterio FLC de curva teórica $nR(\epsilon)$. Altura embutición 22 mm.

La Figura 6.10 muestra los resultados de la simulación mediante criterio FLSC obtenida a partir del ensayo Nakajima y mediante cálculo ISO. La estricción se origina en la misma zona que la experimental pero a menor altura de embutición.

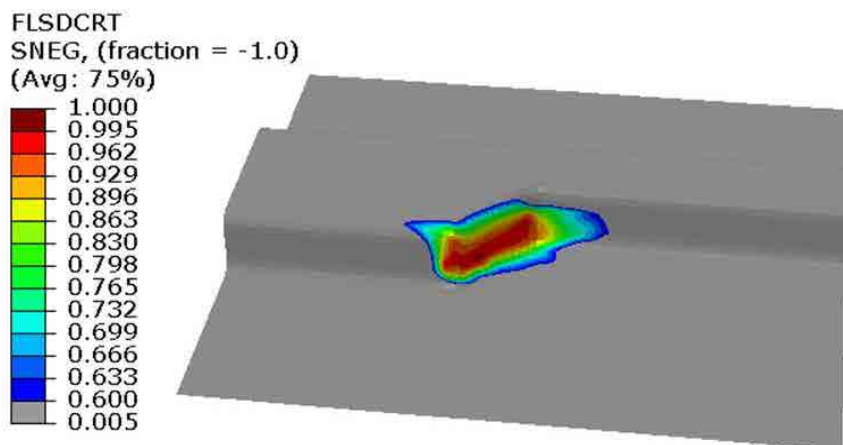


Figura 6.10. Simulación mediante criterio FLSC ensayo Nakajima y cálculo ISO. Altura embutición 22 mm.

La Figura 6.11 muestra los resultados de la simulación mediante criterio FLSC obtenida a partir de la curva teórica $nR(\epsilon)$ y procedimiento SB-FLD. La estricción se produciría en la misma zona que la experimental pero a menor altura de embutición.

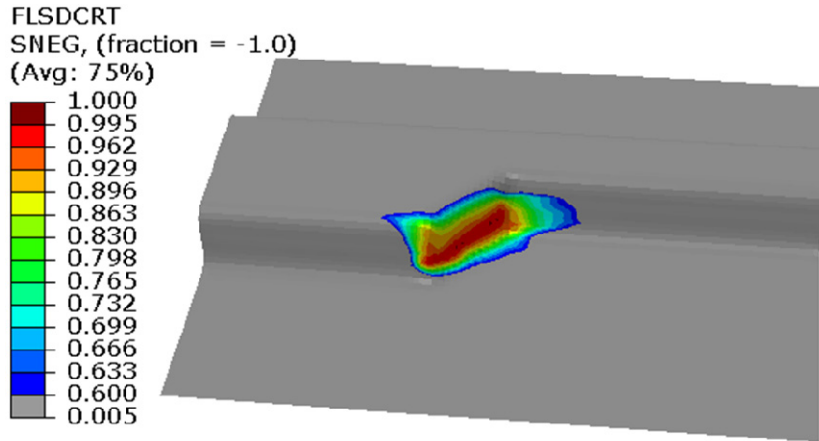


Figura 6.11. Simulación mediante criterio FLSC de curva teórica $nR(\epsilon)$ y procedimiento SB-FLD. Altura embutición 24 mm.

Se observa que los criterios de estricción son conservadores respecto a los datos experimentales. En el caso de los criterios de rotura, Figura 6.12, los resultados obtenidos de la simulación por elementos finitos con los diferentes criterios estudiados para el TRIP800, se observa que los basados en ensayos de estirado *Nakajima* predicen mejor los resultados experimentales. En este caso, no existen tantas diferencias entre el criterio basado en deformaciones, FLCF, y el criterio basado en tensiones, FLSCF.

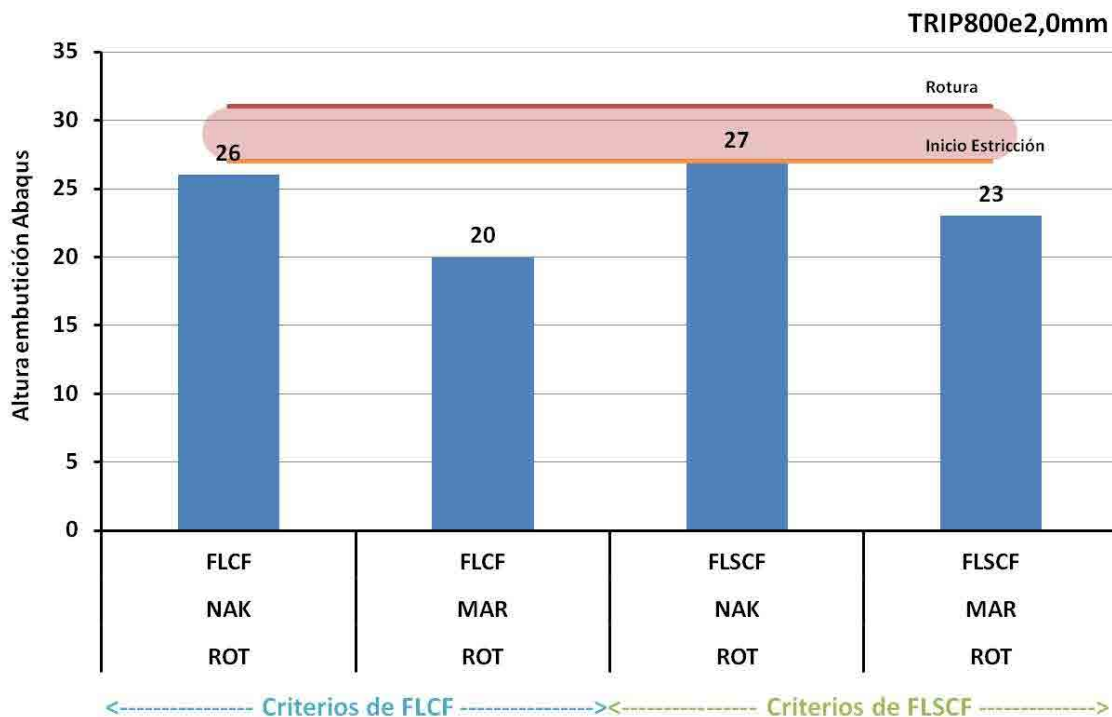


Figura 6.11. Altura de embutición obtenida de simulación por elementos finitos con criterios de rotura (FLCF y FLSCF).

A continuación se muestran algunos ejemplos de los resultados de las simulaciones. Por ejemplo, la Figura 6.13 muestra los resultados de la simulación mediante criterio FLCF obtenida a partir del ensayo *Nakajima*. La rotura se ocasiona en la misma zona que la experimental pero a menor altura de embutición.

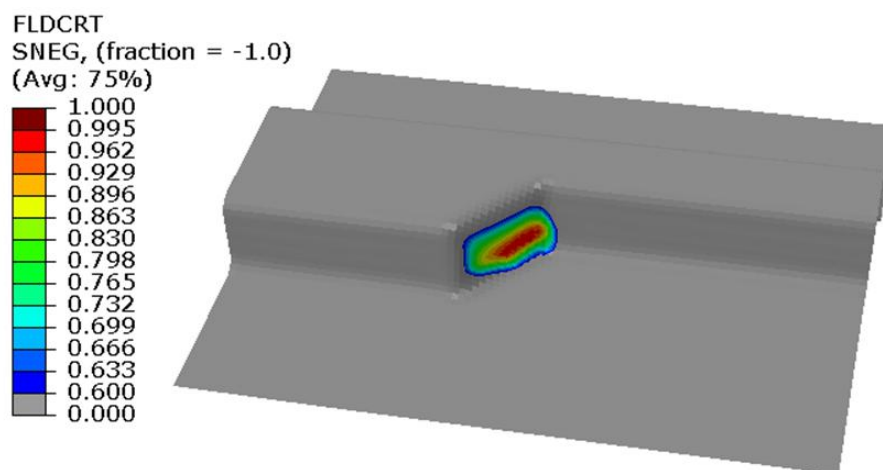


Figura 6.12. Simulación mediante criterio FLCF ensayo *Nakajima*. Altura embutición 26 mm.

La Figura 6.14 muestra los resultados de la simulación mediante criterio FLSCF obtenida a partir del ensayo *Nakajima*. La rotura se origina en la misma zona que la experimental pero a menor altura de embutición.

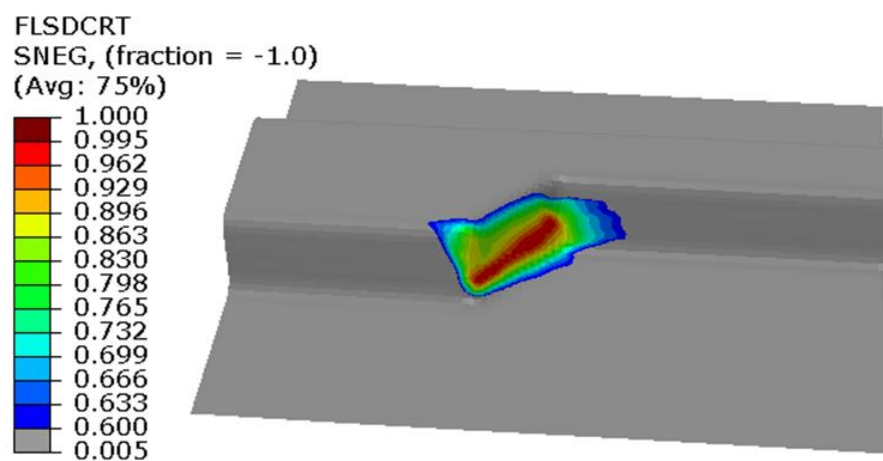


Figura 6.14. Simulación mediante criterio FLSCF ensayo *Nakajima*. Altura embutición 27 mm.

Comparando los puntos de la simulación mediante los criterios FLCF y FLSCF con los datos experimentales de la Figura 6.15, se observa que ambos criterios proporcionan similares deformaciones.

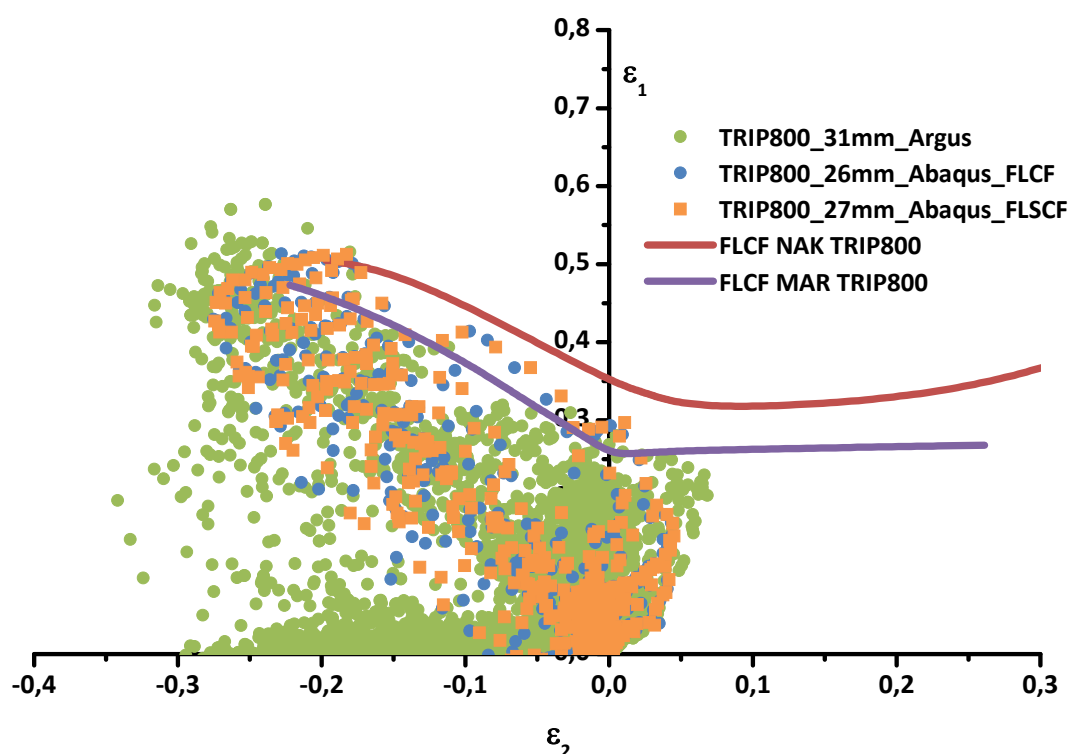


Figura 6.15. Comparación de valores de deformación mediante simulación (Abaqus) y experimentales (Argus). Criterios de rotura para acero TRIP800.

6.2.2. DC03

Como se ha mencionado anteriormente, no ha sido posible llegar a rotura con el acero DC03. La simulación por elementos finitos a la altura máxima de embutición de 48 mm, tampoco predice rotura, llegando a alcanzar valores de embutición de 60 mm sin rotura. Por tanto, en este caso se han comparado las deformaciones obtenidas mediante la simulación por elementos finitos de los criterios de rotura FLCF y FLSCF a la altura de embutición de 48 mm, con los experimentales medido con el sistema ARGUS.

Comparando los puntos de la simulación mediante los criterios FLCF y FLSCF con los datos experimentales, Figura 6.16, se observa una mejor correlación mediante el criterio de tensiones, es decir, con la curva FLSCF. Cabe destacar, que en ambos casos se observa que los puntos de deformación están situados por debajo de la curva FLCF, es decir, predicen que no existe rotura del material a la altura de embutición de 48 mm.

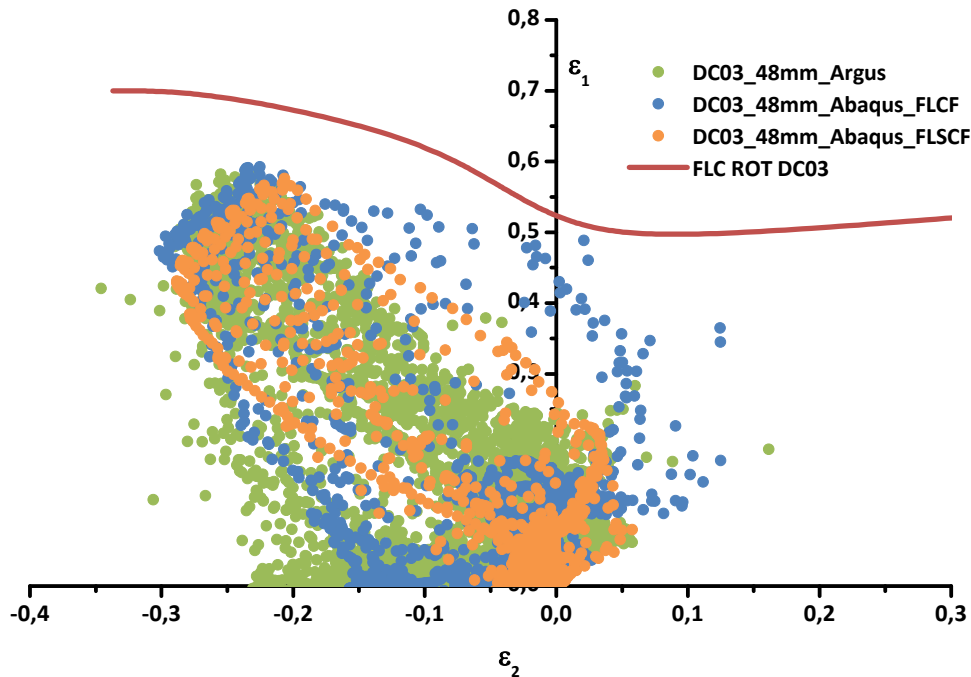


Figura 6.16. Comparación de valores de deformación mediante simulación (Abaqus) y experimentales (Argus).

6.3. Limiting Drawing Ratio

La embutición profunda es el proceso de trabajo de los metales por el que se obtienen artículos en forma de copa, tales como bañeras, cubetas, aletas de automóvil, etc. a partir de chapa plana. La operación se realiza colocando la chapa sobre una matriz de forma adecuada y prensando el metal contra ella mediante un punzón, Figura 6.17. Generalmente es necesario fijar la pieza en bruto contra la matriz, para lo que se emplea un anillo prensachapas o pisador sobre el que actúa el segundo efecto de la prensa. Cuando la prensa es de simple efecto se pueden utilizar muelles u otros recursos. Los factores que intervienen en la embutición profunda están muy claramente definidos, pero existen entre ellos interacciones tan complejas que no es posible una descripción sencilla del proceso en términos matemáticos.

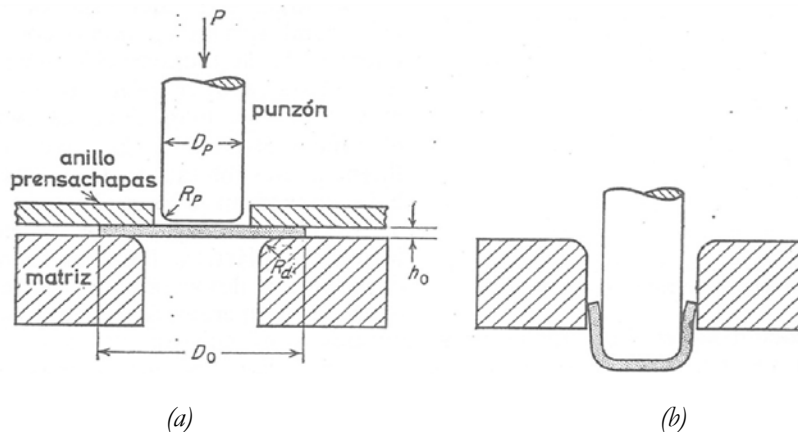


Figura 6.17. Embutición profunda de una copa cilíndrica. a) Antes de la embutición; b) después de la embutición.

Swift y Chung [1] publicaron el primer método matemático coherente para procesos de embutición que fue confirmado mediante datos experimentales. Swift propuso un método propio de embutición profunda, este método consiste en la embutición profunda de probetas cilíndricas con diferentes diámetros en el cual se determina el LDR (*Limiting Drawing Ratio*), el cociente del diámetro máximo de la probeta que es embutida sin rotura entre el diámetro del punzón [2].

$$LDR = \frac{D_{m\acute{a}x}}{d} \quad (6.1)$$

6.3.1. Ensayo Limit Drawing Ratio

La norma ISO11531 [3] describe la metodología para la realización del ensayo de embutición profunda y la obtención del *Limiting Drawing Ratio* (LDR). La Figura 6.18 proporciona el esquema del ensayo normalizado y las dimensiones del punzón y matriz.

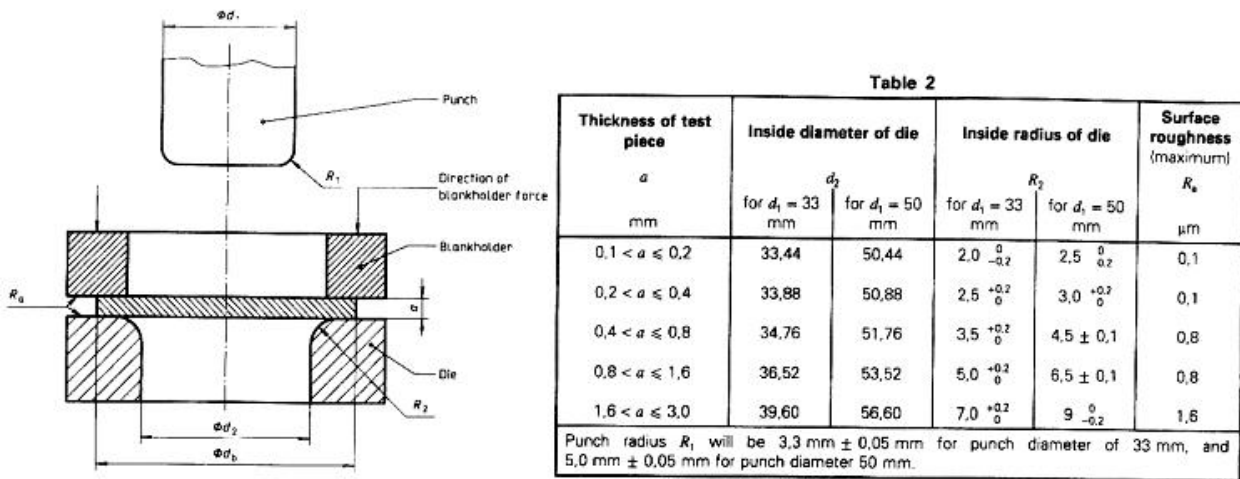


Figura 6.18. Esquema y parámetros de ensayo normalizado según ISO11531 [3].

Se describe a continuación el dispositivo de ensayo experimental descrito en la bibliografía [4] para la realización del ensayo de embutición y calcular el LDR. La embutición se realiza en prensa hidráulica con punzón de 50 mm equipada con un utillaje especial, que permite embutir discos de diferentes diámetros. La Figura 6.19 muestra un esquema del útil. En este caso, el material no se retiene, dado que lo que se pretende no es estirar el material, sino permitir que fluya durante la embutición, evitando la formación de pliegues o arrugas.

Los ensayos se realizaron sobre aceros TRIP comerciales, TRIP800 y TRIP700, así como un acero de embutición, DC03, para observar la influencia de la anisotropía plástica en la embutición o embutibilidad del material.



Figura 6.19. Esquema de la matriz de ensayo para el cálculo de LDR[4].

6.3.2. Simulación ensayos Limit Drawing Ratio

La simulación de los ensayos se ha llevado a cabo mediante el programa de elementos finitos ABAQUS/Explicit. Dada la geometría a simular, se ha optado por utilizar un cuarto de simetría de la misma. La Figura 6.20 muestra el modelo de simulación utilizado.

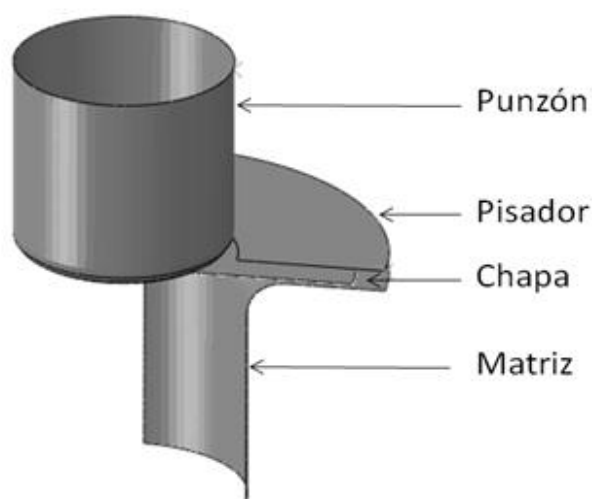


Figura 6.20. Modelo de simulación ensayo LDR.

Los diferentes diámetros de chapa se han definido como *shell* y se han mallado con elementos tipo S4R, siendo el tamaño de la malla de la misma de 1,0. Por el contrario, las herramientas se han definido como elementos rígidos.

Se han utilizado dos criterios de conformabilidad de ensayo *Nakajima*, FLCF y FLSC (criterios a rotura), dado que el fallo obtenido en el ensayo es la fractura del material.

6.3.3. Validación del ensayo LDR

Se han comparado tres aceros TRIP y un acero de embutición, de acuerdo a los valores encontrados en bibliografía [4].

TRIP800 espesor 2,0 mm

La Tabla 6.1 muestra los resultados de los ensayos de LDR para el TRIP800. Se obtiene una embutición correcta con disco de diámetro 105 mm y rotura con el de 110 mm.

Tabla 6.1. Resultados LDR para el TRIP800 [4].

Prueba	1	2	3	4	5	6	7	8
Diámetro disco (D)	80	85	90	95	100	105	110	115
Embutición	Total	Total	Total	Total	Total	Total	Parcial	Parcial
LDR	1,6	1,7	1,8	1,9	2,0	2,1	2,2	2,3

La Figura 6.21 muestra la comparación entre los resultados experimentales y la simulación mediante criterio de FLSCF. Se observa que dicho criterio es válido para el ensayo LDR.

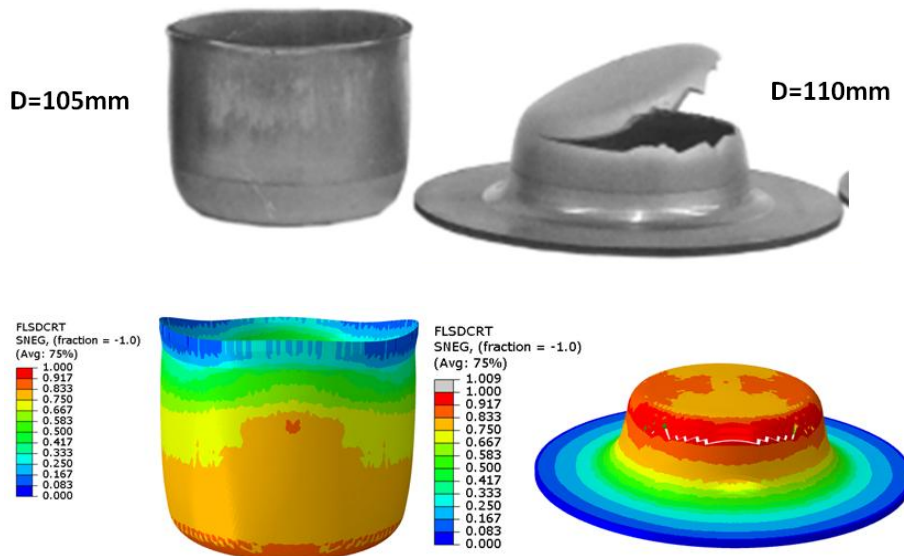


Figura 6.21. Comparación ensayos LDR y simulación con criterio FLSC a rotura para acero TRIP800.

La Figura 6.22 muestra la comparación entre los resultados experimentales y la simulación mediante criterio de FLCF. Se observa que también este criterio es válido para el ensayo LDR.

La Figura 6.23 muestra los valores de deformación encontrados en la simulación por elementos finitos, mediante criterio FLCF y se compara con las curvas experimentales a rotura Nakajima y Marciniak. Para el diámetro de disco de 105 mm las deformaciones son inferiores a las curvas FLCF, mientras como es

de esperar para el diámetro de 110 mm las deformaciones superan los valores del FLD_0 (deformación plana) y por tanto rotura del material.

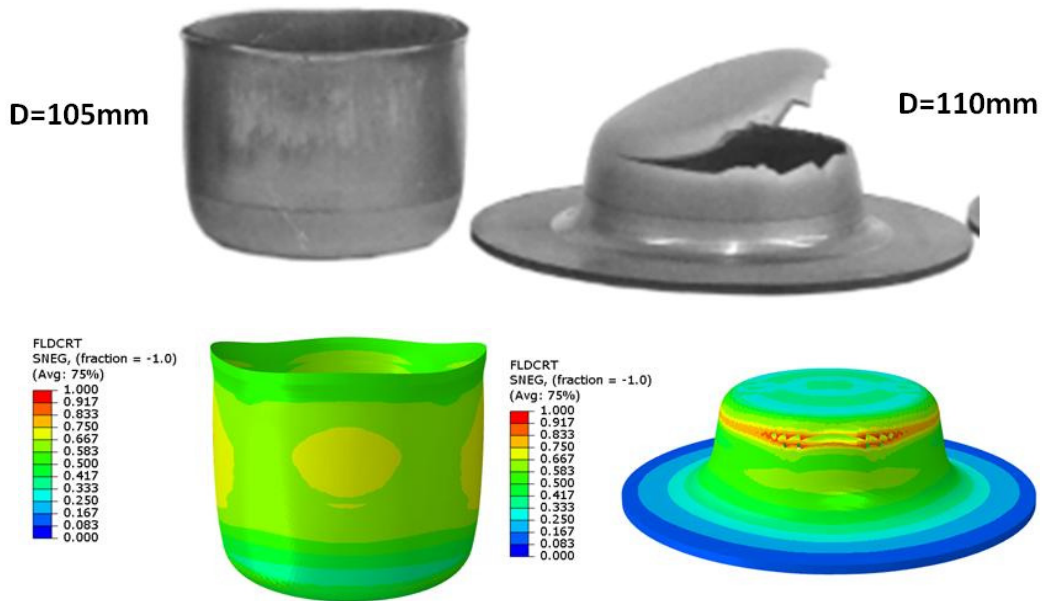


Figura 6.22. Comparación ensayos LDR y simulación con criterio FLCF para acero TRIP800.

De acuerdo con Harpell et al [5] se pueden distinguir cuatro zonas de deformación (A, B, C y D). Se observa que la rotura se produce en la zona de mayor doblado, correspondiente al punto B de la Figura 6.22, correspondiente al FLD_0 del diagrama FLD.

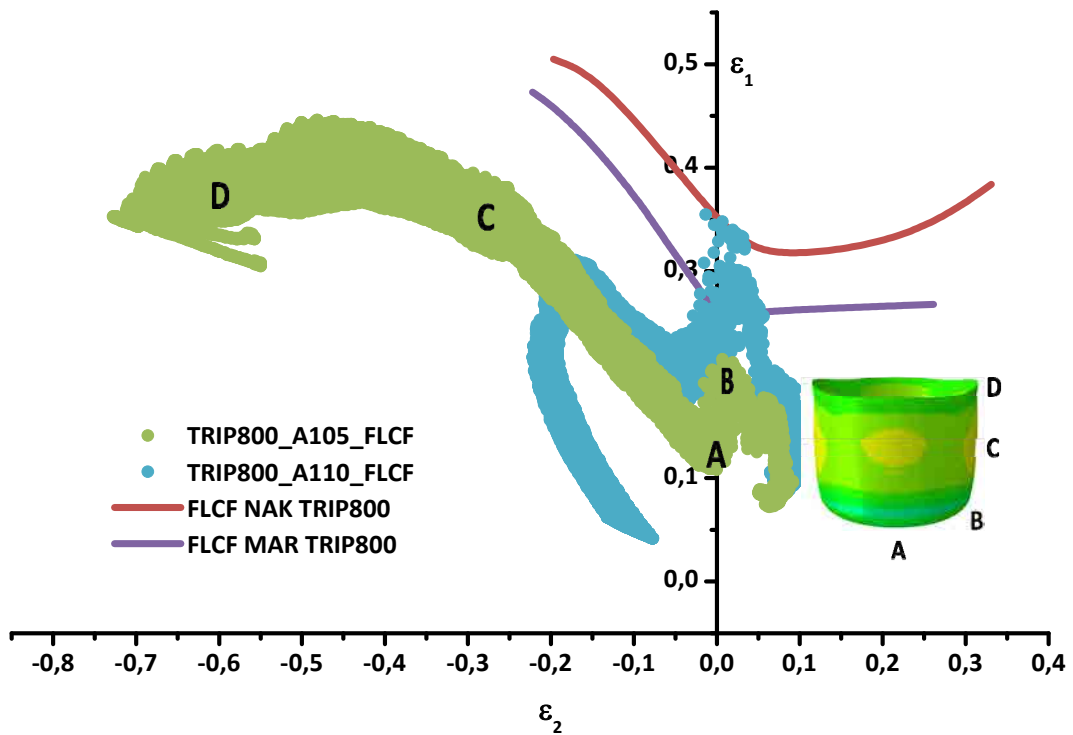


Figura 6.23. Puntos de deformación en ensayos LDR para acero TRIP800 con diámetros de disco de 105 y 110 mm.

La Figura 6.24 muestra los valores de tensión encontrados en la simulación por elementos finitos, mediante criterio FLSCF y se compara con la curva de tensiones obtenida a rotura del ensayo de estirado *Nakajima*. Para el diámetro de disco de 105 mm las tensiones son inferiores a la curva FLSCF, mientras como es de esperar para el diámetro de 110 mm las tensiones son próximas a los valores de la curva FLSCF y por tanto rotura del material.

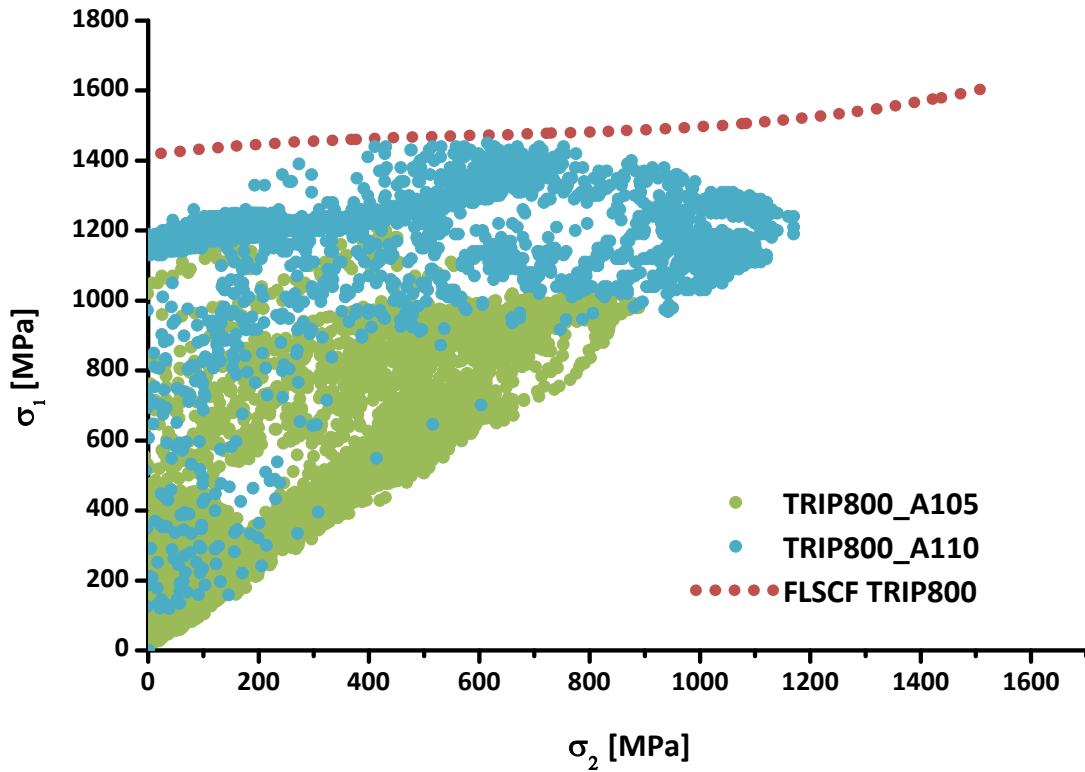


Figura 6.24 Puntos de tensión en ensayos LDR para acero TRIP800 con diámetros de disco de 105 y 110 mm.

TRIP700 espesor 2,0 mm

La Tabla 6.2 muestra los resultados de los ensayos de LDR para el *TRIP700* espesor 2,0 mm. Se obtiene una embutición correcta con disco de diámetro 105 mm y rotura con el de 110 mm.

Tabla 6.2. Resultados LDR para el *TRIP700* espesor 2,0 mm [4].

Prueba	1	2	3	4	5	6	7	8
Diámetro disco (D)	80	85	90	95	100	105	110	115
Embutición	Total	Total	Total	Total	Total	Total	Parcial	Parcial
LDR	1,6	1,7	1,8	1,9	2,0	2,1	2,2	2,3

La Figura 6.25 muestra la comparación entre los resultados experimentales y la simulación mediante criterio de FLCF. Se puede observar que este criterio es válido para el ensayo LDR en el *TRIP700* de espesor 2,0 mm.

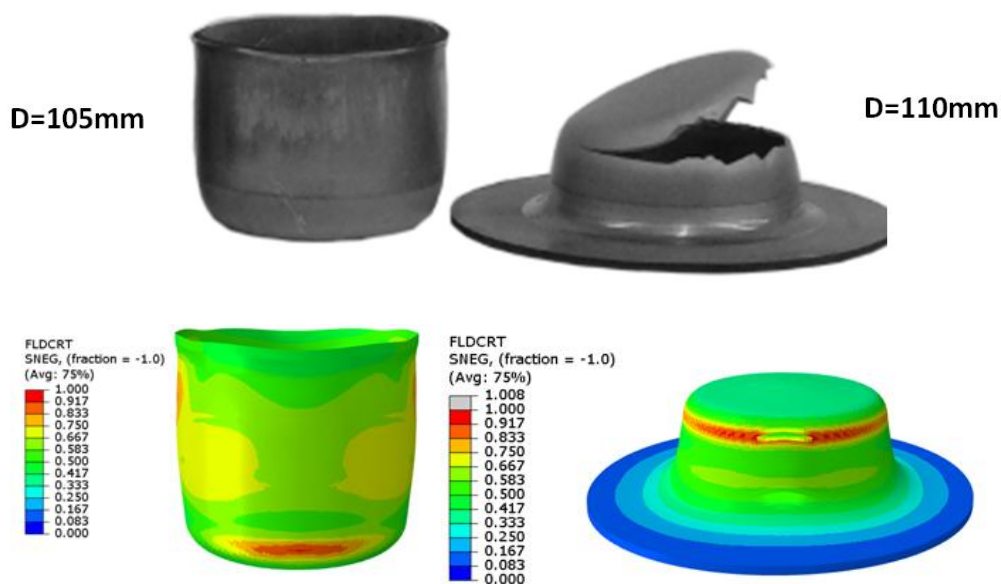


Figura 6.25 Comparación ensayos LDR y simulación con criterio FLCF para acero TRIP700 espesor 2,0 mm.

TRIP700 espesor 1,2 mm

La Tabla 6.3 muestra los resultados de los ensayos de LDR para el TRIP700 espesor 1,2 mm. Se obtiene una embutición correcta con disco de diámetro 105 mm y rotura con el de 110 mm.

Tabla 6.3. Resultados LDR para el TRIP700 espesor 1,2 mm [4].

Prueba	1	2	3	4	5	6	7	8
Diámetro disco (D)	80	85	90	95	100	105	110	115
Embutición	Total	Total	Total	Total	Total	Total	Parcial	Parcial
LDR	1,6	1,7	1,8	1,9	2,0	2,1	2,2	2,3

La Figura 6.26 muestra la comparación entre los resultados experimentales y la simulación mediante criterio de FLCF. Se puede observar que este criterio es válido para el ensayo LDR en el TRIP700 de espesor 1,2 mm.

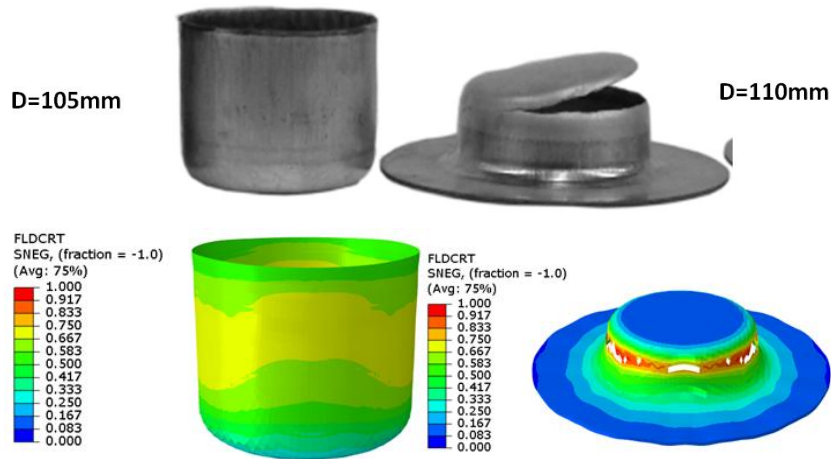


Figura 6.26 Comparación ensayos LDR y simulación con criterio FLCF para acero TRIP700 espesor 1,2 mm.

DC03 espesor 1,5 mm

La Tabla 6.4 muestra los resultados de los ensayos de LDR para el DC03 espesor 1,5 mm. Se obtiene una embutición correcta con disco de diámetro 110 mm y rotura con el de 115 mm.

Tabla 6.4. Resultados LDR para el DC03 espesor 1,5 mm [4].

Pru eba	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Diámetro disco (D)	80	85	90	95	100	105	110	115	120
Embutición	Total	Total	Total	Total	Total	Total	Total	Parcial	Parcial
LDR	1,6	1,7	1,8	1,9	2,0	2,1	2,2	2,3	2,4

La Figura 6.27 muestra la comparación entre los resultados experimentales y la simulación mediante criterio de FLCF. Se puede observar que este criterio es válido para el ensayo LDR en el DC03 de espesor 1,5 mm.

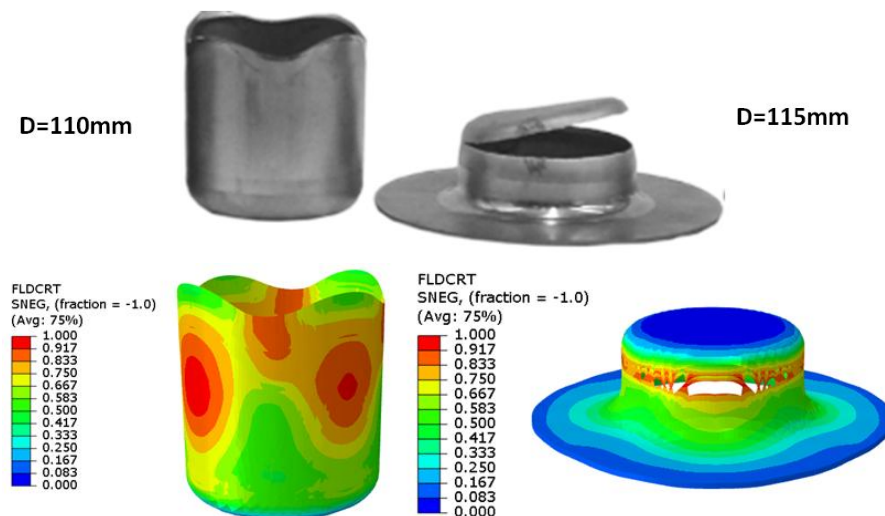


Figura 6.27 Comparación ensayos LDR y simulación con criterio FLCF para acero DC03 espesor 1,5 mm

6.3.4. Aplicación criterio de rotura en otros materiales

Aleación Aluminio A1100

Para verificar el criterio de FLCF, se ha procedido a aplicar este método a un material completamente diferente, un aluminio A1100 de 1,0 mm de espesor. De la bibliografía [6, 7], se ha obtenido la curva FLCF, la curva tensión-deformación y la altura de embutición máxima en un ensayo LDR. Los datos utilizados para la simulación se encuentran en la Tabla 6.5.

Tabla 6.5. Propiedades mecánicas aluminio A1100 de 1,0 mm de espesor [5,6].

	<i>Resistencia Máxima</i> [MPa]	<i>Alargamiento</i> [%]	<i>K</i> [MPa]	<i>n</i>	<i>Rmedia</i>
A1100 1,0 mm	93	30	171	0,26	0,78

En este caso se ha utilizado el modelo de Takuda et al. [7], con punzón de 40 mm de diámetro, Figura 6.28. Con este modelo obtuvieron rotura con diámetro de disco de 84 mm.

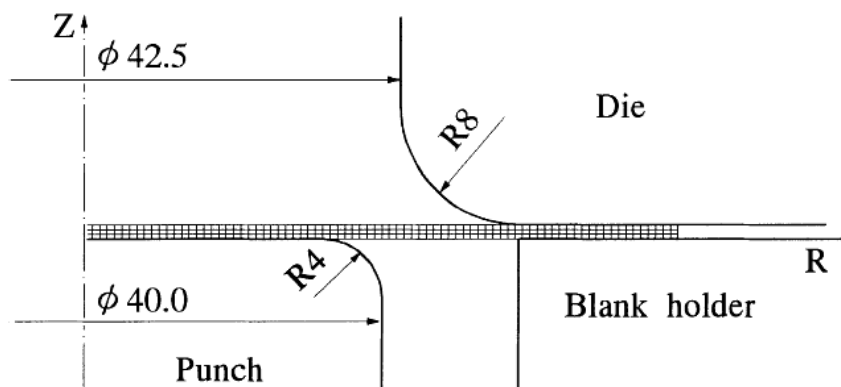


Figura 6.28. Modelo con punzón de 40 mm [7].

La Figura 6.29 muestra la rotura del disco [7], mientras que la Figura 6.30 se observa la simulación por elementos finitos de discos de 83 y 84 mm, que corresponden a valores de LDR de 2,08 y 2,10 respectivamente.



Figura 6.29. Ensayo LDR para A1100 espesor 1,0 mm [7].

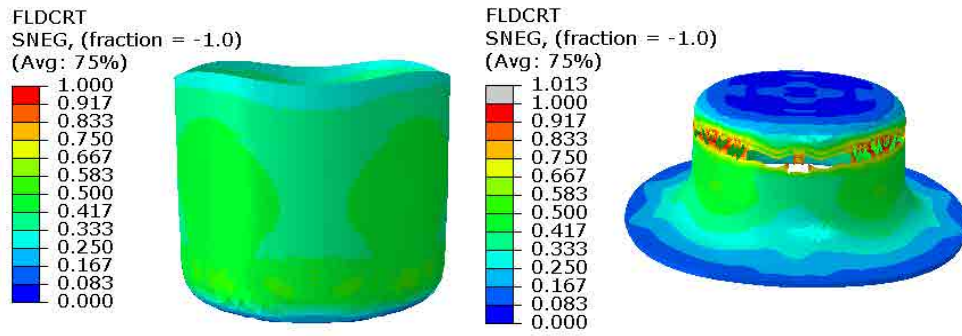


Figura 6.30. Simulación ensayo LDR con criterio FLCF para A1100 espesor 1,0 mm [7].

Los resultados obtenidos coinciden con los resultados encontrados en la bibliografía [7]. Cabe destacar que el efecto de la fricción en la simulación por elementos finitos es muy importante para obtener resultados satisfactorios.

A partir de las ecuaciones 5.16 y 5.17 del procedimiento SB-FLD, descrito en el capítulo 5, se puede calcular la curva FLSCF y realizar la simulación mediante este criterio de fallo. La Figura 6.31 muestra la simulación por elementos finitos en discos de 83 y 84 mm, que corresponden a valores de LDR de 2,08 y 2,10 respectivamente. Se observa una buena correspondencia con los datos experimentales, aunque con disco de 84 mm se obtiene la rotura del material a una altura de embutición algo superior. Esto puede ser debido principalmente a que los valores de la matriz R_{ij} , para incorporar la anisotropía plástica en el material, han sido estimados de acuerdo a valores encontrados en bibliografía [8].

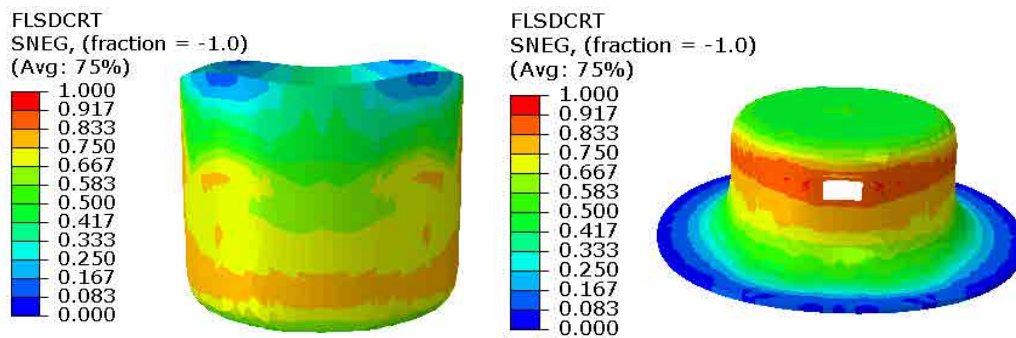


Figura 6.31. Simulación ensayo LDR con criterio FLSCF y procedimiento SB-FLD para A1100 espesor 1,0 mm [7].

6.4. Discusión de resultados

La predicción del límite de conformabilidad durante un proceso de conformado es muy importante con el fin de identificar las condiciones de deformación que una chapa metálica puede alcanzar hasta la fractura dúctil. En términos generales, el factor determinante de cualquier proceso de conformado de chapa es el fallo de la misma, entendiendo como fallo cualquier proceso que disminuya las propiedades de esta. Para poder evaluar y predecir el fallo de la chapa se utilizan diversos criterios de conformabilidad, entre ellos, la curva FLC ha sido el criterio más utilizado hasta la aparición de criterios

basados en la tensión y de fractura dúctil. En este sentido, la simulación por elementos finitos ha ayudado al desarrollo de nuevos criterios de fallo y por tanto a vislumbrar los errores de la citada curva FLC, principalmente por su dependencia de los caminos de deformación.

En este capítulo se han examinado los criterios de conformabilidad basados en deformaciones y los basados en tensiones, es decir las curvas FLC y FLSC respectivamente.

De acuerdo a los resultados obtenidos, las curvas FLSC predicen, en general, mejor los procesos de conformado cuando se evalúa el fallo a estricción y siempre que se emplea el ensayo de estirado *Nakajima*. En general los procesos de conformado no siguen caminos lineales, como en el ensayo *Marciniak*, por lo que el efecto de doblado y cambio del camino de deformación, que se produce en el ensayo de estirado *Nakajima*, favorece la predicción del fallo de componentes reales.

De acuerdo a lo visto en el capítulo 5, los criterios basados en tensiones, curvas FLSC, son menos dependientes de los caminos de deformación, aunque su dependencia viene definida por la curva de endurecimiento del material. Por tanto, es lógico pensar que en los procesos reales, donde no se tienen caminos de deformación lineales, los criterios basados en tensiones sean más apropiados.

De acuerdo con lo expuesto en el capítulo 5, la curva FLSC depende de la ley de endurecimiento utilizada, pero como en la simulación del proceso de conformado se utilizan ambos parámetros, curva FLSC y ley de endurecimiento, podría darse el caso que dada una simulación de conformado, el proceso sea menos sensible a la curva FLSC y la ley de endurecimiento empleada. En este sentido, si se utiliza la ley de endurecimiento de Voce y se calcula la curva FLSC y FLSCF mediante el proceso SB-FLD, al realizar la simulación del montante abierto, se obtienen una altura de embutición de 23 y 26 mm respectivamente, Figuras 6.32 y 6.33, similares a los obtenidos mediante la ley de endurecimiento de Hollomon obtenida mediante el método ARAMIS, que predecían el fallo a 22 y 27 mm mediante el ensayo *Nakajima*.

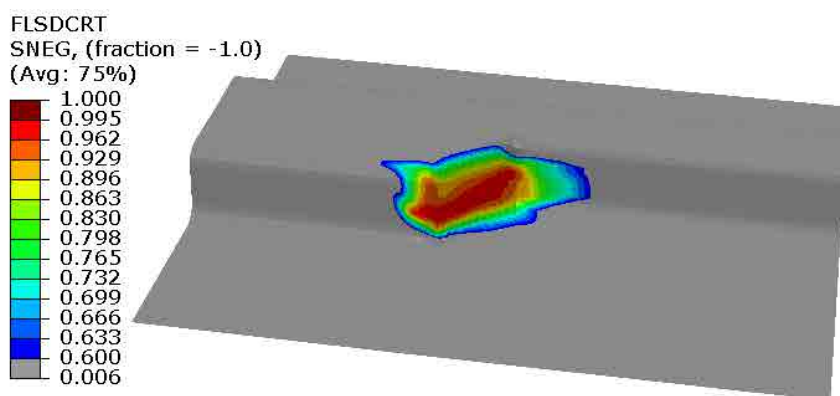


Figura 6.32. Simulación mediante criterio FLSC de curva *Nakajima*, procedimiento SB-FLD y ley de endurecimiento de Voce. Altura embutición 23 mm.

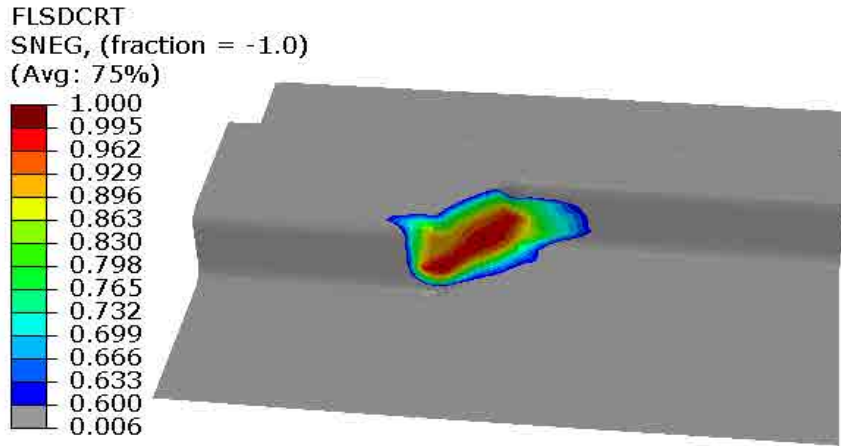


Figura 6.33. Simulación mediante criterio FLSCF de curva Nakajima, procedimiento SB-FLD y ley de endurecimiento de Voce. Altura embutición 26 mm.

Si se realiza el mismo procedimiento en la simulación del proceso de embutición profunda, LDR, se obtiene también idénticos resultados que con la ley de endurecimiento de Hollomon, Figura 6.34. Por tanto, aunque las curvas FLSC obtenidas dependen de la ley de endurecimiento, a la hora de predecir la altura de embutición o la rotura de un componente, el resultado es menos sensible a la ley de endurecimiento que se utilice.

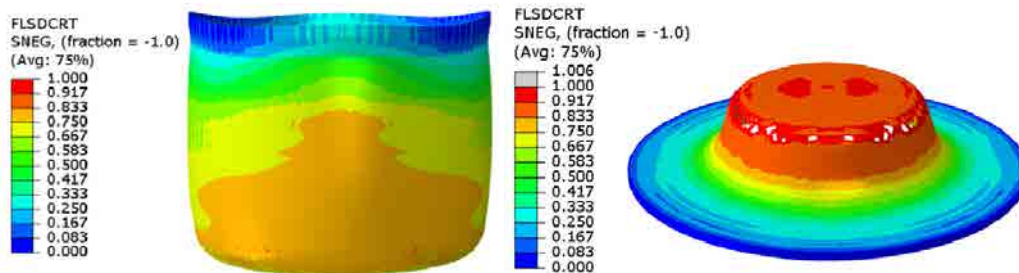


Figura 6.34. Simulación ensayo LDR mediante criterio FLSCF de curva Nakajima, procedimiento SB-FLD y ley de endurecimiento de Voce para acero TRIP800 espesor 2,0 mm

6.5. Resumen

En este capítulo se han aplicado diferentes criterios de conformabilidad a dos procesos de deformación diferentes. Un proceso simple de embutición profunda y un conformado más complejo de un montante abierto. En la embutición profunda simple se han aplicado criterios de rotura, dado que los discos se ensayan hasta la aparición de la fractura del mismo. En este caso, las curvas FLCF y las FLSCF proporcionan resultados más cercanos a los experimentales que a estricción (curvas FLC y FLSC), prediciendo ambos casos la fractura de los diferentes aceros estudiados.

En la embutición del montante abierto los criterios de tensiones proporcionan mejores resultados que los criterios basados en las deformaciones. En el caso del TRIP800 se han comparado también diferentes criterios de estirado, *Nakajima* y *Marciniak*, obteniendo mejores resultados con los criterios basados en el ensayo de estirado *Nakajima*.

Los criterios teóricos basados en la curva FLC obtenida mediante el producto del coeficiente de endurecimiento y la anisotropía plástica (en función de la deformación), $n \cdot R(\varepsilon)$, es una buena aproximación si no se dispone de la curva FLC experimental del material.

Por último, aunque se obtengan diferentes curvas FLSC en función de la ley de endurecimiento que se aplique, al utilizar dicho criterio en la simulación por elementos finitos en la predicción de fallo de un componente, el resultado obtenido es menos sensible a la ley de endurecimiento aplicada en la citada simulación.

6.6. Referencias Bibliográficas

- [1] S.Y. Chung, H.W. Swift. *Cup-drawing from a flat blank*. Proc. Inst. Mech. Eng. 1951, 199-223.
- [2] D.Banabic, H.J. Bunge, K.Pöhlandt and A.E. Tekkaya. *Formability of metallic materials*. Springer-Verlag. 2000.
- [3] Norma ISO11531:1994. *Metallic materials – Earing test*. 1994.
- [4] D. Gutiérrez. *Estudio de la conformabilidad en aceros AHSS y aceros de embutición*. Proyecto Final de Carrera en Ingeniería de Materiales. Universitat Politècnica de Catalunya (UPC). 2009.
- [5] E.T. Harpell, M.J. Worswick, M. Finn, M. Jain, P. Martin. *Numerical prediction of the limiting draw ratio for aluminium alloy sheet*. Journal of Materials Processing Technology 100, 2000, 131-141.
- [6] H. N. Han, K-H. Kim. *A ductile fracture criterion in sheet metal forming process*. Journal of Materials Processing Technology 142, 2003, 231-238.
- [7] H. Takuda, K. Mori, N. Hatta. *The application of some criteria for ductile fracture to the prediction of the forming limit of sheet metals*. Journal of Materials Processing Technology 95, 1999, 116-221.
- [8] G.G. Niranyan, U. Chakkingal. *Deep drawability of commercial purity aluminium sheets processed by groove pressing*. Journal of Materials Processing Technology 210, 2010, 1511-1516.

Capítulo 7. Conformabilidad y fractura

La conformabilidad de chapas metálicas puede evaluarse mediante diferentes métodos normalizados en los que se incluyen ensayos de estirado, embutición y expansión o ensanchamiento de orificios (abocardado). Aunque, un fallo frecuente en las operaciones de estampado son las grietas nucleadas en los bordes que han sido troquelados en operaciones anteriores. En muchos casos las propiedades de ductilidad o conformabilidad explican el fallo en los procesos de conformado, pero en ciertos ensayos, estas propiedades no son suficientes para predecir la fractura del material.

La determinación de la resistencia de los bordes cizallados se lleva a cabo mediante ensayos de ensanchamiento de orificios (abocardado) que han sido troquelados en la chapa. Esta determinación se ha convertido en un importante parámetro de conformabilidad además de las tradicionales propiedades mecánicas. El parámetro definido para caracterizar esta propiedad es el *Hole Expansion Ratio* (HER) y hasta la fecha se ha relacionado con la conformabilidad del material, es decir, materiales con mayores elongaciones deberían poseer mayores valores de HER, aunque esto último no se ajusta de esta manera en aceros AHSS, donde la resistencia de estos materiales a la propagación de grietas hace que puedan tener valores más elevados de HER.

En los componentes fabricados con aceros de alta resistencia (> 800 MPa) bajo ciertas circunstancias inesperadas, pueden aparecer grietas durante el conformado. En el conformado en frío, las grietas pueden nuclear y propagar en zonas irregulares de los bordes, sobre todo en zonas con entallas o zonas troqueladas [1], Figura 7.1. En este sentido, la resistencia a la propagación de grietas y la tenacidad de fractura de las chapas metálicas toma una mayor importancia. Por tanto, se necesitan metodologías experimentales y herramientas que relacionen la conformabilidad y la fractura.

La determinación de la tenacidad de fractura es difícil de medir en chapas metálicas de bajo espesor (1 - 3 mm). En este sentido, el método del Trabajo Esencial de Fractura, TEF (*Essential Work of Fracture*, EWF), ha sido utilizado con éxito para calcular la tenacidad de fractura en polímeros y aceros dúctiles y recientemente se está aplicando dicha metodología en aceros AHSS [2]. En este capítulo se pretende relacionar la conformabilidad medida mediante ensayos de ensanchamiento de orificios y criterios energéticos como el trabajo esencial de fractura (TEF).

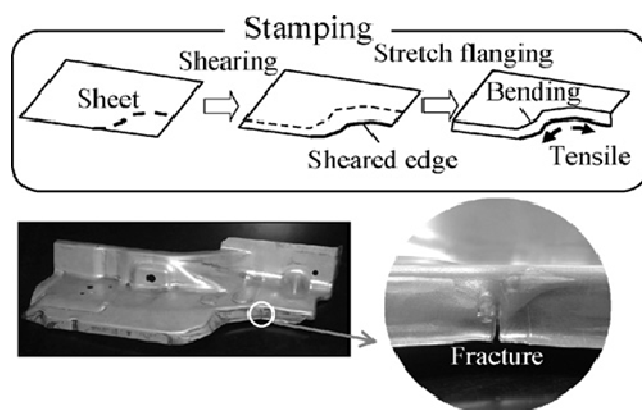


Figura 7.1. Fractura en zona troquelada de un acero de 780MPa de resistencia mecánica [1].

7.1. Hole Expansion Test

El ensayo de ensanchamiento de orificios (*Hole Expansion Test*, HET) es la prueba más cercana o parecida a los procesos reales de conformado, que parten de agujeros troquelados o punzonados. Es por eso que es uno de los mejores métodos para evaluar la idoneidad de la chapa de acero para la formación de abocardados o ensanchamiento de orificios. El valor obtenido en este ensayo es el *Hole Expansion Ratio* (HER), que representa la cantidad de expansión, obtenida a partir de un agujero circular perforado de una muestra de material, cuando un punzón cónico de diámetro superior es forzado a pasar por el agujero inicial, hasta que una grieta en el borde del orificio se extiende a través del espesor de la muestra [3].

El HER está afectado, entre otros parámetros, por la calidad del borde del orificio, que depende del proceso de corte (punzonado, corte por láser o chorro de agua).

7.1.1. Procesos de corte

El proceso de corte más utilizado es el punzonado por su simplicidad y coste. No obstante y debido a las exigencias de calidad y la aparición de materiales con mayor resistencia, existen otras alternativas a este proceso, como son el corte por láser o el corte por chorro con agua que no altera en gran medida las propiedades mecánicas en los bordes que han sido cizallados.

Punzonado

El punzonado es un proceso de corte en el que se retira el material de una pieza de chapa metálica mediante la aplicación de una suficiente y gran fuerza de corte, Figura 7.2. El punzonado se puede utilizar para producir agujeros siendo los más comunes simples formas geométricas (círculo, cuadrado, rectángulo, etc.) o combinaciones de ellos. Los bordes tras el punzonado presentan diferentes zonas, Figura 7.3, donde la profundidad y altura de cada zona dependerá del material, del radio del punzón y de la tolerancia de corte, entre otros.

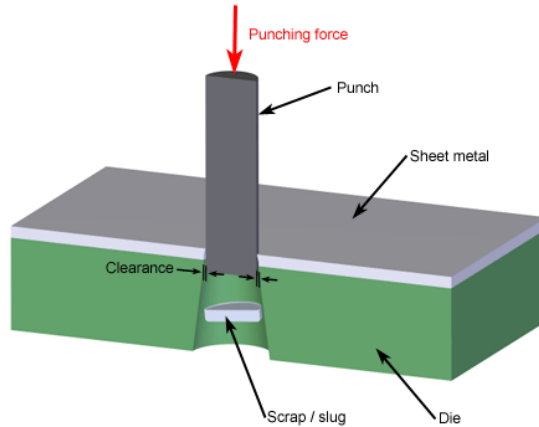


Figura 7.2. Proceso de punzonado en una chapa metálica.

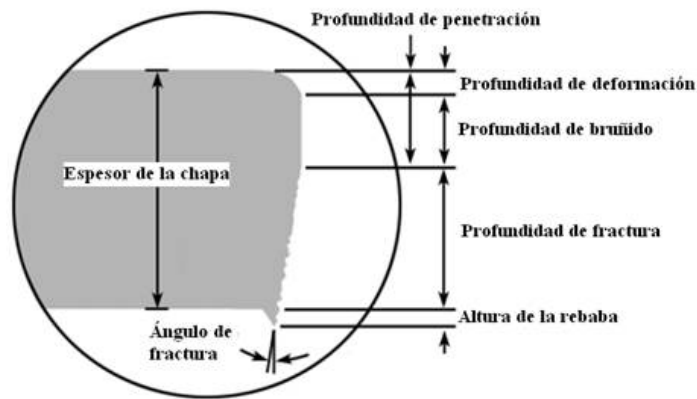


Figura 7.3. Diferentes áreas de corte tras el punzonado.

La tolerancia de corte (*clearance*) es la relación entre el diámetro de la matriz y el punzón, Figura 7.4. Se calcula a partir de la distancia entre la matriz y el punzón y se relaciona con el espesor:

$$\text{tolerancia} = \frac{d_d - d_p}{2t} \times 100 \quad (7.1)$$

donde d_d es el diámetro de la matriz de corte, d_p es el diámetro del punzón y t es el espesor de la chapa.

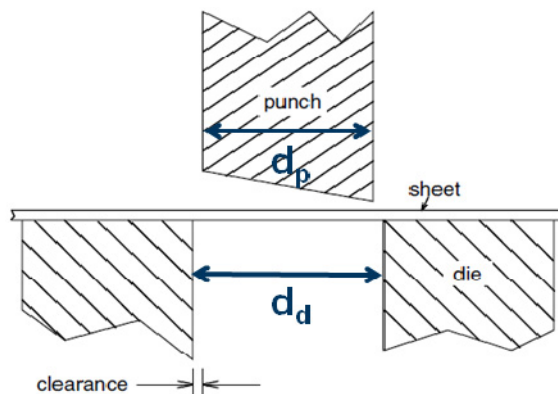


Figura 7.4. Esquema de la matriz de corte de punzonado. Definición de tolerancia de corte (*clearance*).

Es sabido que la formación de rebaba durante el proceso de corte reduce el valor de HER, por tanto, procesos que no produzcan rebabas durante el corte, como el corte por láser o corte por agua, deberían aumentar el valor del HER.

Corte por agua

Existen diferentes procesos industriales alternativos al punzonado, como corte por láser, oxicorte o corte por agua. La tecnología de corte por agua utiliza un chorro de agua a alta velocidad y presiones de 4000 bar junto con partículas abrasivas que permite cortar o perforar diferentes materiales, Figura 7.5. Tiene varias ventajas sobre otros procesos de corte y tecnologías de mecanizado, tales como la capacidad de cortar casi todo tipo de materiales, la ausencia tanto de una zona afectada por el calor y distorsión térmica, fuerzas de corte muy pequeñas, etc.

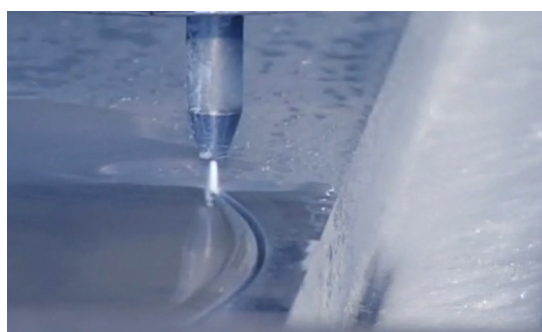


Figura 7.5. Corte por agua a presiones de 4000 bar.

Esta tecnología se aplicó por primera vez en los años 70 y destaca porque durante el proceso de corte no se afecta la microestructura de los materiales, ya que no se calienta ni deforma el material y prácticamente no se endurece durante el proceso de corte. Otra ventaja es que no se produce rebaba como en los procesos de punzonado que pueda afectar al posterior abocardado [4].

7.2. Trabajo esencial de fractura

La tenacidad de fractura (K_{IC}) describe la energía absorbida durante la propagación de una fisura hasta la rotura final. El conocimiento de esta propiedad para los aceros AHSS permitiría discernir qué aceros de esta familia absorben más energía en un proceso de fractura. Sin embargo, tal como se expone a continuación, la determinación experimental de K_{IC} para chapa metálica presenta dificultades por lo que no es actualmente un parámetro utilizado en diseño.

En estados de deformación plana, la tenacidad es un parámetro intrínseco del material. Por este motivo, los ensayos estandarizados para medir tenacidad imponen restricciones geométricas en las probetas para asegurar que el estado tensional es de deformación plana [5]. Según la norma ASTM E399, el espesor, B , debe ser $B > 2.5(K_{IC}/\sigma_0)^2$, donde σ_0 es el límite elástico. Para un acero al carbono

se reportan valores de J_{IC} y σ_0 de 798 kJ/m² y 304 MPa respectivamente [6]. Estos indican que B debe ser superior a 4000 mm. Obviamente, estas condiciones distan de poder cumplirse en productos planos como la chapa metálica, de 1 - 3 mm de espesor comúnmente usados en componentes estructurales en automoción. La metodología del Trabajo Esencial de Fractura, TEF (*Essential Work of Fracture*, EWF) fue desarrollada para llenar este vacío, a partir de la idea de Broberg [7], que se basa en separar la energía de fractura de la energía asociada con la deformación plástica desarrollada delante de la punta de la fisura. En 1977 Cotterell y Reddell [8] definieron el método para chapa metálica. Así, el objetivo de esta metodología es cuantificar la energía por unidad de área consumida en la formación de superficies de fractura. Es en este sentido que se considera un trabajo esencial, siendo por la forma en la que está definido, equivalente al valor de J_c .

Puesto que el trabajo esencial de fractura es la energía necesaria para que se fracture el material delante de la punta de una grieta y que ésta avance, la evaluación de esta propiedad requiere introducir entallas muy afiladas en las probetas con el fin de simular el efecto de una grieta real. Esta problemática también se da en la evaluación de la tenacidad de fractura en deformación plana, donde es bien conocido que por debajo de un valor crítico de radio de entalla, la tenacidad de fractura medida es independiente del radio de entalla. Por tanto se puede considerar como una propiedad intrínseca del material [6, 9]. Para evitar el efecto del radio de entalla, el procedimiento de la norma ASTM E399, para evaluar la tenacidad de fractura, sugiere la nucleación de una grieta por fatiga en la entalla. Siguiendo las recomendaciones de esta norma de ensayo, en la evaluación del TEF se debe tener en cuenta el efecto del radio de entalla, utilizando radios tan pequeños como sea posible y valorar, en cada caso, la generación de grietas por fatiga a partir de entallas mecanizadas.

7.2.1. Determinación experimental del Trabajo Esencial de Fractura (TEF)

Actualmente no existe ninguna normativa que describa la determinación del trabajo esencial de fractura en materiales en forma de láminas, tan sólo existe un protocolo resultado de la experiencia en el uso del método de un conjunto de laboratorios, elaborada por la Sociedad Europea de Integridad Estructural (European Structural Integrity Society, ESIS) [10]. Sin embargo su uso está muy extendido, particularmente, en la determinación de la tenacidad en films poliméricos [11, 12, 13]. En metales, ha sido utilizado para caracterizar diferentes chapas metálicas de aleaciones de zinc [14], aleaciones de aluminio [12], bronce y latón [15], aceros de baja aleación [8, 16] y, recientemente, en aceros TRIP [17].

La metodología desarrollada por Cotterell y Reddell en 1977 [8] propone que el trabajo necesario para hacer avanzar una grieta en un material dúctil se puede separar en dos contribuciones: la energía correspondiente al trabajo de deformación plástica en el frente de la grieta y la energía consumida por todos los procesos microscópicos que causan la fractura. Estas dos energías se consumen en dos zonas diferenciadas en el frente de la grieta. Por un lado, delante de la punta de la grieta se puede definir una zona plástica, en la que el nivel de esfuerzos conduce a la fluencia plástica del material,

sobre la que se superpone una zona muy pequeña, situada justo delante del frente de avance de la grieta, llamada zona de proceso (Fracture Process Zone – FPZ, ver Figura 7.6a) en la que se producen los procesos propios de la fractura. Por tanto, es posible separar la energía de fractura, W_f , en dos componentes: W_p , la energía consumida en la zona plástica, y W_e , la energía consumida en la zona de proceso. Por tanto:

$$W_f = W_p + W_e \quad (7.2)$$

En general, se suele operar siempre con los trabajos por unidad de superficie fracturada, w_p , w_p y w_e . En este caso, la geometría y el trabajo consumido en la zona plástica dependen de la geometría y el modo de carga, motivo por el que w_p no puede considerarse una propiedad del material. En cambio w_e sí que es una propiedad del material y se conoce como trabajo esencial de fractura, pudiéndose considerar como la energía necesaria para el avance de una grieta una vez que el material ha desarrollado toda su capacidad de deformación plástica.

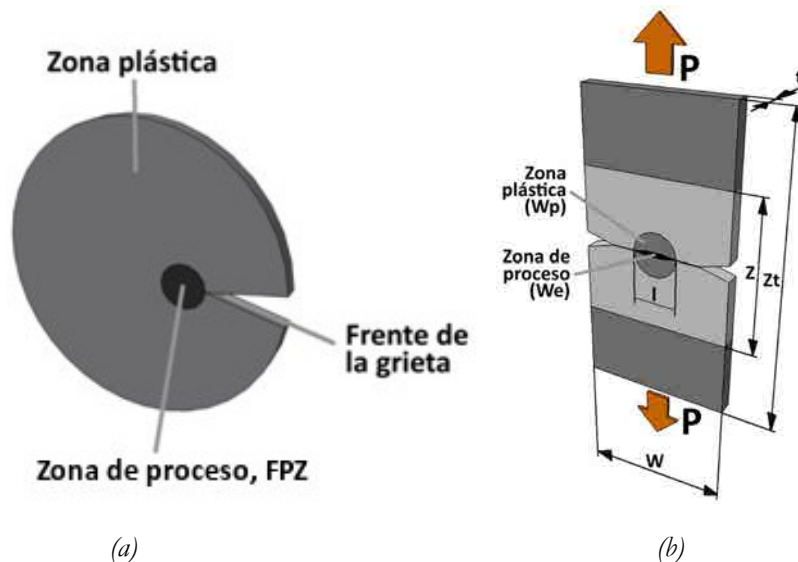


Figura 7.6. (a) Zona plástica y zona de proceso, FPZ, delante de la punta de la fisura. (b) Probeta doblemente entallada, tipo DENT.

Siendo estrictos, el trabajo esencial no es una propiedad intrínseca del material. En función del nivel de constreñimiento en la zona de proceso se disipará más o menos energía para hacer avanzar la grieta. En productos planos, como la triaxialidad de los esfuerzos es mucho menor, se produce estricción delante de la grieta. Así, en la energía consumida en la zona de proceso se tiene en cuenta la energía plástica necesaria para formar la estricción y ésta depende del espesor de la chapa [15]. Por tanto, en realidad el valor de w_e es una propiedad del material para un determinado espesor.

La evaluación del TEF se realiza en probetas entalladas. Si el material en frente de la punta de la entalla o fisura está completamente plastificado y la zona plástica está confinada entre dos entallas, W_p es proporcional al volumen y W_e es proporcional al área fracturada. Así W_p y W_e se escalan de

forma diferente con el tamaño de la muestra. De esta manera si se ensayan probetas geoméricamente similares de distinto tamaño, los dos trabajos de fractura se pueden separar. En principio cualquier geometría de probeta es válida para este ensayo, pero para chapas delgadas las probetas tipo DENT (*Double Edge Notched Tension*) son especialmente interesantes puesto que los esfuerzos transversales entre las entallas son de tracción y no se generan componentes de flexión o compresión, Figura 7.6b. Para esta geometría de probeta y tipo de carga se observa que, en condiciones de tensión plana, si el ligamento l se encuentra completamente plastificado antes de iniciarse la fractura, la zona plástica creada tiene una geometría circular con diámetro igual a la longitud del ligamento. Durante la fractura dúctil, la energía total absorbida, se puede separar en dos componentes: i) El trabajo esencial de fractura (w_e) consumido en la FPZ e ii) el trabajo plástico no-esencial (w_p) disipado en una región externa que envuelve a la FPZ:

$$W_f = w_e l t + w_p \beta l^2 t \quad (7.3)$$

donde β es un factor de forma que depende de la geometría de la zona plástica, t es el espesor y l es la longitud del ligamento entre las dos entallas. El trabajo específico de fractura w_f se obtiene dividiendo la ecuación (7.3) por el área del ligamento inicial (lt). Por lo tanto, w_f se puede expresar como:

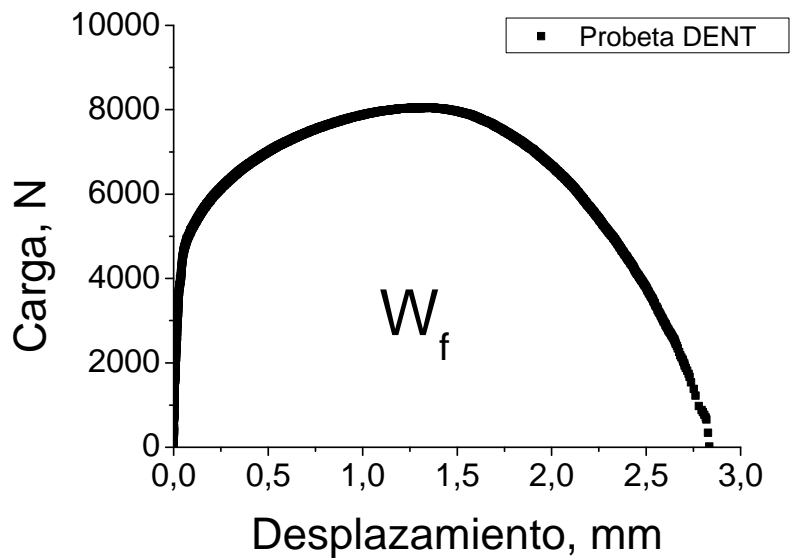
$$\frac{W_f}{lt} = w_f = w_e + w_p \beta l \quad (7.4)$$

Si w_f se grafica en función de la longitud del ligamento l , la línea recta que intercepta el valor de ordenada en el origen proporciona el valor de w_e . Sin embargo, hay algunas restricciones que se deben tener en cuenta para utilizar la ecuación (7.4): el área del ligamento debe estar completamente plastificado antes que se inicie la fractura y el ligamento debe estar en un estado de tensión plana. Para cumplir con estas restricciones y de acuerdo con el protocolo de la ESIS para la determinación del valor w_e , la longitud menor de ligamento debe ser de 3 a 5 veces el espesor de la chapa, ($3t < l_{min} < 5t$) [8]. La longitud mayor de ligamento no debe ser más grande que 1/3 de la anchura de la muestra ($W/3$) o 2 veces el radio de la zona plástica en estado de tensión plana en la punta de la grieta r_p [14,16]:

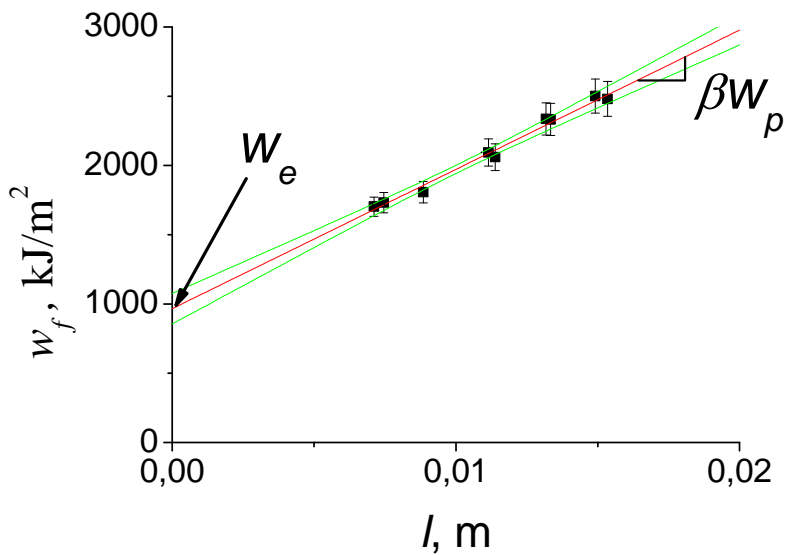
$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right) \quad (7.5)$$

donde K es el factor de intensidad de tensiones y σ_y es el límite elástico del material. En estas condiciones, el valor w_e puede ser considerado como la resistencia a la propagación de una grieta en condiciones de estado estacionario, siendo por la forma en la que está definido, una manera de aproximar el valor de la Integral- J en el inicio de la grieta, J_{IC} [12].

El trabajo de fractura W_f para cada ligamento se obtiene por integración numérica del área bajo la curva carga – desplazamiento. Como se ha indicado anteriormente, al representar los valores de w_f frente a distintas longitudes de ligamento, los datos se ajustan a una recta en la que su pendiente es el trabajo plástico βw_p y la ordenada en el origen es el trabajo esencial de fractura w_e . La Figura 7.7 muestra un ejemplo de este procedimiento.



(a)



(b)

Figura 7.7. Ejemplo de cálculo de w_e . (a) Determinación de W_f por integración bajo la curva carga-desplazamiento. (b) Representación gráfica de w_f frente a distintos valores de ligamento l , siendo w_e la ordenada en el origen del ajuste lineal.

7.3. Ensayos experimentales de expansión de orificios

7.3.1. Ensanchamiento de orificios o *Hole Expansion Test (HET)*

Los ensayos se han llevado a cabo en una prensa hidráulica de laboratorio, Figura 7.8. Se han utilizado diferentes punzones de corte para obtener los diferentes valores de HER, mientras que en el proceso de abocardado se ha utilizado un único punzón cónico de 30 mm de diámetro. Las tolerancias de corte utilizadas en el proceso de punzonado han sido 5, 12 y 20 %. La Tabla 7.1 muestra las diferentes combinaciones de matrices y punzones utilizadas para obtener los valores de HER.

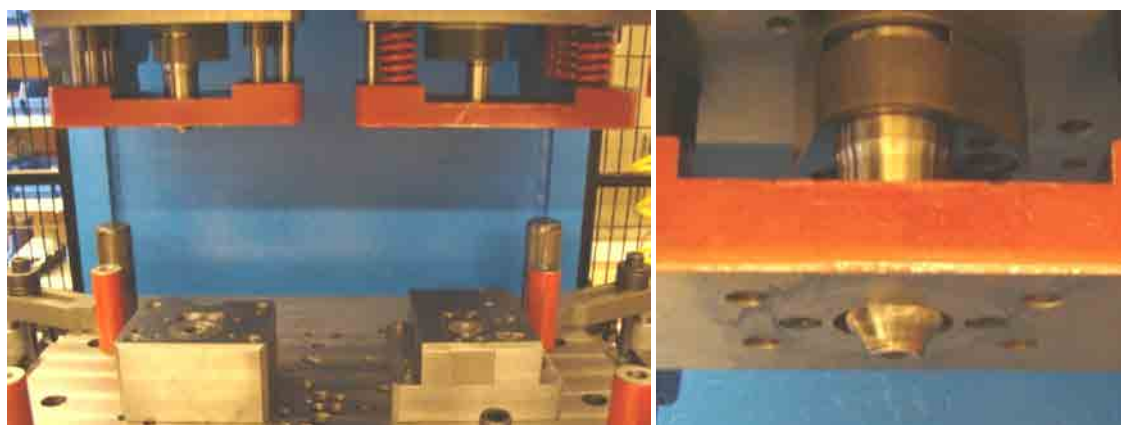


Figura 7.8. Prensa hidráulica y utillajes utilizados en el ensayo.

Tabla 7.1. Condiciones para obtener los diferentes valores de HER.

\varnothing Diámetro inicial [mm]	\varnothing Punzones [mm]	Tolerancias [%]	\varnothing Matriz punzonado [mm]	HER [%]
30	23	5	23,20	30
		12	23,48	
		20	23,80	
30	21	5	21,20	43
		12	21,48	
		20	21,80	
30	19	5	19,20	58
		12	19,48	
		20	19,80	
30	17	5	17,20	76
		12	17,48	
		20	17,80	

Se han utilizado cinco aceros AHSS de espesor 2,0 mm para determinar y comparar el valor del HER. Las Tablas 7.2 y 7.3 muestran la composición química y propiedades mecánicas de los aceros ensayados.

Tabla 7.2. Composición química en % en peso.

Material	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	Al%	%Nb	%Ti
DP780	0,13	0,21	1,89	0,02	<0,001	0,18	0,01	0,04	0,03	0,01	0,02
DP980	0,14	0,22	1,84	0,02	<0,001	0,18	0,01	0,03	0,03	0,01	0,02
DP1000	0,17	0,48	1,56	0,01	0,001	0,05	0,01	0,05	0,05	0,02	0,00
DOCOL1200	0,14	0,21	1,45	0,01	0,001	0,03	0,02	0,04	0,05	0,02	0,00
MSW1200	0,11	0,09	1,45	0,02	<0,001	0,20	0,03	0,06	0,03	0,01	0,04

Tabla 7.3. Propiedades mecánicas.

Material	Límite elástico [MPa]	Resistencia máxima [MPa]	Elongación [%]	n
DP780	517	757	21	0,163
DP980	730	965	15	0,138
DP1000	785	1045	12	0,134
DOCOL1200	1079	1204	7,7	0,117
MSW1200	1110	1266	6,9	0,102

El proceso de abocardado se ha realizado en la misma dirección del proceso de punzonado (*burr out*) y en la dirección opuesta (*burr in*). Un ejemplo del resultado del ensayo se muestra en la Figura 7.9 para el DP780 con tolerancia del 5 %, abocardado incorrecto en *burr out* y correcto *burr in*.

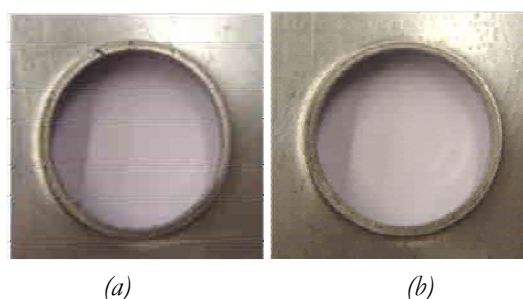


Figure 7.9. Hole expansion in DP780. 5 % de tolerancia, a) *burr out* b) *burr in*.

La Figura 7.10 y 7.11 muestra los valores de HER encontrados para los diferentes aceros en el proceso *burr out* y *burr in* respectivamente. Los valores para la tolerancia del 5 % son inferiores al 30 % ya que no se ha obtenido en ningún caso un abocardado correcto. En ambos casos se observa que el valor del HER aumenta al aumentar la resistencia mecánica.

Las correlaciones relacionadas con las propiedades mecánicas obtenidas de ensayos de tracción indican que altos niveles de ductilidad, anisotropía plástica, bajos límites elásticos y resistencias a rotura aumentan el valor del HER [18]. Aunque, si se observa la Figura 7.12, en los aceros AHSS ensayados hay un aumento del valor del HER (*burr out* y *burr in*) cuando el límite elástico y resistencia máxima aumentan.

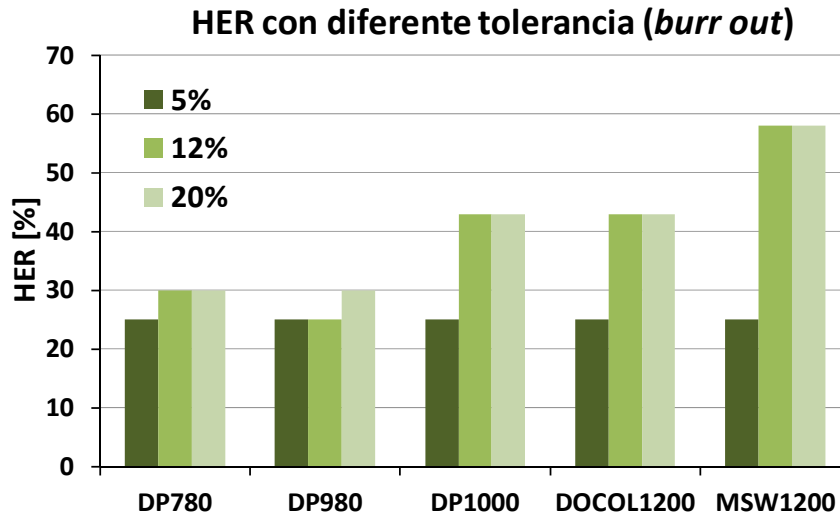


Figura 7.10. HER obtenidos con diferentes tolerancias en el proceso de punzonado (*burr out*).

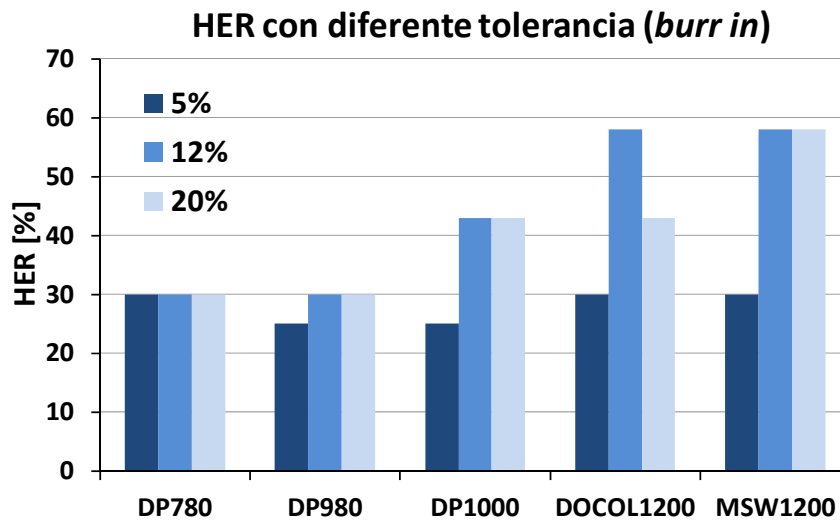


Figura 7.11. HER obtenidos con diferentes tolerancias en el proceso de punzonado (*burr in*).

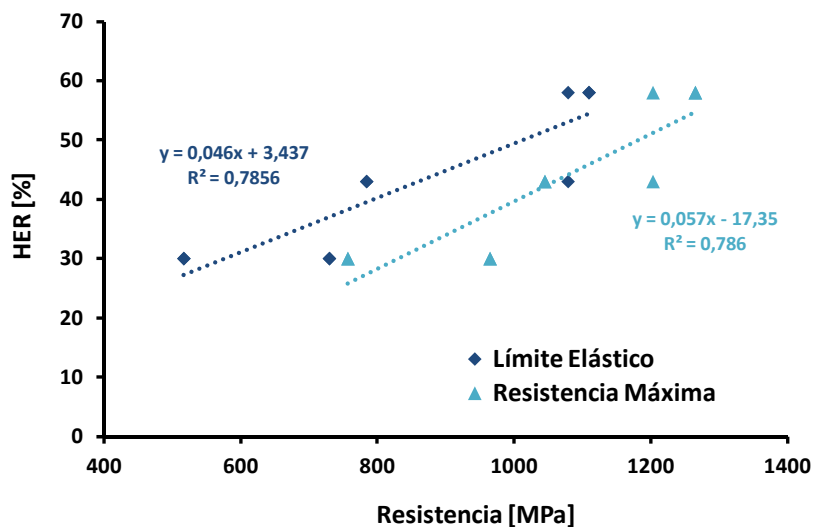


Figura 7.12. Variación del HER con las propiedades mecánicas.

La conformabilidad está marcadamente influenciada por el coeficiente de endurecimiento. En consecuencia, cuando el valor de n aumenta la conformabilidad también lo hace. Por tanto, para el proceso de expansión del agujero los aceros con mayor coeficiente de endurecimiento deberían tener mayor HER. Este fenómeno ha sido observado experimentalmente en aceros microaleados de bajo carbono [18], pero en los aceros AHSS estudiados se muestra una tendencia opuesta, tal y como muestra la Figura 7.13, el valor de HER aumenta a pesar de disminuir el coeficiente de endurecimiento. Así, en los aceros AHSS estudiados, la nucleación de grietas y la propagación de las mismas influyen en gran medida en el valor del HER.

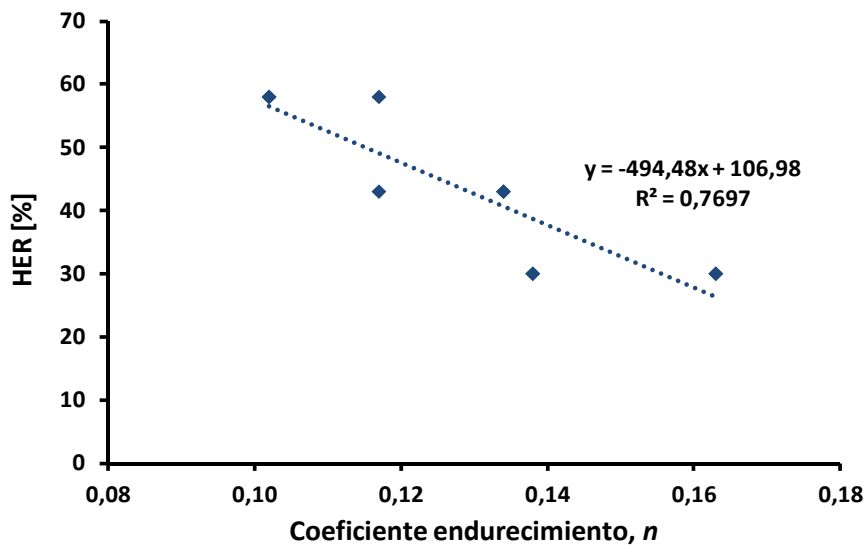


Figura 7.13. Variación del HER con el coeficiente de endurecimiento.

Relacionado con la microestructura, es bien conocido que la buena conformabilidad de los aceros DP es debida principalmente al contenido de α -ferrita, que es excesivamente dúctil y con altos valores de coeficiente de endurecimiento. Un aumento en la fracción de volumen de la α' -martensita debería conllevar una disminución del valor HER. Sin embargo, a pesar que los aceros MSW1200 y DOCOL1200 poseen un menor contenido de α -ferrita y coeficiente de endurecimiento el valor de HER es mayor. Así, la combinación de elevadas propiedades mecánicas que evitan la nucleación de grietas y un menor volumen daño que se concentra en el área localizada como α -ferrita, podría explicar el aumento del valor de HER en estos aceros y lo que conllevaría una mayor tenacidad del material.

7.3.2. Hole Expansion en orificios con entalla

De acuerdo con los resultados obtenidos de los ensayos HET, a diferencia de los aceros convencionales, mayores resistencias mecánicas proporcionan valores más elevados de HER, al contrario de lo encontrado en aceros convencionales.

En aceros Dual Phase, algunos autores atribuyen este aumento a la diferencia de durezas entre la α -ferrita y la α' -martensita [19, 20]. Cuanto mayor es la diferencia entre la dureza de la α -ferrita y α' -martensita menor HER, aunque el efecto de la tenacidad del material y la resistencia a propagar grietas también podría estar ligado a este efecto.

Dado que durante el proceso de punzonado se producen pequeñas grietas, se puede pensar que cuanto más resistente es el material a propagar dicha grieta mayor HER debería tener. Por tanto, cuando un material tiene poca ductilidad, como en los aceros DP, la componente plástica es menor que la del avance de una grieta, por lo que se debe cumplir que materiales con mayor TEF deberían poseer mayor HER.

Se ha procedido a realizar un ensayo de ensanchamiento de orificio con una entalla previa. Para evitar los efectos del punzonado y la tolerancia de corte, se han realizado los orificios iniciales mediante corte por hilo en la que se ha incorporado una pequeña entalla de 250 μm de radio, Figura 7.14.

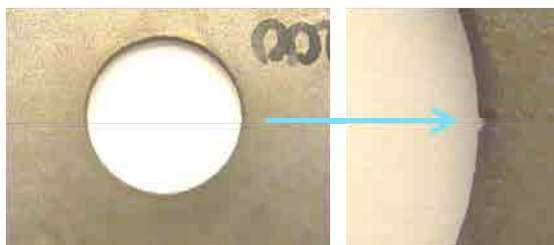


Figura 7.14. Orificio inicial con entalla de 250 μm .

Los materiales utilizados han sido dos aceros *Dual Phase*: un DP780 de 2,0 mm de espesor y un DP1000 de 2,0 mm de espesor; un acero TRIP800 de 2,0 mm de espesor; un acero martensítico MSW1200 de 2,0 mm de 2,0 mm de espesor y un acero de embutición DC03 de 1,5 mm de espesor. Las propiedades mecánicas y la microestructura de estos aceros han sido dadas en secciones anteriores. La Figura 7.15 muestra los resultados para los diferentes aceros estudiados y orificios iniciales, desde 17 a 23 mm.

Sin considerar el acero de embutición, DC03, a medida que aumenta la resistencia mecánica el avance de la grieta es menor, tal y como muestran las imágenes en los diámetros 21, 19 y 17 mm para los aceros DP780, DP1000 y MSW1200. El TRIP800 a pesar de incorporar austenita retenida no mejora las características del DP780. Mientras que el acero de embutición, DC03, es el que presenta una mejor ductilidad y por tanto este efecto es más importante que el crecimiento de la grieta.

De acuerdo con estos resultados, los aceros DP (*Dual-Phase*), en un cierto rango de resistencia mecánica, un aumento del HER va ligado a una mayor resistencia mecánica del acero DP y por tanto también deberían presentar mayor trabajo esencial de fractura (w_f).

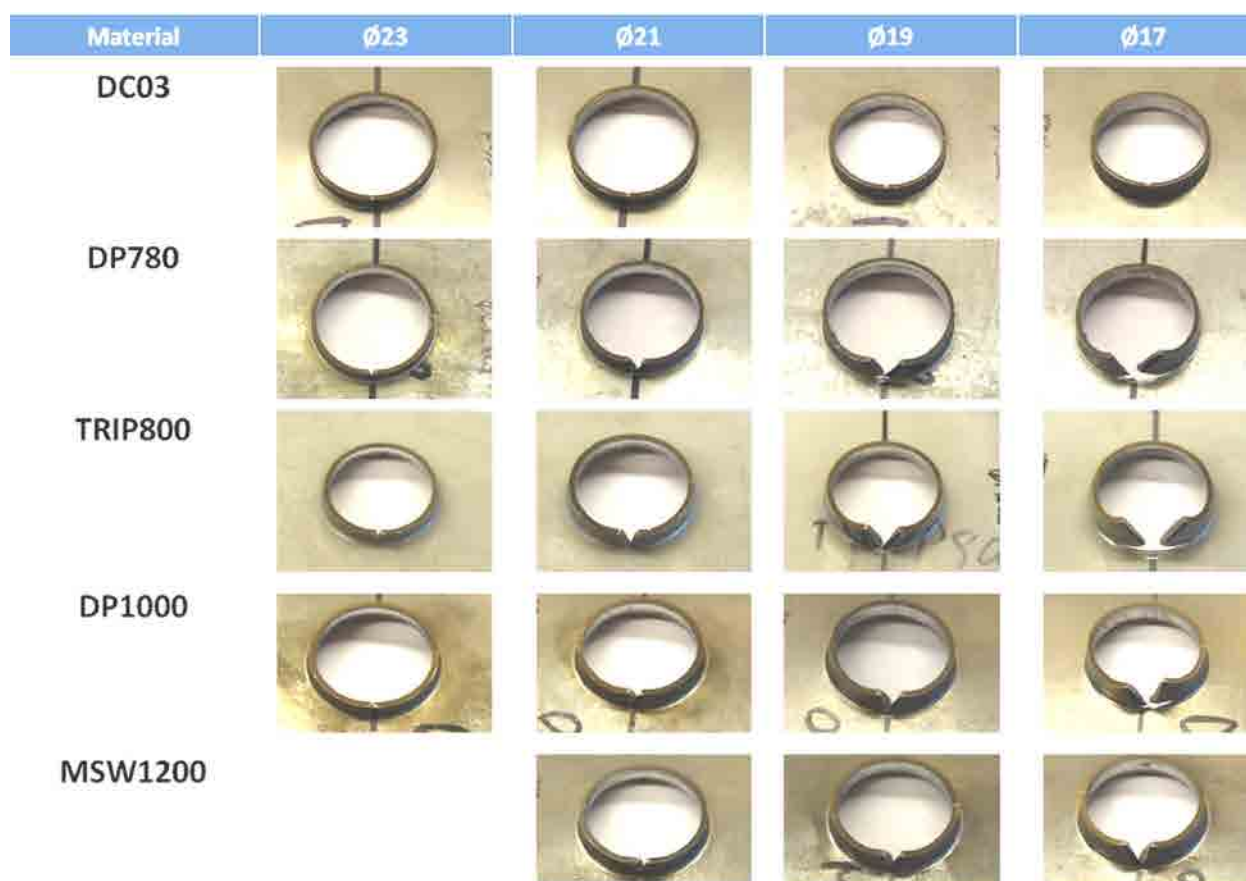


Figura 7.15. Resultados Hole Expansion con entalla de 250 μm .

Sin considerar el acero de embutición, DC03, a medida que aumenta la resistencia mecánica el avance de la grieta es menor, tal y como muestran las imágenes en los diámetros 21, 19 y 17 mm para los aceros DP780, DP1000 y MSW1200. El TRIP800 a pesar de incorporar austenita retenida no mejora las características del DP780. Mientras que el acero de embutición, DC03, es el que presenta una mejor ductilidad y por tanto este efecto es más importante que el crecimiento de la grieta.

De acuerdo con estos resultados, los aceros DP (*Dual-Phase*), en un cierto rango de resistencia mecánica, un aumento del HER va ligado a una mayor resistencia mecánica del acero DP y por tanto también deberían presentar mayor trabajo esencial de fractura (w).

7.4. Relación de Conformabilidad y Fractura

7.4.1. Trabajo Esencial de Fractura y Hole Expansion

En este apartado se relacionan los valores de HER y trabajo esencial de fractura (w). Los aceros AHSS estudiados son los siguientes: tres aceros *Dual Phase*; DP780, DP1000 y HCT780-Hyperform de espesores 2,0 mm y 1,2 mm; un acero *Complex Phase*, CP800 de espesor 2,0 mm y un acero de

embutición, DC03 de espesor 1,5 mm. Se han utilizado estos aceros ya que se disponían de datos de HER y w_c para poder relacionarlos.

El acero HCT780-HyPerform es un acero tipo *Dual Phase* especialmente diseñado para tener mejores propiedades de conformabilidad y semejantes a un acero tipo DP600. Dicho acero es de la firma TATA Steel.

Los valores experimentales del trabajo esencial de fractura (w_o) y HER, se han obtenido de diferentes trabajos internos del Área de Materiales de la Fundació CTM Centre Tecnològic, aunque algunos valores de HER se han encontrado en la bibliografía [21, 22]. Estos valores, juntamente con el alargamiento a rotura (A_r) se resumen en la Tabla 7.4. En esta tabla se observa que aceros con menores elongaciones pueden llegar a tener mejor abocardabilidad o *flangeability*, mayor HER, como el acero CP800 y el DP1000.

Tabla 7.4. Propiedades mecánicas.

Material	Espesor[mm]	A_r [%]	w_c [kJ/m²]	HER[%]
DP780	2,0	24	214	30
DP1000	2,0	11	184	43
CP800	2,0	16	233	43
DC03	1,5	40	309	105 [22]
HCT780-HyPerform	1,2	19	123	25 [23]

La Figura 7.16 muestra la relación entre el HER y w_o , donde se observa, que en general a valores más elevados de trabajo esencial de fractura, w_o , le corresponden valores de HER mayores. Para aceros AHSS, la resistencia de un material a propagar una grieta, representado por el trabajo esencial de fractura, sería más importante que la ductilidad del material, representada por el alargamiento a rotura (A_r) en la Figura 7.17. Se observa que no existe una relación directa entre el alargamiento y el valor de HER, únicamente en aceros de alta embutición como el DC03, se podría aplicar, pero para aceros AHSS, esta relación no se cumple.

En consecuencia, para obtener abocardados sin rotura y de acuerdo con las Figuras 7.16 y 7.17, en aceros AHSS tan importante es la ductilidad del material como la tenacidad a fractura de la chapa. Por tanto, es necesario conocer ambos parámetros para determinar si un material tendrá una buena capacidad de expansión de orificios sin rotura. Es decir, materiales con poca elongación pero con elevada tenacidad a fractura presentarán una buena capacidad de abocardabilidad o *flangeability*.

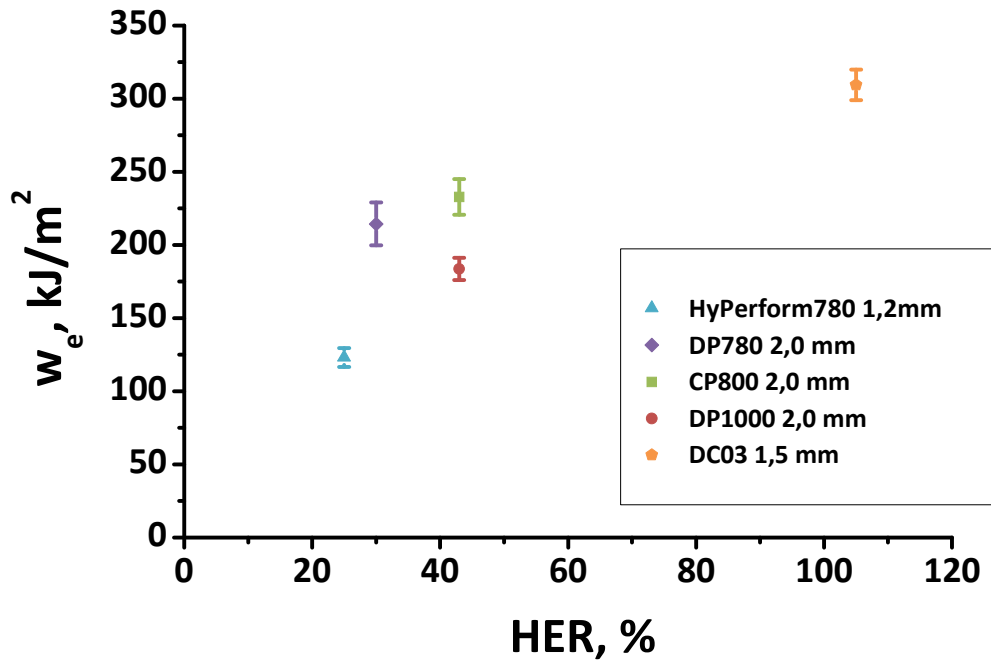


Figura 7.16. Relación w_e con el HER.

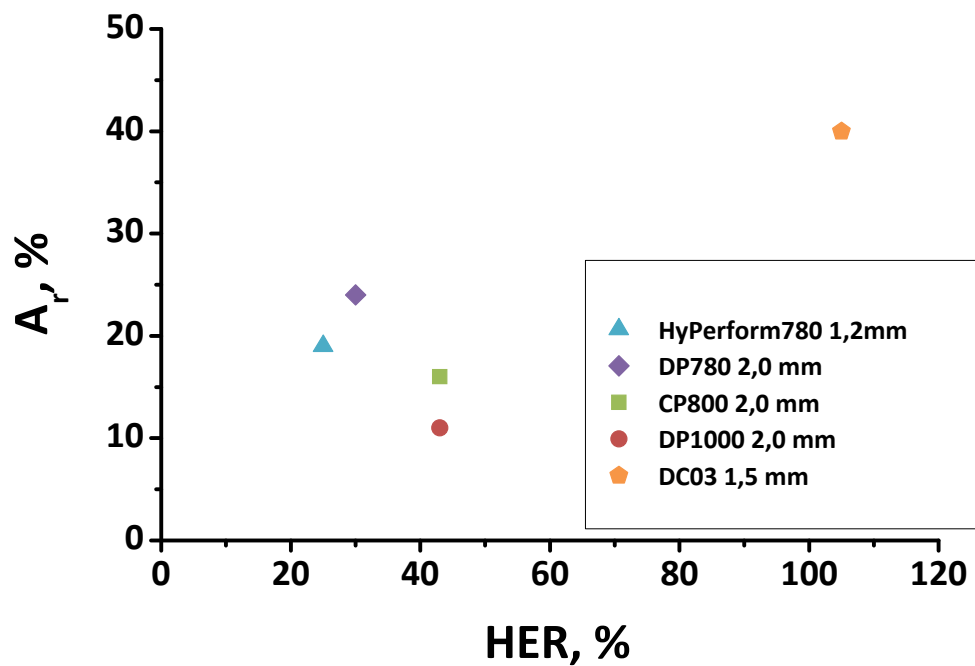


Figura 7.17. Relación del alargamiento a rotura (A_r) con el HER.

7.4.2. Efecto de las propiedades mecánicas y microestructura en el HER

Los aceros AHSS, en comparación con los aceros convencionales, poseen una buena deformación con altos grados de resistencia. Esto se consigue por la combinación de los componentes microestructurales presentes en los diferentes aceros, que aportan diferente dureza y propiedades mecánicas.

De acuerdo con las propiedades mecánicas, la Tabla 7.5 muestra la relación entre el límite elástico (LE) y la resistencia máxima (R_m), además de los valores HER y w_e . De acuerdo con estos datos, se puede ver una correlación entre el ratio del LE/R_m con el valor de HER, Figura 7.18. A excepción del acero DC03, se observa que a mayores ratios se pueden obtener mayores abocardados sin rotura.

Tabla 7.5. Propiedades mecánicas II.

Material	LE[MPa]	Rm [MPa]	LE/Rm	w _e [kJ/m ²]	HER[%]
DP780	517	757	0,68	214	30
DP1000	785	1045	0,75	184	43
CP800	783	881	0,89	233	43
DC03	188	323	0,58	309	105 [22]
HCT780-Hyperform	491	839	0,59	123	25 [23]

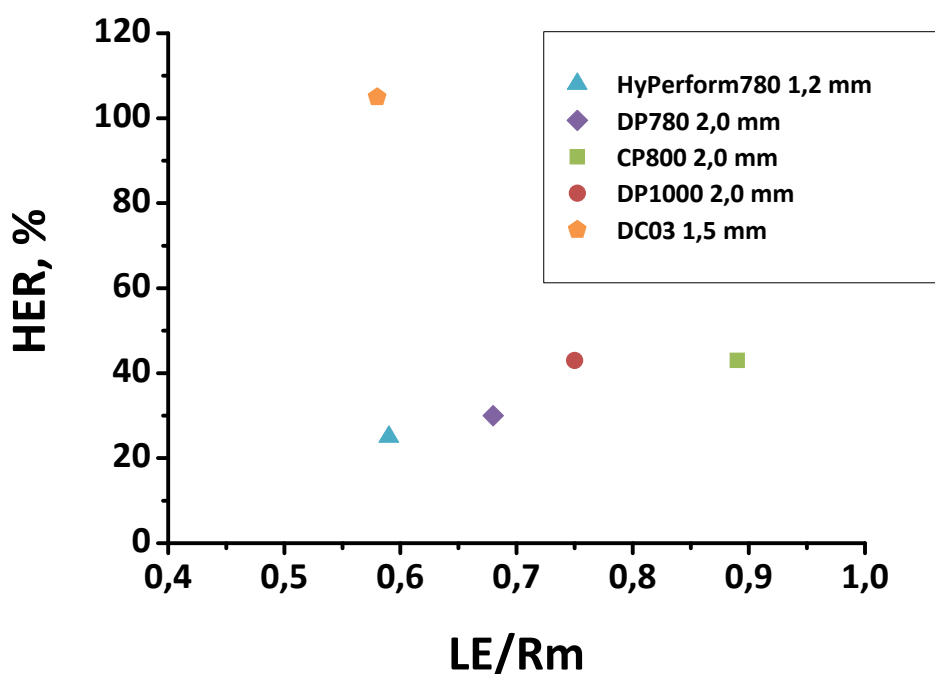


Figura 7.18. Relación del HER con el ratio LE/Rm.

Se puede comparar también los valores del trabajo esencial de fractura con las propiedades mecánicas, es decir, con el ratio LE/Rm. La Figura 7.19 muestra esta relación, al igual que con el valor de HER, existe una buena correlación para los aceros AHSS.

Por tanto, estos gráficos ponen de manifiesto que en aceros AHSS toma mayor importancia la resistencia del material a propagar una grieta, que no su ductilidad. Una vez la grieta se ha generado, materiales más tenaces y más resistentes pueden tener una mayor capacidad de abocardabilidad.

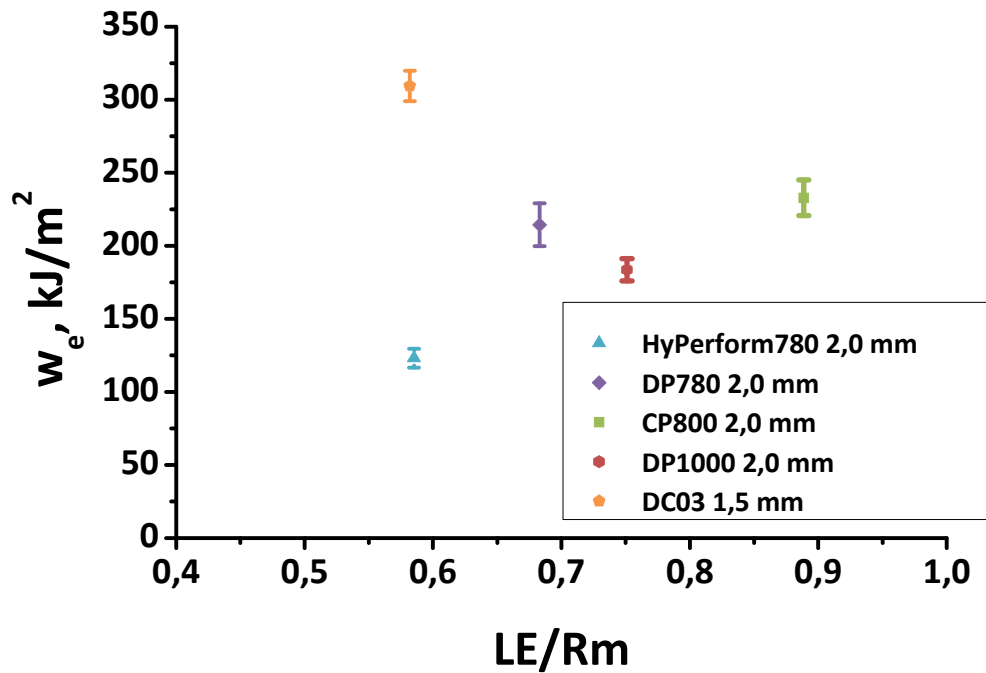


Figura 7.19. Relación del HER con el ratio LE/Rm.

7.5. Discusión de resultados

En la literatura [23] se relaciona la disminución del valor HER con una pobre elongación, es decir, que el HER es proporcional a la elongación. Por el contrario, en el mismo estudio, no encuentran una relación directa entre el valor de HER y la fracción de volumen de martensita, Figura 7.20. Este trabajo fue realizado en aceros DP con resistencias mecánicas entre 760 y 980 MPa.

En este mismo estudio, se observa que la tendencia de proporcionalidad del HER con la elongación disminuye a medida que aumenta la resistencia mecánica del material. Por tanto, para aceros AHSS con resistencias mecánicas entre 800 y 1200 MPa, la elongación no es el principal parámetro que se debe relacionar con el HER.

Otros autores han encontrado [24], que el valor de HER aumenta al disminuir la fracción de volumen de ferrita, Figura 7.21 y que el valor de HER depende de la temperatura de austenización y enfriamiento [25]. En la Figura 7.22 se observa diferentes valores de HER en función de la resistencia mecánica y diferentes temperaturas de austenización.

Para poder obtener resistencias mayores es necesario una temperatura de austenización mayor, por lo que, de acuerdo a la Figura 7.22, se pueden conseguir valores de HER mayores al aumentar la resistencia mecánica. Esto explicaría porque en ciertos aceros AHSS al aumentar la resistencia mecánica aumenta el HER.

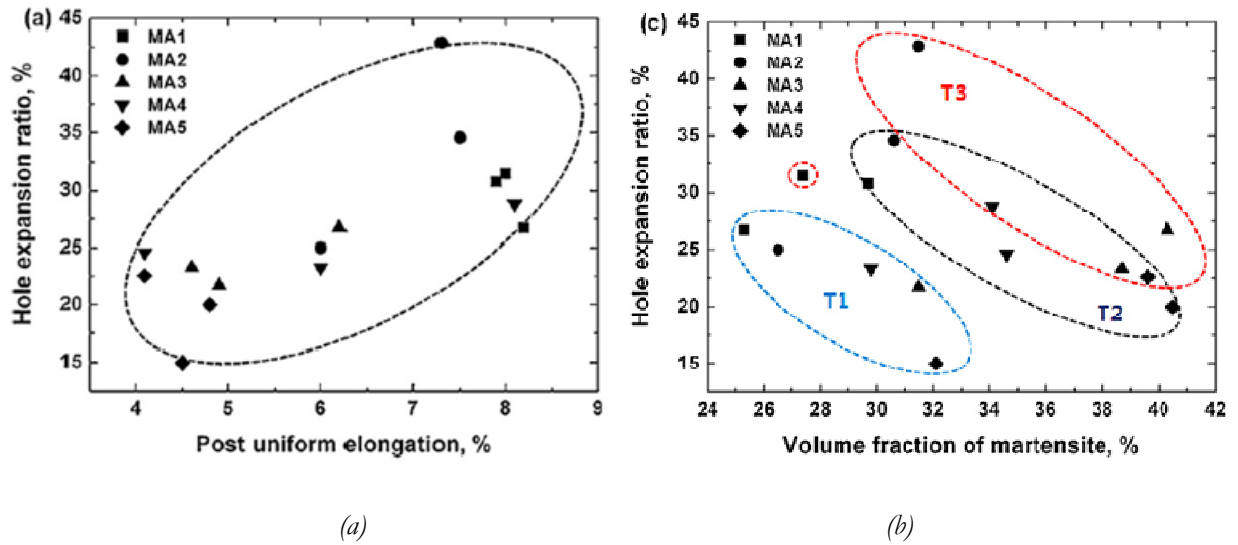


Figura 7.20. Relación entre HER y de diferentes propiedades mecánicas para diferentes aceros DP: (a) Elongación uniforme. (b) fracción de volumen de martensita [23].

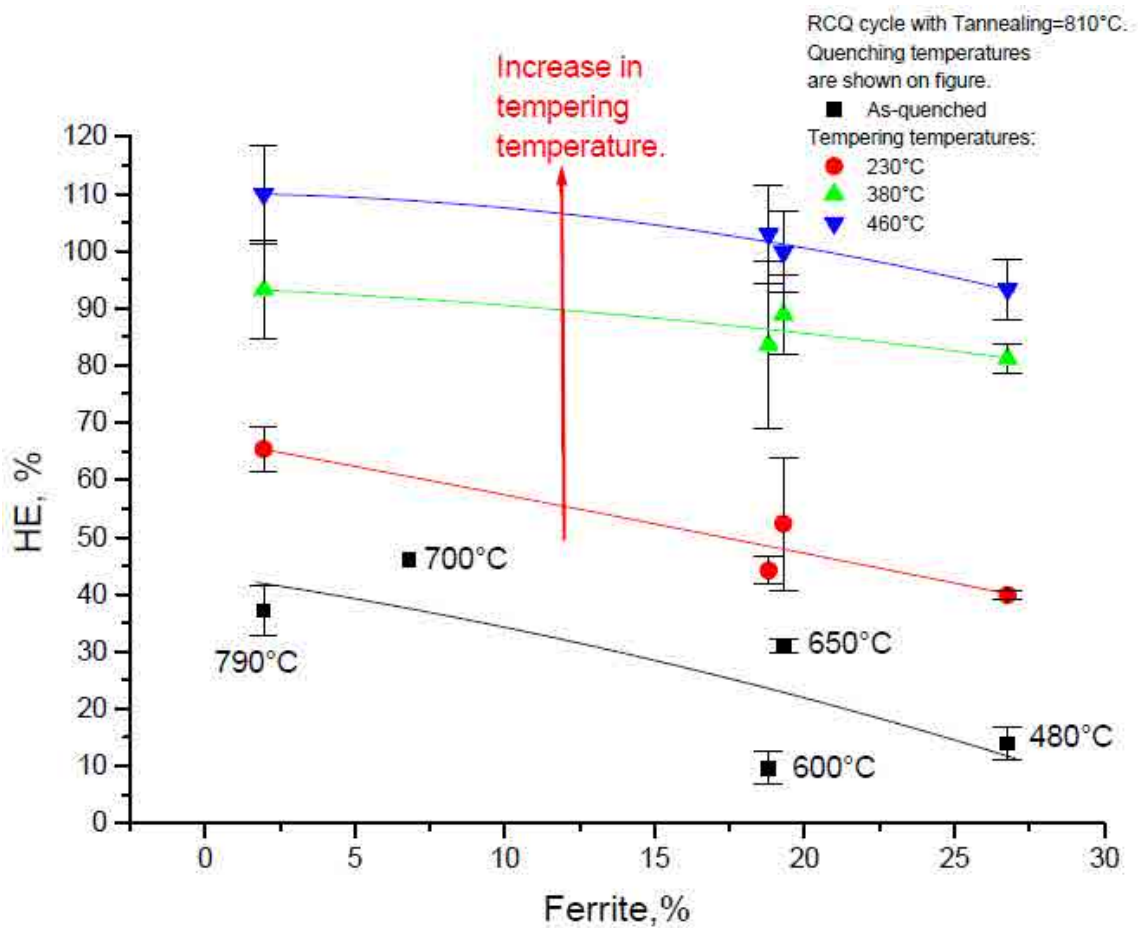


Figura 7.21. Relación entre HER y fracción de volumen de ferrita [24].

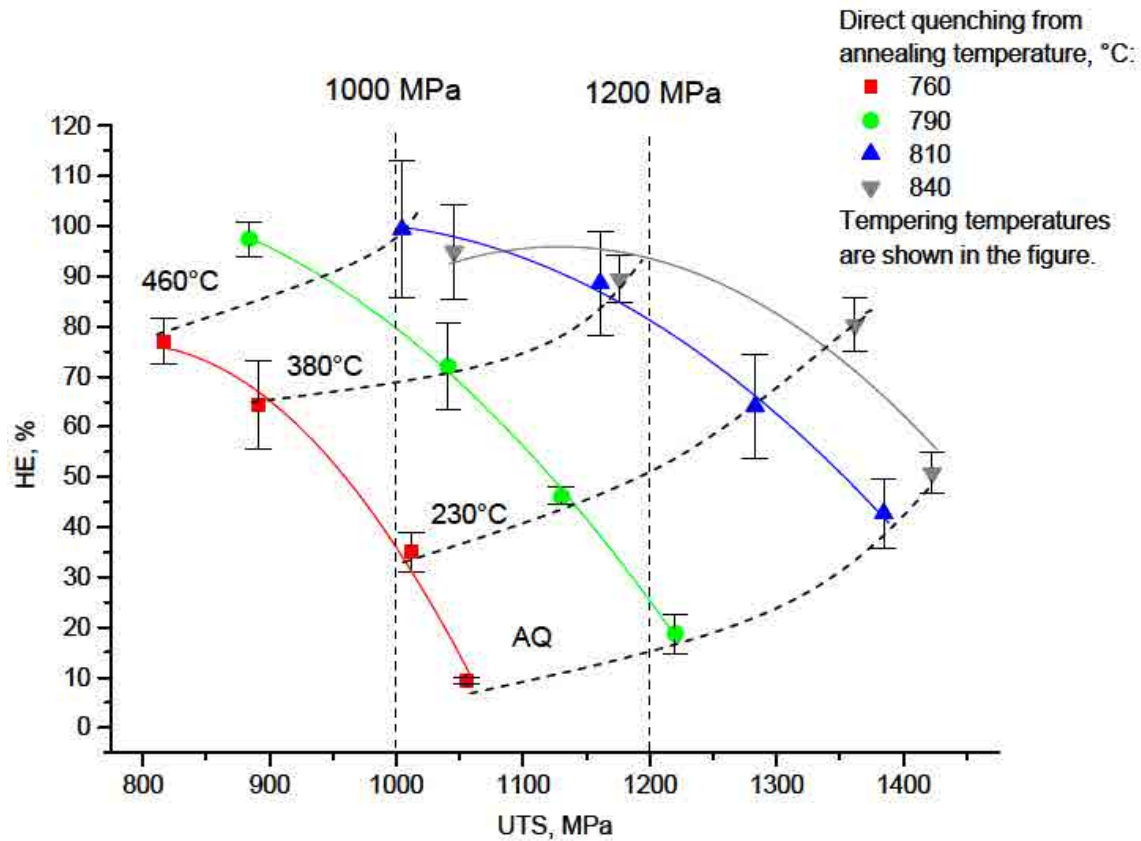


Figura 7.22. Relación entre HER y la resistencia mecánica [24].

7.6. Aplicación del Trabajo Esencial de Fractura como criterio de fallo

Se ha observado que en aceros AHSS existe una buena relación entre el valor de HER y el valor del trabajo esencial de fractura, w_e . Por ello, en esta sección se ha calculado la energía consumida en un proceso de abocardado y se ha relacionado con los parámetros energéticos del método TEF en el acero TRIP800 espesor 2,0 mm.

De acuerdo con este método, la ecuación (7.4) proporciona el valor del trabajo esencial de fractura (w_e) y el trabajo plástico (w_p), que como se ha visto anteriormente se pueden calcular a partir de diferentes probetas tipo DENT como diferente ligamento l . De acuerdo con la citada ecuación (7.4), la pendiente en la ordenada en el origen proporciona el valor del w_e mientras que la pendiente proporciona el valor del w_p . La suma de estas dos contribuciones puede proporcionar un valor de energía que puede ser utilizado como criterio de fallo en procesos de conformado. Para ello, se ha realizado un ensayo de ensanchamiento de orificio con entalla previa (250 μm), tal y como mostraba la Figura 7.14. Para determinar el inicio de la grieta se ha ido parando el ensayo hasta el principio de generación de la grieta.

La Figura 7.23 muestra las diferentes curvas analizadas para la determinación del inicio de la grieta y posterior fractura. También se detallan las probetas que han sido utilizadas para la expansión del orificio hasta el inicio de la fractura. Como se puede observar, la fractura se inicia a una profundidad de punzón de 11,6 mm, mientras que desplazamientos mayores producen un aumento de la fractura.

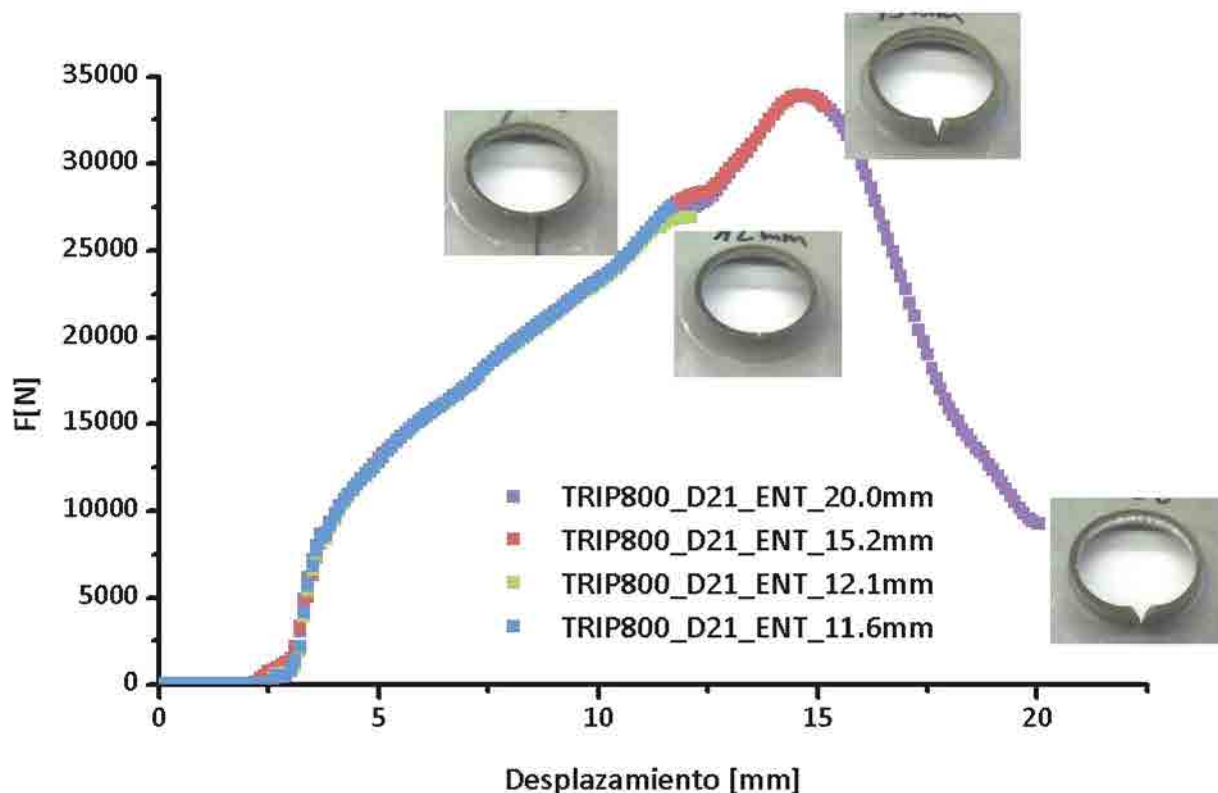


Figura 7.23. Curvas de Fuerza vs. desplazamiento. Inicio grieta en abocardado para acero TRIP800.

Si se calcula la energía total de fractura, a partir del área bajo las curvas, para cada geometría analizada, y se compara con la energía de fractura encontrada en el ensayo de TEF del TRIP800, se puede intentar predecir si el acero va a romper después de un ensayo de abocardado.

La nomenclatura utilizada para este análisis se resume a continuación:

\varnothing_i : diámetro inicial de orificio

\varnothing_f : diámetro final de orificio (punzón abocardado)

S_{ef} : Superficie efectiva, a partir de la diferencia de los diámetros inicial y final

W_a : Trabajo de fractura del abocardado

w_a : Trabajo específico de fractura del abocardado (W_a/S_{ef})

w_e : Trabajo esencial de fractura (de ensayo TEF)

βw_{pl} : Trabajo plástico específico (de ensayo TEF, incluye factor de forma de la zona plástica)

w_{jf} : Trabajo específico total de fractura (suma w_e y βw_{pl})

w_{rem} : Trabajo remanente (diferencia entre w_{jf} y w_a)

La Tabla 7.6 muestra los resultados obtenidos mediante este análisis. A medida que aumenta la penetración del punzón, mayor profundidad de abocardado, la energía específica de abocardado (w_a) supera al trabajo específico total de fractura total (w_{jf}) que es la suma de las dos contribuciones de energía en el ensayo TEF.

Tabla 7.6. Energías de fractura de abocardado y TEF.

\varnothing_i [mm]	\varnothing_f [mm]	Profund. [mm]	S_{ef} [mm ²]	W_a [Nmm]	w_a [Nmm]	w_e [Nmm]	βw_{pl} [Nmm]	w_{jf} [Nmm]	w_{rem} [Nmm]
30	21	20,0	361	356618	989	372	57	429	-560
30	21	15,2	361	259667	720	372	57	429	-291
30	21	12,1	361	162309	450	372	57	429	-21
30	21	11,6	361	150652	418	372	57	429	11

A profundidad de punzón de 11,6 mm, que es cuando se inicia la grieta, los valores de energía son muy próximos, por lo que esto indicaría que se podría iniciar la grieta, es decir, predicción del fallo.

Valores menores de penetración del punzón (<11,6 mm), es evidente que darían valores inferiores de w_a , por lo que indicaría que w_{rem} sería mayor (>11 Nmm) y no se produciría rotura en el abocardado.

7.7. Resumen

En este capítulo se han determinado las propiedades de abocardabilidad (expansión de orificios) de diferentes aceros AHSS, determinado a partir del HER. Se ha constatado que una mayor resistencia del acero no involucra un menor valor de HER.

La generación de defectos y grietas en el punzonado inicial o corte del mismo, hace que el material presente un daño local, por lo que los criterios basados en conformabilidad global del material no aportan la información suficiente para utilizarla en estos aceros, como la ductilidad medida como el alargamiento a rotura en un ensayo de tracción. En un rango de resistencia mecánica de 800 a 1200MPa, no se ha observado una relación directa entre alargamiento a rotura y valor de HER.

El trabajo esencial de fractura proporciona información sobre la resistencia de un material a propagar una grieta, es decir, es una medida de la tenacidad a fractura del acero. En este sentido, estableciendo una relación del trabajo esencial de fractura con la capacidad de expansión de un orificio, se ha podido caracterizar mejor la abocardabilidad de los aceros AHSS, en lugar de relacionar el valor de HER y alargamiento a rotura de estos aceros.

Mediante la metodología TEF, suma del trabajo esencial de fractura y trabajo plástico, se ha podido establecer un criterio de fallo en un ensayo de expansión de orificios (HET). Por tanto, se postula como un criterio energético de fallo en operaciones de conformado.

Es evidente que este análisis todavía está en una fase prematura y por tanto requiere de un minucioso estudio, tanto de la obtención de los factores que afectan al valor de trabajo esencial de fractura (w), como el radio de entalla, la velocidad de deformación durante el ensayo, la predeformación, etc., así como del método utilizado (suma de contribuciones energéticas).

7.8. Bibliografía

- [1] K. Mori, Y. Abe, Y. Suzui. *Improvement of stretch flangeability of ultra high strength steel sheet by smoothing of sheared edge*. Journal of Materials Processing Technology 210, 2010, 653–659.
- [2] R. Muñoz, A. Lara, D. Casellas. *Fracture toughness characterization of advanced high strength steels*. Proceedings of the IDDRG2011 International Conference, 2011.
- [3] ISO/TS 16630:2003. *Metallic materials – Method of hole expanding test*. 2003.
- [4] F. Bouda, C. Carpenter, Folkes, P.H. Shipway. *Abrasive waterjet cutting of a titanium alloy: The influence of abrasive morphology and mechanical properties on workpiece grit embedment and cut quality*. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 2197-2205.
- [5] ASTM Standard E1820-01. *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*. ASTM International, West Conshohocken, Pennsylvania, USA, 2001.
- [6] O. Akourri, M. Louah, A. Kifani, G. Gilbert, G. Pluinage. *The effect of notch radius on fracture toughness J_{IC}* . Engineering Fracture Mechanics, 2000, 491-505.
- [7] K.B. Broberg. *On Stable Crack Growth*. J. Mech. Phys. Solids 23, 1975, 215–237.
- [8] B. Cotterell, J.K. Reddel. *The Essential Work of Plane Stress Ductile Fracture*. Int. J. Fracture 13, 1977, 267-277.

- [9] S.V. Kamat, J.P. Hirth, F.W. Zok. *The effect of notch root radius on crack initiation and growth toughnesses of a cross-ply Ti-6Al4V/SiC composite*. Acta Materialia, 1996, 1831-1838.
- [10] E. Clutton, D.R. Moore. *Essential work of fracture and cohesive zone fracture toughness*.ESIS 2003.
- [11] A.B. Martínez, J. Gámez-Pérez, M. Sánchez-Soto, J.I. Velasco, O.O. Santana, M.L. MasPOCH. *The essential work of fracture (EWF) method – Analyzing the post-yielding fracture mechanics of polymers*. Engineering Failure Analysis , 2009, 2604-2617.
- [12] W. Jingshen, M. Yiu-Wing. *The essential fracture work concept for toughness measurement of ductile polymers*. Polymer Engineering and Science, 1996, 2275-2288.
- [13] J. Gamez-Perez, O. Santana, A.B. Martinez, M.Ll. MasPOCH. *Use of extensometer on essential work of fracture (EWF) tests*. Polymer Testing, 2008, 491-497.
- [14] Y. Marchal, F. Delannay. *Influence of the test parameters on the measurement of the essential work of fracture of zinc sheets*. International Journal of Fracture, 1996, 295-310.
- [15] T. Pardoen, F. Hachez, B. Marchioni, P.H. Blyth, A.G. Atkins. *Mode I fracture of sheet metal*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 52, 2004, 423-452.
- [16] Y. Marchal, K. Schmidt, T. Pardoen, R. Knockaert. I. Doghri, Y. Delannay. *Comparison methods for the measurement of fracture toughness of thin sheets.: EMAS (ECF 11)*. Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure, 1996, 2259-2265.
- [17] G. Lacroix, T. Pardoen, P.J. Jacques. *The fracture toughness of TRIP-assisted multiphase steels*. Acta Materialia, 2008, 3900-3913.
- [18] R. Narayanasamy, C. Sathiya Narayanan, P. Padmanabhan, T. Venugopalan. *Effect of mechanical and fractographic properties on hole expandability of various automobile steels during hole expansion test*. International Journal Adv. Manuf. Technology, 2010, 365-380.
- [19] K. Hasegawa, K Kawamura, T. Urabe, Y. Hosoya. *Effects of microstructure on stretch-flange-formability of 980MPa grade cold-rolled ultra high strength steel sheets*. ISIJ International, 2004, 603-609.
- [20] X. Fang, Z. Fan, B. Ralph, P. Evans, R. Underhill. *The relationships between tensile properties and hole expansion property of C-Mn steels*. Journal of Materials Science 38, 2003, 3877-3882.
- [21] Recurso en línea: <http://www.worldautosteel.org>.
- [22] *Data sheet of HCT780X-HyPerform*. TATA Steel. 2012.

- [23] J. Lee, S. Lee, B.C. De Cooman. *Effect of micro-alloying elements on the stretch-flangeability of dual phase steel*. Materials Science and Engineering A 536, 2012, 231-238.
- [24] I. Puskhareva. *Evolution microstructurale d'un acier Dual Phase. Optimisation de la résistance à l'endommagement*. Tesis doctoral. 2009.
- [25] X. Fang, Z. Fan, B. Ralph, P. Evans, R. Underhill. *Effects of tempering temperature on tensile and hole expansion properties of a C-Mn steel*. Journal of Materials Processing Technology 132 , 2003, 215–218.

Capítulo 8. Conclusiones

En este capítulo se describen las conclusiones finales extraídas de los diversos ensayos y estudios de conformabilidad, así como, de los diferentes criterios de fallo aplicados a productos planos de aceros de alta resistencia.

8.1. Conclusiones

8.1.1. Curvas FLC

Como se ha indicado en capítulos anteriores, la conformabilidad es una de las propiedades más importantes en la caracterización de chapas metálicas. En este sentido, los ensayos de límite de conformabilidad están destinados a proporcionar información sobre la deformación plástica máxima a partir de la cual se producen los fenómenos de fallo. Los diagramas FLD (*Forming Limit Diagrams*) son ampliamente utilizados en el análisis de deformaciones de chapas de acero y dan información sobre la conformabilidad máxima de un material, que viene representada por la curva FLC (*Forming Limit Curve*).

En esta tesis se han determinado las curvas FLC de diferentes aceros AHSS y se han comparado con aceros de embutición. De esta comparación, del estudio de los caminos de deformación y del estudio microestructural se pueden extraer las siguientes conclusiones más relevantes:

- En **aceros AHSS** la posición y forma de la **curva FLC depende** del **ensayo** de estirado que se utiliza *Nakajima* o *Marciniak* teniendo un **efecto** mucho **menor** en **aceros de embutición**.
- Los **caminos de deformación** afectan considerablemente a la posición y forma de la curva FLC, donde variaciones de estos caminos de deformación tienen una **mayor consecuencia** en los **aceros AHSS**.
- Los efectos de **predeformación** de carácter **biaxial no disminuyen la conformabilidad** en **aceros AHSS**, tal y como sucede en aceros convencionales, incluso en **ciertos casos** son beneficiosos, **aumentando la conformabilidad**.
- El **efecto de la microestructura** es el factor que determina el **mayor efecto** de los **caminos de deformación** en los **aceros AHSS**.

8.1.2. Curvas FLSC

Hasta la fecha, los resultados experimentales y teóricos en las curvas de conformabilidad basadas en las tensiones principales, FLSC, han mostrado ser menos sensibles a los efectos de los caminos de deformación que los diagramas FLC. Aunque los resultados mostrados en esta tesis, para diferentes aceros AHSS, muestran aspectos importantes a tener en cuenta a la hora de considerarlos independientes del camino de deformación.

De acuerdo con los resultados obtenidos de las curvas FLSC, se pueden extraer las siguientes conclusiones más relevantes:

- La determinación de la curva FLSC exige una buena caracterización mecánica del material, el **método ARAMIS** permite **extender** la **curva tensión-deformación** a valores de deformación que no se consiguen por métodos tradicionales, siendo muy útil en **aceros AHSS**.
- Existe un **gran efecto** de la **ley de endurecimiento** utilizada para la determinación de las **curvas FLSC**. Este efecto hace que se obtengan **curvas FLSC diferentes** dependiendo del ensayo de estirado utilizado *Nakajima* o *Marciniak*.
- El **efecto del camino de deformación**, en las **curvas FLSC**, se **minimiza** para **leyes de endurecimiento** que incorporan en su modelo matemático una **tensión de saturación**.

8.1.3. Validación de los criterios de conformabilidad

La validación de los criterios de conformabilidad se ha aplicado a dos procesos de conformado, un proceso simple de embutición profunda y un conformado más complejo (geometría) de un montante abierto. Los resultados obtenidos permiten describir a continuación las conclusiones más relevantes:

- Cuando el fallo es por **estricción**, los criterios de tensión (**FLSC**) predicen mejor el fallo que los criterios de deformaciones, **FLC**.
- Cuando el fallo es por **rotura**, tanto los criterios de deformación (**FLCF**), como los de tensiones (**FLSCF**) **predicen** el **fallo** de forma **similar**, **aproximándose** a los **resultados experimentales**.
- Los **criterios** obtenidos a partir del **ensayo** de estirado *Nakajima* **predicen** mejor el **fallo**, ya sea a **estricción** o **rotura**. La **particularidad** de los **procesos** reales de **conformado**, con **efectos** de **doblado** y **fricción**, hace que el ensayo de *Nakajima* **prevea** mejor el **fallo**, dado que el ensayo **intrínsecamente** tiene estos **efectos**.
- Los **criterios teóricos**, FLC y FLSC, obtenidos a partir del modelo $nR(\epsilon)$, son una **buena aproximación** a los **resultados experimentales**.

8.1.4. Criterios energéticos

El trabajo esencial de fractura proporciona información sobre la resistencia de un material a propagar una grieta, es decir, es una medida de la tenacidad de fractura del material. A partir de la metodología TEF se ha podido establecer una relación entre el trabajo esencial de fractura (w) y el valor de límite de abocardado, representado por el HER. Mediante esta relación se ha podido establecer una primera aproximación para utilizar el método TEF como criterio de fallo en un proceso de conformado como es el abocardado o HET.

De la relación del trabajo esencial de fractura y la abocardabilidad de un material se han extraído las siguientes conclusiones más relevantes:

- En aceros AHSS, en un rango de **resistencia mecánica** de **800 – 1200 MPa**, un **aumento** de **resistencia mecánica** no significa una **disminución** del valor de **HER**.
- En este rango, un **aumento** del valor **HER** viene relacionado con un **aumento** de la **tenacidad** de **fractura**, medida mediante el valor de w_e y **no** por la **ductilidad** del acero.
- La **metodología TEF**, mediante la **suma** del **trabajo esencial de fractura** y **trabajo plástico**, se **postula** como un **criterio energético** de **fallo** en **operaciones** de **conformado**, como por **ejemplo** en un ensayo de **HET**.

8.2. Aplicación de los resultados a la nueva generación de aceros AHSS

En los recientes años ha habido un énfasis en desarrollar nuevos aceros AHSS con mejores propiedades de conformabilidad y buena resistencia. Los denominados aceros AHSS de “Primera Generación”, descritos en esta tesis, que poseían estructuras basadas en ferrita, dieron paso a los aceros AHSS DE “Segunda Generación”, que poseen estructuras basadas en γ -austenita con alto contenido de manganeso como los aceros TWIP (*Twinning Induced Plasticity*). Debido al coste de producción elevado de los aceros de “Segunda Generación”, recientemente se vienen desarrollando los llamados aceros AHSS de “Tercera Generación”, que poseen una combinación de resistencia y ductilidad superior a los aceros AHSS de “Primera Generación”, Figura 8.1 [1].

Los resultados de recientes modelizaciones han mostrado que estos materiales contendrán microestructuras complejas consistentes en fases de alta resistencia (α -ferrita con grano ultrafino, bainita o α' -martensita) y significantes cantidades de fase dúctil y endurecible por deformación (γ -austenita). Los aceros diseñados presentarán combinaciones de resistencia y ductilidad en un rango de 1200 a 2500 MPa (dependiendo del contenido de carbono) y alargamientos superiores al 10 %.

Estas microestructuras multifásicas de estos nuevos aceros hacen pensar que los efectos encontrados en los caminos de deformación para los aceros AHSS de “Primera Generación” se produzcan también y por tanto los criterios de clásicos de conformabilidad basados en los diagramas de deformaciones y

tensiones, FLD y FLSD, no predecirán con precisión el fallo de estos materiales en los procesos de conformado reales. Es por ello, que criterios energéticos y/o la caracterización de la tenacidad de fractura, mediante la metodología TEF, lleven a resultados más satisfactorios que los citados diagramas FLD y FLSD.

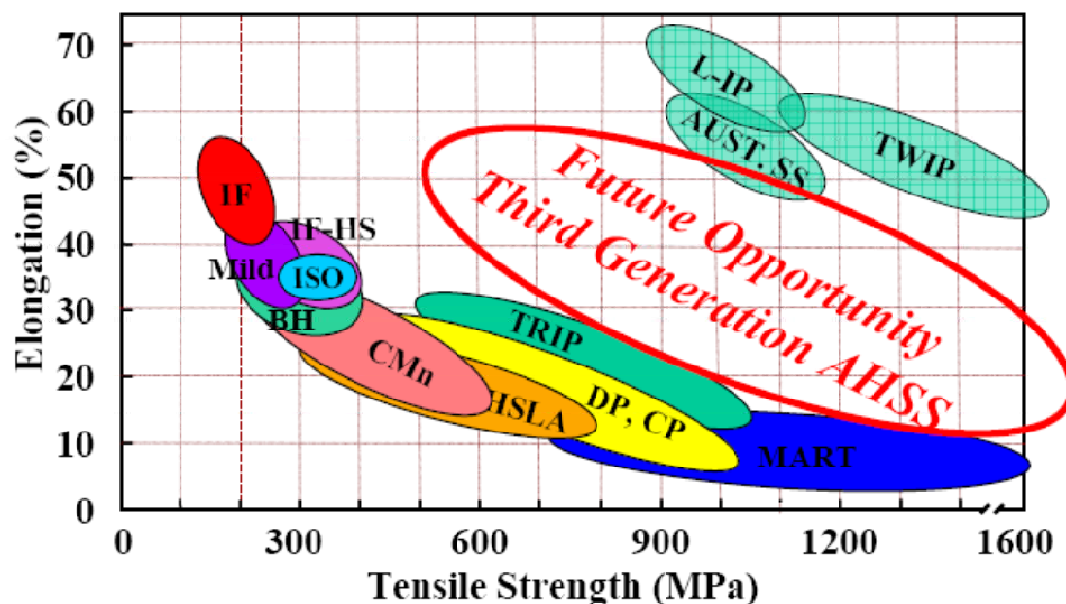


Figura 8.1. Comparación del alargamiento a fractura con la resistencia de los aceros AHSS de “Tercera Generación” [3].

8.3. Acciones futuras

Los criterios de conformabilidad estudiados evidencian una carencia en lo que respecta a un criterio completamente válido para procesos de conformado complejo. Los criterios basados en tensión predicen mejor el fallo del material, aunque su obtención depende de la ley de endurecimiento utilizada. En procesos donde el fallo sea por rotura, los criterios de tensiones y deformaciones se aproximan más a los resultados experimentales.

A la vista de estos resultados, es necesario incorporar criterios energéticos en el que las propiedades intrínsecas del material puedan ser calculadas en diferentes condiciones de ensayo. Tal y como se ha observado el Trabajo Esencial de Fractura (TEF), puede llegar a describir mejor ciertos procesos de conformado, como el caso del ensayo de HET. Aunque se necesita estudiar con exactitud ciertos parámetros de dicho método, como pueden ser: el efecto del radio de la entalla, la predeformación, la velocidad de deformación, etc. todos estos parámetros pueden afectar al resultado del TEF, por lo que su incorporación en la simulación por elementos finitos no es trivial.

Normalmente, en operaciones de conformado de chapas la conformabilidad final está limitada por la estricción localizada. La fractura ocurre en la última etapa de la localización, que se inicia en una región localizada cuando los valores de tensión o deformación alcanzan un nivel crítico. En los últimos años,

numerosos intentos se han llevado a cabo para determinar la deformación de fractura en los procesos de conformado utilizando criterios de fractura dúctil. Los criterios de fractura para procesos metalúrgicos han sido desarrollados mediante la utilización de diversas aproximaciones. La aproximación más común involucra diferentes modelos de iniciación de huecos y su crecimiento, seguido por una coalescencia asociada con fractura dúctil [2]. Otra aproximación usualmente utilizada es que la fractura dúctil sea estimada por las condiciones de tensión y deformación impuestas en los procesos de deformación. En este caso, la nucleación de cavidades se considera proporcional a la deformación plástica equivalente y el crecimiento de cavidades se representa mediante una función de la triaxialidad, η , mientras que la coalescencia de cavidades depende de la tensión de cizalla, τ . Estos criterios no incorporan la tenacidad del material, que como se ha visto, afecta a la propagación de grietas, por lo que también podría influir a la propagación y crecimiento de las cavidades producidas en una fractura dúctil.

Por tanto, las acciones futuras que se podrían derivar de esta tesis doctoral, se pueden resumir de la siguiente forma:

- **Efecto de parámetros** de ensayo en el valor del Trabajo Esencial de Fractura (w_e), como **radio de entalla, predeformación, velocidad de deformación**, etc.
- **Incorporación** de la **metodología TEF** como **criterio de fallo** en la **simulación de procesos de conformado** considerando los efectos anteriores. Dependiendo del proceso de conformado es posible que el valor de w_e a utilizar sea diferente (condiciones del proceso que se asimilen más al ensayo de obtención de w_e).
- Estudio de los **criterios de fractura dúctil y relación con la tenacidad de fractura** del material (mediante el valor de Trabajo Esencial de Fractura, w_e).

Otras consideraciones a tener en cuenta es el efecto de la microestructura, es decir, la relación de los efectos de las características microestructurales en la tenacidad de fractura y conformabilidad. Se ha observado que materiales multifásicos como los aceros CP y TRIP presentan mejores propiedades de conformabilidad y en algunos casos de tenacidad de fractura. Por tanto, el estudio de la influencia de las distintas fases y la interrelación entre fases blandas (α -ferrita y/o γ -austenita) con las fases más duras (bainita y/o α' -martensita) puede ayudar a optimizar los nuevos aceros AHSS de “Tercera Generación” y mejorar sus propiedades de fractura y conformabilidad. Estas consideraciones también abren una nueva vía de estudio, en el que los clásicos criterios de conformabilidad (FLC) tendrán menores consideraciones como criterios de conformabilidad. Por tanto, una segunda vía de estudio será:

- Estudio de las **propiedades de conformabilidad** en aceros **AHSS** de “**Tercera Generación**” e **implementación de criterios energéticos (fractura dúctil y/o metodología TEF)** como **criterio de fallo**.

8.4. Referencias bibliográficas

- [1] A. Haldar, S. Suwas, D. Bhattacharjee. *Microstructure and Texture in Steels and Other Materials*. Springer, 2009.
- [2] F. Ozturk, D. Lee. *Analysis of forming limits using ductile fracture criteria*. Journal of Materials Processing Technology 147, 2004, 397-404.

Lista de Publicaciones

D. GUTIÉRREZ, A. LARA, D. CASELLAS, J.M. PRADO. *Strain path effects on the formability of advanced high strength steels evaluated by stretching tests*. Proceedings of the IDDRG2009 International Conference (ISBN 978-0-615-29641-8), 2009.

D. GUTIÉRREZ, A. LARA, D. CASELLAS, J.M. PRADO. *Effect of strain paths on formability evaluation of TRIP steels*. Advanced Materials Research 89-91, 2010, 214-219.

D. GUTIÉRREZ, A. LARA, D. CASELLAS, J.M. PRADO. *Application of optical strain measuring systems to determine plastic anisotropy and theoretical forming limit curves in AHSS*. Proceedings of the IDDRG2010 International Conference (ISBN 978-3-85125-108-1), 2010.

D. GESTO, D. GUTIÉRREZ, A. LARA, O. CONEJERO, F. BOUZADA, J. VÁZQUEZ, A. CONDE. *Unión de aceros inoxidable austeníticos mediante la novedosa técnica de batimiento por fricción (FSW)*. XI Congreso Nacional de Materiales, 2010.

R. ARIAS, A. PRADA, E. VAAMONDE, A. VANDEWYNCKÈLE, D. GUTIÉRREZ, A. LARA, M. GARCÍA. *Laser welding applied to advanced high strength steels for automotive applications*. Proceedings of the ICALEO2010 International Conference (ISBN 978-0-912035-61-1), 2010.

D. GUTIÉRREZ, J. ESCALER, A. LARA, D. CASELLAS, J.M. PRADO. *Strategies to improve stretch-flangeability in advanced high strength steels*. Proceedings of the IDDRG2011 International Conference, 2011.

A. MATEO, D. GUTIÉRREZ, I.I. PÉREZ, A. LARA, A. ZAPATA, P. RODRÍGUEZ-CALVILLO, G. FARGAS, J. CALVO, D. CASELLAS. *Comportamiento a fractura de aceros metaestables*. XXIX Encuentro del grupo español de fractura (ISSN 0213-3725), 2012, 145-152.

D. GUTIÉRREZ, A. MATEO, P. RODRÍGUEZ-CALVILLO, G. FARGAS, A. LARA, D. CASELLAS, J.M. PRADO. *Conformabilidad de chapas de aceros metaestables*. Proceedings of XII Congreso Nacional de Materiales / XII Congreso Iberoamericano (ISBN 978-84-695-3316-1), 2012

D. GUTIÉRREZ, R. HERNÁNDEZ, A. LARA, D. CASELLAS, M.D. RIERA, J.M. PRADO. *Sheet failure prediction during forming of advanced high strength steels*. Proceedings of 5th Forming Technology Forum 2012. Advanced Failure Prediction Methods in sheet metal forming (ISBN 978-3-906031-06-1), 2012, 93-98.

D. GUTIÉRREZ, LI. PÉREZ, A. LARA, D. CASELLAS, J.M. PRADO. *Toughness evaluation of high strength steels sheets by means of the essential work of fracture*. 19th European Conference on Fracture (ECF19). 2012.

D. GUTIÉRREZ, LI. PÉREZ, A. LARA, D. CASELLAS, J.M. PRADO. *Evaluación del trabajo esencial de fractura en chapa de un acero de alta resistencia de fase dual*. Revista de Metalurgia 48, 2012.