



Estudio de la Recuperación Elástica en Aceros Avanzados de Alta Resistencia de Doble Fase

Yeison Parra Rodríguez

Universidad Nacional de Colombia
Departamento de Ingeniería de Mecánica y Mecatrónica
Bogotá, Colombia

2020

Estudio de la Recuperación Elástica en Aceros Avanzados de Alta Resistencia de Doble Fase

Yeison Parra Rodríguez

Tesis de investigación presentada como requisito parcial para optar al título de:

Magister en Ingeniería Materiales y Procesos

Director:

Ph. D. Rodolfo Rodríguez Baracaldo

Codirector:

Ph. D. José Manuel Arroyo Osorio

Línea de investigación:

Procesos de manufactura.

Grupo de investigación:

Innovación en Procesos de Manufactura e Ingeniería de Materiales

Universidad Nacional de Colombia
Departamento de Mecánica y Mecatrónica
Bogotá, Colombia
2020

*Este trabajo es dedicado
a mi Padre Celestial que me
ha dado esta gran
oportunidad, a mis hijas y a
mis padres, quienes llenaron
de motivación mi corazón
para terminar este proceso en
mi vida.*

Agradecimientos

El autor desea expresar su agradecimiento a Dios por esta promesa más cumplida, a mi abuela, padres y mis hijas por su amor, apoyo, sacrificio, comprensión y compañía. Al Doctor Rodolfo Rodríguez Baracaldo director de este trabajo por el apoyo incondicional, la asesoría, amistad y por creer en mí en un momento crucial de mi vida.

A Marcela Roberto Ferreira, mi pareja, quién ha estado presente con su apoyo y dedicación incondicional al retomar este proceso, acompañando las largas noches de lectura y escritura e impulsando permanentemente el alcance de esta importante meta.

Al estudiante de ingeniería mecánica Christian Camilo Sánchez García en su continua ayuda durante las pruebas de doblado en V, Al doctor José Manuel Arroyo Osorio por su aprecio y apoyo en este proceso.

Resumen

El interés de los fabricantes de automóviles en reducir el peso en las partes estructurales del vehículo para satisfacer las políticas de consumo de combustible y mejorar la seguridad en colisiones, los han llevado a la búsqueda de nuevos materiales, hallando una gran oportunidad en los aceros avanzados de alta resistencia AHSS, como el acero de doble fase. Los procesos de conformado de varios componentes de chapa metálica de aceros de doble fase, exhiben una notable variación de la geometría después de la deformación plástica. Sin embargo, el fenómeno de la recuperación elástica y la influencia del cambio en su microestructura mediante tratamientos térmicos Intercríticos no han sido ampliamente estudiados.

En el presente trabajo, se estudia la sensibilidad de la recuperación elástica bajo el efecto del cambio de propiedades mecánicas, por medio de tratamientos térmicos Intercríticos a través de ensayos experimentales de tracción uniaxial y anisotropía plástica con deformaciones entre 8 y 12%; para ello, se prepararon probetas a 0°, 45° y 90° respecto al sentido de laminación y ensayo de doblado en forma de V, midiendo el ángulo de doblado después de retirada la carga, utilizando un transportador de ángulos y verificando con mediciones en fotografías en un editor de gráficos. Bajo los resultados experimentales se implementó un modelo por elementos finitos que integra el modelo constitutivo de fluencia de anisotropía de Hill 1948, y endurecimiento isotrópico para la predicción de la recuperación elástica. Además, se investiga la capacidad de predicción de los modelos de Hill-48 y Barlat-89 de la variación del esfuerzo de fluencia y anisotropía plástica, con respecto al ángulo desde la dirección de laminación a las direcciones de 0°, 45° y 90°.

Los resultados revelan un cambio en la recuperación elástica con relación al aumento de la proporción de la martensita en la microestructura del acero de doble fase, debido a la influencia de los tratamientos térmicos en el material y el aumento de su resistencia, así como la reducción de su ductilidad frente al material en su estado inicial. Adicionalmente, los valores de anisotropía y esfuerzo de fluencia a diferentes direcciones del material presentan cambios.

Palabras Clave: Recuperación elástica, Aceros Avanzados de Alta resistencia, Doble Fase, Tratamientos térmicos, Hill-48, Barlat-89.

Abstract

The interest of car manufacturers in reducing the weight of the structural parts of the vehicle to satisfy fuel consumption policies and improve safety in collisions, have led them to search for new materials, finding a great opportunity in advanced high strength steels (AHSS), such as dual phase steel. The forming processes of various sheet metal components of dual phase steels exhibit a notable variation in geometry after plastic deformation. However, the phenomenon of springback and the influence of change on its microstructure through Intercritical heat treatments have not been widely studied.

In the present work, the sensitivity of springback under the effect of the change of mechanical properties is studied, by means of Intercritical heat treatments through experimental tests of uniaxial traction and plastic anisotropy with strains between 8 and 12%; For this, specimens were prepared at 0 °, 45 ° and 90 ° with respect to the rolling direction and V-shaped bend test, measuring the bend angle after the load was removed, using an angle protractor and verifying with measurements on photographs in a graphics editor. Under the experimental results, a finite element model was implemented that integrates the constitutive model of Hill 1948's anisotropy and isotropic hardening for the prediction of springback. In addition, the predictive capacity of the Hill-48 and Barlat-89 models of the yield stress variation and plastic anisotropy, with respect to the angle from the rolling direction to the directions of 0 °, 45 ° and 90°, is investigated.

The results reveal a change in the springback in relation to the increase in the proportion of martensite in the microstructure of double-phase steel, due to the influence of heat treatments on the material and the increase in its resistance, as well as the reduction of its ductility against the material is its initial state. Additionally, the values of anisotropy and yield stress in different directions of the material show changes.

Keywords: Springback, Advanced High strength steels, Dual Phase, Intercritical heat treatments, Hill-48, Barlat-89.

Tabla de contenido

Resumen	VIII
Abstract.....	IX
Tabla de contenido.....	X
Índice de figuras.....	VIII
Índice de tablas	VIII
Introducción.....	9
Antecedentes	11
Justificación.....	12
Hipótesis.....	15
Objetivos	15
Objetivo general.....	15
Objetivos específicos.....	15
1. Marco teórico	16
1.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).....	16
1.2 Acero doble fase (DP).....	17
1.2.1 Aplicaciones de aceros DP.....	21
1.3 Caracterización mecánica a tracción uniaxial	22
1.4 Deformación Elástica.	24
1.5 Deformación Plástica.	24
1.6 Anisotropía plástica uniaxial.	24
1.7 Anisotropía plástica biaxial.	29
1.8 Fenómeno de la recuperación elástica	32
1.8.1 Mecánica y terminología de la recuperación elástica.....	34
1.9 Conformabilidad de los aceros avanzados de alta resistencia.....	36
1.9.1 Ensayos de conformabilidad para caracterización de la recuperación elástica.....	37
1.10 Modelos de materiales	41
1.10.1 Coeficiente de endurecimiento n.....	41
1.10.2 Modelos Constitutivos de materiales	42
1.10.3 Criterio de fluencia para materiales isotrópicos y anisotrópicos.....	42
1.10.4 Criterio de fluencia de Hill.....	43

1.10.5	Criterio de fluencia Hosford	48
1.10.6	Criterio de fluencia Barlat- Lian 1989.....	48
1.10.7	Criterio de Barlat 2000 (Yld2000-2d)	49
1.10.8	Criterio de fluencia BBC'2005	50
1.11	Endurecimiento isotrópico y cinemático	51
1.11.1	Endurecimiento isotrópico.....	51
1.11.2	Endurecimiento cinemático	53
1.11.3	Modelo cinemático de endurecimiento anisótropo transversal	54
1.12	Caracterización microestructural.....	56
2.	Procedimiento experimental.....	58
2.1	Material de estudio.....	58
2.2	Composición química	59
2.3	Tratamiento térmico	59
2.4	Ensayo de tracción uniaxial.....	60
2.5	Determinación anisotropía plástica	62
2.5.1	Cálculo de anisotropía normal y planar (r y Δr).....	64
2.6	Ensayo de doblado en V.....	64
2.7	Caracterización microestructural.....	66
3.	Caracterización microestructural y mecánica.....	68
3.1.	Análisis químico.....	68
3.2	Análisis metalográfico	69
3.2.1	Micrografías tomadas en microscopia electrónica de barrido	69
3.2.2	Cálculo de fracción en volumen y tamaño de grano de martensita	72
3.2.	Ensayos de tracción uniaxial	75
3.3.	Anisotropía plástica.....	77
3.4.	Ensayo de Doblado en V.....	81
3.5	Análisis microestructural.....	84
4	Modelos constitutivos de fluencia y predicción de recuperación elástica	86
4.1	Procedimiento estimación esfuerzo de fluencia, coeficiente de anisotropía y superficie de fluencia.....	87
4.2	Predicción de esfuerzo de fluencia, coeficiente de anisotropía y superficie de fluencia	87

4.3	Implementación numérica	94
4.3.1	Endurecimiento isotrópico multilineal.....	95
4.3.2	Implementación numérica de anisotropía de Hill.....	96
4.3.3	Condiciones iniciales y restricciones	97
4.3.4	Convergencia de malla	100
4.4	Resultados.....	101
	Conclusiones.....	105
	A. Anexo: Certificado material DP	109
	Referencias bibliográficas.....	109

Índice de figuras

Figura 1- 1 FSV utilización de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) (Autosteel, 2013).....	13
Figura 1- 2 Clasificación de aceros AHSS en función de sus propiedades mecánica (Keeler y Kimchi, 2014.)	17
Figura 1- 3 Esquema de la microestructura de un acero DP que muestra ferrita y martensita (Kang et al, 2013)	17
Figura 1- 4 Tratamientos térmicos convencional para obtener aceros de fase dual. (Zhu, X., Wang, L. (2003)	18
Figura 1- 5 Propiedades mecánicas en función de la fracción en volumen de martensita (S. Allain,2012).....	19
Figura 1- 6 Valores de esfuerzo vs deformación (Konieczny, 2003)	20
Figura 1- 7 Comparación de la curva σ - ϵ de un acero DP con un HSLA. (Konieczny, 2003).....	20
Figura 1- 8 Aplicación de aceros doble fase en “space frame” (Gomes et al., 2005)	21
Figura 1- 9 Aplicación de aceros doble fase en estructura de asientos y rines (Gomes et al., 2005)	22
Figura 1- 10 Ensayo de tracción uniaxial	22
Figura 1- 11 Curva tensión-deformación.....	23
Figura 1- 12 Medición de la deformación durante el ensayo de esfuerzo biaxial (Banabic, 2010).....	29
Figura 1- 13 Ensayo de esfuerzo biaxial (Xue, Liao, Vincze, Pereira, & Barlat, 2016)	31
Figura 1- 14 Ensayo de membrana (Chen et al., 2018)	31
Figura 1- 15 Ensayo de expansión de agujero (Xu et al, 2012)	32
Figura 1- 16 Representación esquemática de la recuperación elástica (Sarikaya, 2008).....	34
Figura 1- 17 Ensayos experimentales para el estudio de la recuperación elástica en chapa metálica (Tekiner, 2004)	37
Figura 1- 18 Ensayo de doblado por estiramiento (Ouakdi, et al., 2012)	38
Figura 1- 19 Ensayo de doblado por estiramiento, a) Caso de mordaza de retención abajo, b) Caso de mordaza de retención arriba (Ouakdi, et al., 2012)	39
Figura 1- 20 Pasos de la secuencia de deformación en el ensayo de bending-reverse vending: a) inicio del doblado. b) doblado L. c) cambio de posición lamina después de doblado. d) redoblado de lámina. Gau y Kinzel (Burchitz, 2008)	40
Figura 1- 21 Esquema de prueba draw-bend para predecir la recuperación elástica (Burchitz, 2008).....	41
Figura 1- 22 Superficie de fluencia de Von Mises (Mises, 1913)	43
Figura 1- 23 Modelo de endurecimiento isotrópico (Yoshida & Uemori, T, 2002).....	52
Figura 1- 24 Predicción de la curva tensión-deformación por los modelos de endurecimiento isotrópico sin consideración del efecto Bauschinger (Yoshida & Uemori, 2002).....	53
Figura 1- 25 Modelo de endurecimiento cinámico (Mattiasson, 2008)	54

Figura 1- 26 Modelo cinemático de endurecimiento anisótropo transversal:(a) dos superficies, (b) superficial endurecimiento no lineal $\sigma\epsilon$ se define en un espacio de esfuerzos, y (c) endurecimiento lineal (Chongthairungruang et al, 2013)	56
Figura 2- 1 Metodología experimental	58
Figura 2- 2 Horno Thermolyne 1300 empleado	59
Figura 2- 3 Representación esquemática de los ciclos térmicos para el acero de fase dual 580	60
Figura 2- 4 Dirección de laminación	61
Figura 2- 5 Dimensiones de la probeta para ensayo de uniaxial.....	62
Figura 2- 6 Probetas anisotropía plástica para cada orientación	63
Figura 2- 7 Ensayo de doblado V	65
Figura 2- 8 Medición mediante transportador de ángulos	65
Figura 2- 9 Medición mediante editor de gráficos	66
Figura 2- 10 Sección de corte de probeta para microscopia	67
Figura 3- 1 Microestructura del acero doble fase 580 en estado inicial: a)10000x, b)5000x y c) 2000x.....	70
Figura 3- 2 Microestructura del acero doble fase 580 con tratamiento térmico 760°C: a)10000x, b)2000x	71
Figura 3- 3 Microestructura del acero doble fase 580 con tratamiento térmico 820°C	72
Figura 3- 4 Fracción de martensita del acero doble fase 580 en a) Estado inicial b) Tratamiento térmico 760°C y c) Tratamiento térmico 820°C.....	74
Figura 3- 5 Curva Esfuerzo-Deformación de ensayo de tracción en los aceros DP estudiados.....	76
Figura 3- 6 Curva Esfuerzo-Deformación verdadera de ensayo de tracción en los aceros DP estudiados.....	76
Figura 3- 7 Curva Esfuerzo-Deformación real para cada orientación para el acero DP sin TT.....	78
Figura 3- 8 Curva Esfuerzo-Deformación para cada orientación para el acero DP 760°C	78
Figura 3- 9 Curva Esfuerzo-Deformación para cada orientación para el acero DP 820°C	79
Figura 3- 10 Recuperación elástica en función de la orientación de laminado para cada material investigado	83
Figura 3- 11 Zonas Micrografías después del conformado, a) zona comprimida b) zona estirada	84
Figura 3- 12 Fotografías de la microestructura de acero DP con doblado en V con orientación: a) 0° zona a compresión; b) 0° zona a tracción; c) 45 ° zona a compresión; d) 45° zona a tracción; e) 90 ° zona a compresión; f) 90° zona a tracción.	85
Figura 4- 1 Metodología de predicción de modelos	87
Figura 4- 2 Comparación experimental y predictiva del esfuerzo de fluencia según la dirección de laminado para los aceros DP en su a) estado inicial, b) 760°C y c) 820°C .	89

Figura 4- 3 Comparación experimental y predictiva del coeficiente de anisotropía según la dirección de laminado para los aceros DP en su a) estado inicial, b) 760°C y c) 820°C.....	91
Figura 4- 4 Predicción de contorno de superficie de fluencia con Hill-48, Barlat-89 y puntos experimentales para los aceros DP estado inicial, 760°C y 820°C.....	94
Figura 4- 5 Geometría PLANE 182 (Sharcnet, 2019).....	98
Figura 4- 6 Geometría de módelo de doblado en V	98
Figura 4- 7 Convergencia de malla.....	101
Figura 4- 8 Distribución esfuerzos equivalente de von mises después de la recuperación elástica.....	101
Figura 4- 9 Distribución equivalente de deformación plástica después de la recuperación elástica.....	102
Figura 4- 10 Desplazamientos en Y.....	103
Figura 4- 11 Recuperación elástica mediante elementos usando el modelo Hill-48 y resultado experimental para el acero DP580 en su estado inicial.....	104

Índice de tablas

Tabla 3- 1 Composición química DP580	68
Tabla 3- 2 Proporción de martensita en área para cada uno de los materiales estudiados	73
Tabla 3- 3 Tamaño de grano martensita.....	75
Tabla 3- 4 Propiedades mecánicas de los aceros estudiados	77
Tabla 3- 5 Esfuerzo de fluencia para el acero DP580 con 8% deformación.....	80
Tabla 3- 6 Coeficientes de anisotropía plástica para el acero DP580 con 8% deformación	80
Tabla 3- 7 Coeficientes de anisotropía plástica para el acero DP580 con 12% deformación	80
Tabla 3- 8 Recuperación elástica para cada dirección para el acero DP580 en estado entrega.....	82
Tabla 3- 9 Recuperación elástica para cada dirección para el acero DP580 con tratamiento térmico 760°C.....	82
Tabla 3- 10 Recuperación elástica para cada dirección para el acero DP580 con tratamiento térmico 820°C.....	82
Tabla 4- 1 Parámetros calculados de anisotropía de Hill-48 para aceros doble fase en estado inicial, 760°C y 820°C	92
Tabla 4- 2 Parámetros calculados de Barlat-89 para aceros doble fase en estado inicial, 760°C y 820°C	92
Tabla 4- 3 Datos suministrados de esfuerzos y deformaciones verdaderas para el material fase dual estado inicial.....	96
Tabla 4- 4 Relaciones de anisotropía plástica para criterio de Hill-48.....	97
Tabla 4- 5 Desplazamientos del punzón.....	99
Tabla 4- 6 Resultados de la convergencia de malla	100

Introducción

En los últimos años los fabricantes de automóviles han innovado en los materiales empleados. Entre estas innovaciones se cuenta con los Aceros Avanzados de Alta Resistencia por sus siglas en inglés AHSS (Advanced High Strength Steels), entre estos aceros se destacan los de doble fase ferrita-martensita, DP (Dual Phase) siendo utilizados en mejorar la seguridad en colisiones de diversas partes estructurales de vehículos, reducir los niveles de consumo de combustible y las emisiones de gases.

Los aceros de doble fase poseen una matriz ferrita con secciones de martensita en forma de islas; el resultado de producir una fase blanda y dúctil como la ferrita con una fase dura y frágil como la martensita permite lograr una buena conformabilidad. Nuevos aceros como los mencionados anteriormente proveen una serie de ventajas que, sin duda, crean de manera explícita la necesidad de producir nuevas investigaciones proporcionando conocimiento con referencia a su comportamiento en los procesos de conformado.

La industria automotriz particularmente presenta gran interés en lo que respecta a la obtención de piezas por estampado. Sin embargo, uno de los problemas principales en el conformado de chapa de aceros avanzados de alta resistencia es el fenómeno de la recuperación elástica, entendida como un cambio elástico que ocurre en un elemento deformado durante la eliminación de las cargas externas. Siendo un fenómeno físico complejo que se rige principalmente por el estado de tensión obtenido al final de la deformación, que por lo general es indeseable, ya que provoca problemas por cambios dimensionales y operaciones posteriores.

El fenómeno de recuperación elástica se produce comúnmente en el doblado de lámina después de retirada la carga, donde el material intenta recuperar su forma original. El doblado es un proceso de conformado en el que se ubica una lámina de metal en una matriz de forma predeterminada, donde la lámina se dobla bajo la fuerza ejercida por un

punzón a medida que se desplaza en un movimiento vertical. En el doblado, la recuperación elástica se puede definir en términos de relación de ángulos, entre el ángulo de plegado producido y deseado. Dada la importancia y complejidad de la recuperación elástica, se han realizado diversas investigaciones para analizar dicho fenómeno de manera analítica, experimental y numérica para diferentes formas, parámetros del material y de proceso.

La presente investigación tiene como objetivo analizar experimental y computacionalmente el fenómeno de la recuperación elástica mediante el aumento de la fracción en volumen de martensita, a partir de la aplicación de tratamientos térmicos Intercríticos en un acero de doble fase comercial DP580.

El presente trabajo de tesis está dividido en 5 capítulos, los cuales se desarrollan de la siguiente forma:

- Los capítulos 1 y 2 presentan: introducción, antecedentes y justificación del trabajo, así mismo una revisión bibliográfica del estado del arte de los aceros de doble fase, procesos de conformabilidad y aplicación de modelos constitutivos en la predicción de la recuperación elástica.
- El capítulo 3 describe de forma detallada el procedimiento utilizado para los ensayos experimentales en este trabajo de tesis; incluyendo las características de las probetas utilizadas, los parámetros de cada ensayo y características de los equipos.
- En el capítulo 4 se presentan los resultados y análisis respectivos para las microestructuras obtenidas de forma posterior a los tratamientos térmicos Intercríticos, también la caracterización mecánica, los valores de anisotropía plástica y recuperación elástica.
- El capítulo 5 habla del estudio de los modelos constitutivos de anisotropía plástica de Hill 48 y Barlat 89, e implementación numérica del ensayo de doblado en V para predecir la recuperación elástica por medio de software ANSYS19 ACADEMIC.

Antecedentes

En las últimas décadas los aceros avanzados de alta resistencia “AHSS” han encontrado aceptación en el desarrollo de diferentes componentes en la industria del automóvil, debido a que proporcionan buena conformabilidad, alta resistencia con una relación de bajo peso frente a los aceros alta resistencia y baja aleación (HSLA, por sus siglas en inglés) y aceros de alta resistencia (HSS, por sus siglas en inglés) (Lagneborg, 1991). Sin embargo, uno de los problemas principales en el conformado de chapa de aceros avanzados de alta resistencia como los aceros de doble fase es el fenómeno de la recuperación elástica.

Las primeras soluciones analíticas para determinar la predicción de la recuperación elástica en materiales se realizaron utilizando métodos analíticos. En general, la solución analítica para condiciones de flexión pura relaciona cambiando el radio de curvatura en función del cambio del espesor bajo la hipótesis de un material elástico-plástico perfectas por los autores (Gardiner, 1957), (Queener, 1968), (Chan & Wang, 1999) y (Yu & Zhang, 1996). Otros desarrollos contienen soluciones de flexión con tensión de acuerdo con (Baba & Tozawa, 1964), (Zhang & Lee, 1995), (Chan & Wang, 1999), (Tozawa, 1990) donde mostraron la influencia de módulo de elasticidad, exponente de endurecimiento por deformación, espesor y resistencia a la fluencia.

Los autores Cleveland y Ghosh (2002) explicaron que la deformación de la recuperación elástica es una deformación que se desarrolla durante la carga y descarga de una fuerza aplicada en el material, que conduce a un comportamiento de histéresis (pérdida de energía) en los metales. Consecuentemente, la magnitud de la recuperación elástica es aproximadamente proporcional a la relación entre el esfuerzo residual que ocurre después de que se forma y el módulo elástico del material. Este fenómeno es especialmente problemático en el caso de aceros avanzados de alta resistencia, como resultado a las altas esfuerzos residuales.

Recientemente, la simulación por medio de elementos finitos ha sido ampliamente aplicado para describir el efecto de la recuperación elástica, incluyendo el comportamiento en la conformación de chapa metálica AHSS (Fe & Hodgson, 2006), (Banu et al., 2006). Los autores Gomes et al. (2005) observaron que la anisotropía del material o la orientación de

la lámina de acero con respecto a la dirección de la carga principal, es el factor vital para la determinación de la recuperación elástica en aceros avanzados de alta resistencia AHSS. Otros autores utilizaron procedimientos estadísticos con el fin de minimizar la cantidad de la recuperación elástica para TRIP (Transformation induced plasticity) y aceros DP (Asgari et al., 2008) y (Chen & Koc, 2007).

Con el rápido aumento de la potencia de cálculo, métodos de elementos finitos (FEM) para el análisis y la predicción de la recuperación elástica se han vuelto más atractivo. Recientemente, en los trabajos de Chongthairungruang et al. (2012), Chongthairungruang et al. (2013) utilizó los modelos anisotrópicos de Hill-48, criterio de fluencia Barlat 2000 y el modelo de endurecimiento cinemático para comparar el efecto de la recuperación elástica en aceros DP, mediante el ensayo experimental doblado en U y análisis de elementos finitos. De acuerdo con Lim et al. (2012) expuso las primeras observaciones de la recuperación elástica en función del tiempo, en particular, en los aceros DP 600, DP 800, DP 980, y TRIP 780. Realizando pruebas de doblado (Draw-Bend) y simulaciones por elementos finitos en los AHSS, comprobó un aumento lineal de los ángulos de recuperación elásticas al transcurrir el tiempo de días o semanas. Por último, los autores Wagoner et al. (2012) realizaron una revisión bibliográfica de temas avanzados de recuperación elástica.

Justificación

En las últimas décadas los fabricantes de automóviles en el mundo trabajan para satisfacer los nuevos requisitos de la economía del combustible, es evidente que la utilización de nuevos materiales es un factor importante en la reducción de masa, Incrementar los niveles de seguridad garantizando mayor resistencia en escenarios de colisiones, optimizar el rendimiento del combustible logrando así reducir proporcionalmente sus niveles de consumo, lo cual redundaría en una significativa disminución en cuanto a emisiones de gases de invernadero, (GEI O CO₂). Hoy en día, la masa de un vehículo típico ligero es de aproximadamente un 58 por ciento de acero (Lagneborg, 1991), (Mori et al., 2010).

En consecuencia, los avanzados de alta resistencia, como los aceros DP (doble fase) son los materiales con más rápido crecimiento en los nuevos vehículos. El uso de AHSS reduce el peso estructural de un vehículo hasta el 25 por ciento y produce hasta un 15 por ciento menos de emisiones de CO₂ que cualquier otro material utilizado. En el futuro, el programa FutureSteelVehicle (FSV) tiene una propuesta de 2015- 2020 reducir en un 35 por ciento

la masa de vehículos y reducir casi un 70 por ciento las emisiones de dióxido de carbono en el ciclo de vida, utilizando aceros avanzados de alta resistencia en el marco estructural en 4 vehículos diferentes, como se muestra en la figura 1-1 (Autosteel, 2013).

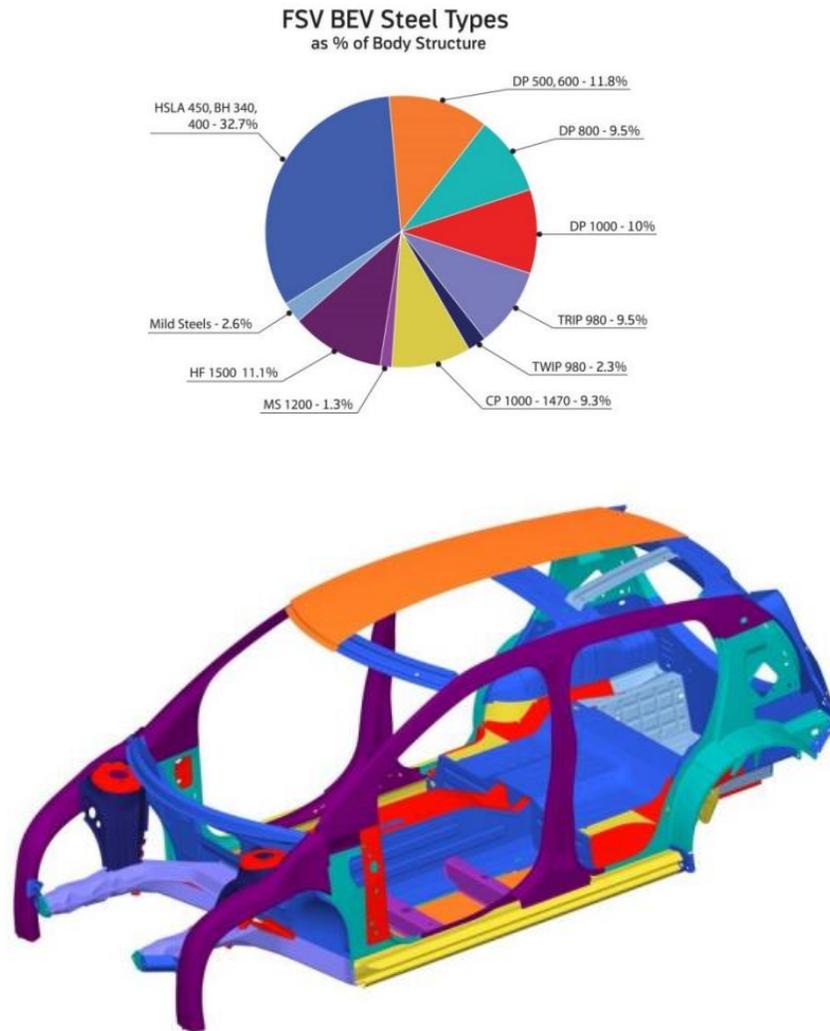


Figura 1- 1 FSV utilización de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) (Autosteel, 2013)

No obstante, uno de los principales problemas en el conformado de componentes de chapa metálica es la recuperación elástica. Cuando la pieza de trabajo se separa de la herramienta, los esfuerzos residuales en la pieza se liberan y afecta seriamente la exactitud dimensional. Por esta razón es muy importante el estudio de las propiedades mecánicas y características de los aceros de doble fase.

Por muchos años, los científicos han empleado diversidad de ensayos y métodos analíticos en diferentes materiales, haciendo un esfuerzo por revelar el fenómeno de la recuperación elástica. Primordialmente hablamos de el efecto de recuperación elástica en los Aceros Avanzados de Alta Resistencia como un fenómeno indeseable, entendiéndose como un cambio de carácter elástico que se presenta cuando un elemento se somete a una transformación drástica en su forma, al eliminar las cargas externas. Dicho fenómeno físico de características complejas se constituye principalmente por el estado de tensión de la fase final del proceso de deformación, que en contextos generales no es algo que se quiera obtener ya que puede traer consigo problemas relacionados con dimensiones, desmontajes y soldadura.

Materiales como los Aceros Avanzados de Alta Resistencia, presentan una serie de fenómenos durante el proceso de conformado de chapa. Primordialmente hablamos de el efecto de recuperación elástica, entendiéndose como un cambio de carácter elástico que se presenta cuando un elemento se somete a una transformación drástica en su forma, al eliminar las cargas externas. Dicho fenómeno físico de características complejas, se constituye principalmente por el estado de tensión producto de la fase final del procedimiento de deformación, que en contextos generales no es algo que se quiera obtener ya que puede traer consigo problemas relacionados con dimensiones, desmontajes y soldadura.

La incertidumbre existente acerca de la recuperación elástica y el control de calidad crece entre los fabricantes de automóviles con el uso de materiales de alta resistencia y bajo peso; esto es debido a la ausencia de mecanismos de predicción de la recuperación elástica y carencia de conocimiento en la conformación de los aceros AHSS en comparación del acero suave. Por lo tanto, es fundamental conocer sus propiedades, para asegurar la continuidad del uso del material en todo el proceso de desarrollo y así disminuir gran porcentaje de los errores que genera el efecto de la recuperación elástica.

Hipótesis

El fenómeno de la recuperación elástica en aceros avanzados de alta resistencia AHSS como los aceros de doble fase, es predecible utilizando los modelos constitutivos de endurecimiento del material y evaluando el cambio de anisotropía plástica en función de la orientación del material respecto al laminado.

Objetivos

El objetivo principal de este trabajo es generar conocimiento para comprender los fenómenos físicos que se observan durante la deformación en el acero de doble fase mediante el análisis de las propiedades mecánicas, conformabilidad y elementos finitos utilizando un modelo constitutivo de material. Además, conocer el cambio microestructural de la martensita después de realizar tratamientos térmicos Intercríticos.

Objetivo general

Estudiar el fenómeno de la recuperación elástica de aceros avanzados de alta resistencia de doble fase durante la conformación plástica.

Objetivos específicos

- Analizar y evaluar el estado del arte de la conformabilidad y la recuperación elástica de los aceros avanzados de alta resistencia de doble fase.
- Caracterizar las propiedades mecánicas que influyen en la conformabilidad de un acero doble fase.
- Identificar parámetros de conformabilidad del acero de doble fase mediante ensayos de conformado.
- Plantear un modelo constitutivo que permita incluir las características microestructurales y mecánicas evaluadas.

1.Marco teórico

1.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)

En las últimas décadas los fabricantes de automóviles han innovado en los materiales empleados. Entre estas innovaciones se cuenta con los Aceros Avanzados de Alta Resistencia por sus siglas en inglés *AHSS (Advanced High Strength Steels)*. Actualmente son utilizados en diversas partes estructurales de vehículos, tales como, refuerzo montante, refuerzo longitudinal y refuerzo lateral etc. ya que se caracterizan por poseer una alta rigidez, absorción de energía y alta capacidad para no deformarse. Además, poseen límites elástico superior a los 500 MPa y esfuerzo de rotura mayor a 700 MPa (Autosteel, 2013), (Lagneborg, 1991). Las elevadas propiedades mecánicas de estos aceros permiten realizar diferentes componentes con espesores más delgados, lo que se refleja en términos de masa, ahorro de consumo de combustible e incremento de las propiedades frente a impacto.

La principal diferencia entre los aceros convencionales HSS (*High-Strength Steels*) y los avanzados AHSS (*Advanced High Strength Steel*) se limita en su microestructura. Los aceros rápidos HSS presentan una única fase con una estructura ferrítica, entre tanto los aceros AHSS poseen una estructura de distintas fases, que pueden contener ferrita, martensita, bainita, y/o austenita retenida en cantidades suficientes para originar diferentes propiedades mecánicas, dentro de esta familia se encuentran los aceros DP (Dual Phase), aceros CP (Complex Phase), aceros TRIP (Transformation Induced Plasticity), aceros TWIP (Twinning Induced Plasticity) entre otros (Keeler y Kimchi, 2014.). Ciertos aceros AHSS poseen un mayor potencial de endurecimiento por deformación que definen principalmente en un aumento en las propiedades de resistencia-ductilidad superiores a los aceros convencionales. A continuación, se muestra diferentes tipos de aceros avanzados de alta resistencia, donde la designación es según la estructura que posee y sus propiedades mecánicas de límite elástico y porcentaje de deformación total.

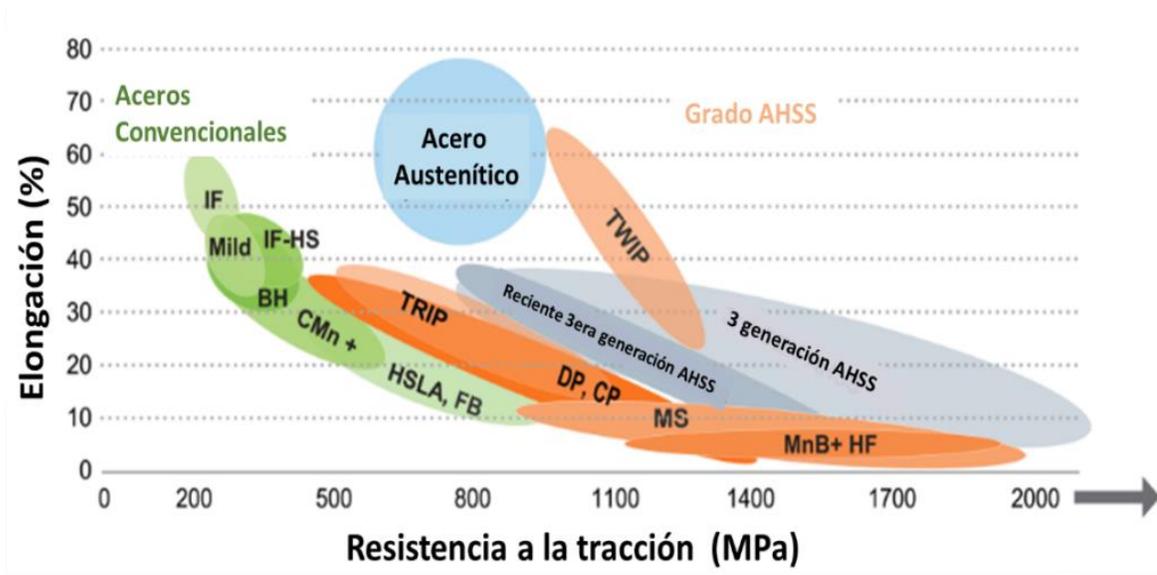


Figura 1- 2 Clasificación de aceros AHSS en función de sus propiedades mecánicas (Keeler y Kimchi, 2014.)

1.2 Acero doble fase (DP)

Los aceros de fase dual (DP) están dentro del grupo de los aceros avanzados de alta resistencia, y se caracterizan por poseer una microestructura ferrítica con secciones de una segunda fase martensítica, en forma de “islas” (Kang et al, 2013).

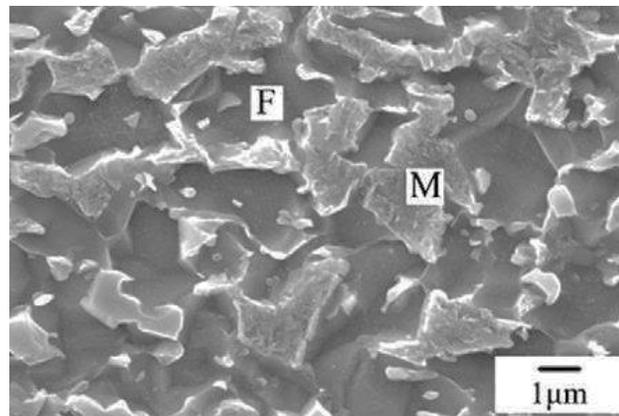


Figura 1- 3 Esquema de la microestructura de un acero DP que muestra ferrita y martensita (Kang et al, 2013)

Los aceros de fase dual pueden obtenerse mediante los procesos de producción tales como laminado en caliente, laminado en frío, con tratamientos térmicos en continuo o por lotes; la mayoría de estos contienen ferrita, perlita y carburos de hierro en los límites de grano en su microestructura. Los aceros DP se calientan dentro del rango de temperatura intercrítica Ac_1 y Ac_3 que se encuentra en el campo $\alpha + \gamma$ (austenita+ferrita) en el diagrama de fase $Fe - C$. Posteriormente, a través del enfriamiento rápido, la austenita comienza a transformarse en martensita cuando la temperatura alcanza la temperatura M_s (Zhu, X., Wang, L, 2003), (M.S. Niazi, 2012), (C. Landron, 2013).

Dentro de la composición química en los aceros es muy importante el contenido de carbono ya que este actúa como estabilizador de austenita la cual a su vez, incide en la formación de martensita. Sin embargo, el carbono no es el único que afecta las propiedades mecánicas del acero, aleantes como por ejemplo el magnesio (Mg), retardan la formación de bainita y perlita asegurando la templeabilidad suficiente para la formación de martensita durante el enfriamiento. El silicio (Si), en este caso promueve la formación de ferrita y una distribución fina de martensita en la matriz ferrítica; el Cromo (Cr) por su parte, promueve la formación de granos refinados de ferrita y una distribución uniforme de las fases. Por último, el Molibdeno (Mb) junto con el Niobio (Nb) facilitan el control de la fracción del volumen de martensita y el crecimiento de los granos a la hora de realizar el proceso termomecánico (Neil, T., 2011), (Gutiérrez, A. L., 2013).

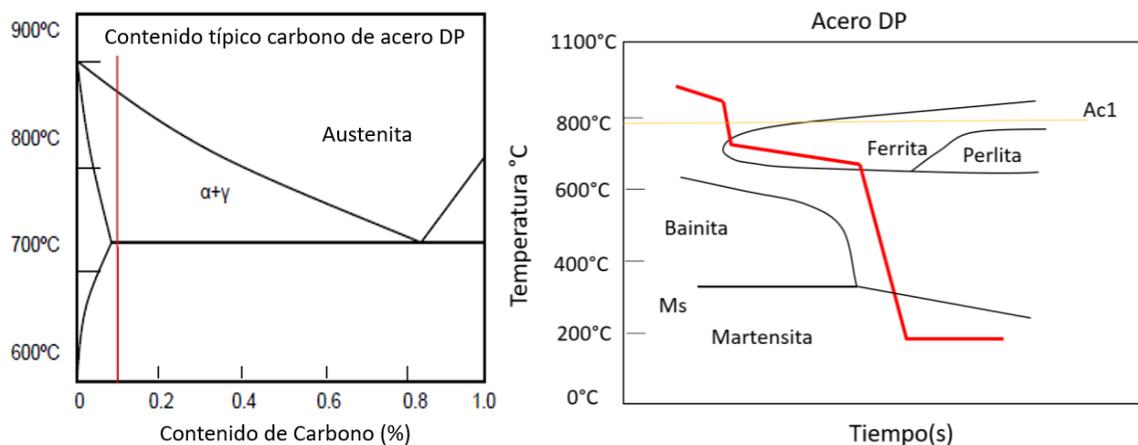


Figura 1- 4 Tratamientos térmicos convencional para obtener aceros de fase dual. (Zhu, X., Wang, L. (2003)

La variación de la proporción y las características microestructurales de la distribución de martensita en el acero DP, afectan las propiedades mecánicas macroscópicas como la resistencia a la tracción y la deformación. Según la cantidad de martensita presente en la microestructura se obtienen valores de resistencias entre 600 a 1000 MPa (S. Allain,2012), (ArcelorMittal, 2015).

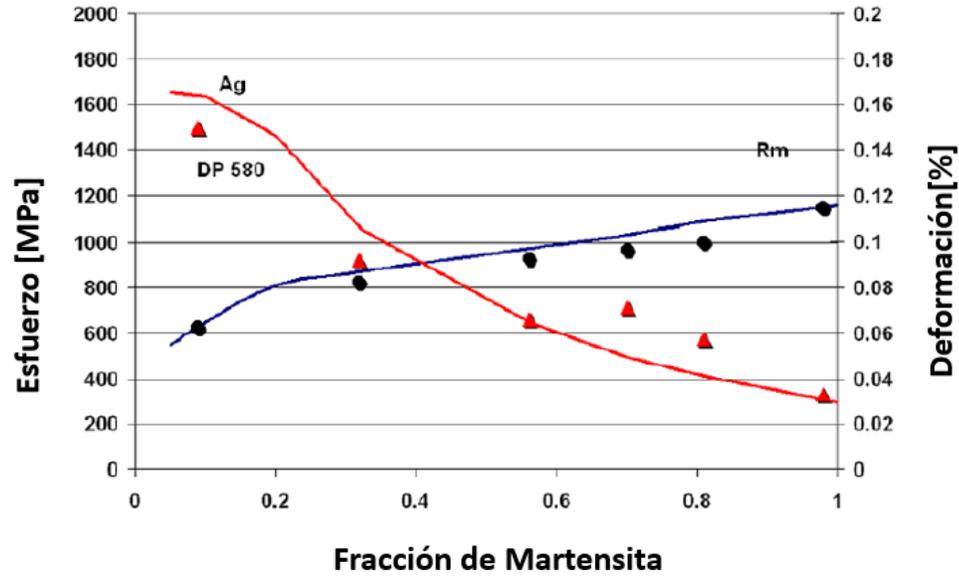


Figura 1- 5 Propiedades mecánicas en función de la fracción en volumen de martensita (S. Allain,2012)

Como es de pleno conocimiento la fase blanda ferrítica es generalmente continua, dando a estos aceros excelente ductilidad. En el momento en que estos aceros se deforman, la deformación se concentra en la fase ferrita en torno de las islas de martensita, creando una alta tasa de endurecimiento por deformación exhibida por estos aceros (Konieczny, 2003). En la figura 1-6 se observa un esquema del rango de valores del esfuerzo a la tracción comparado con el porcentaje de deformación.

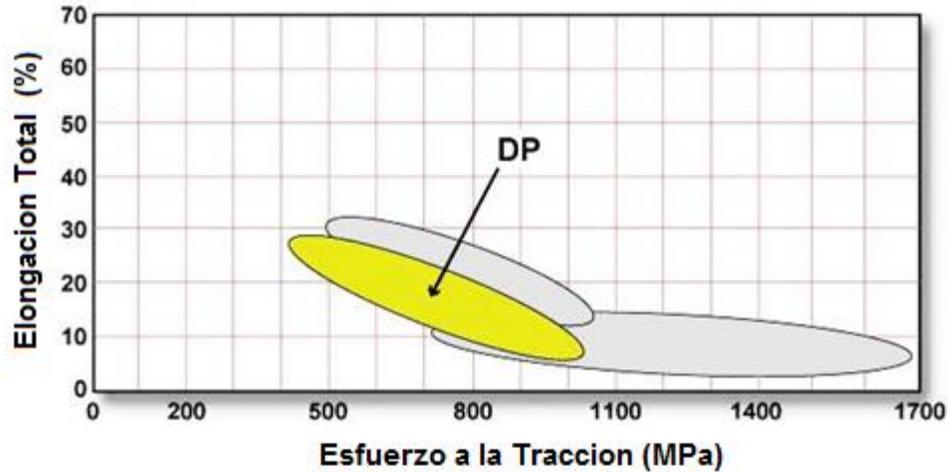


Figura 1- 6 Valores de esfuerzo vs deformación (Konieczny, 2003)

La tasa de endurecimiento en conjunto con una excelente deformación, genera aceros de doble fase con mayor esfuerzo a la tracción que los aceros convencionales con igual similitud de resistencia a la fluencia. En la curva esfuerzo-deformación se comparan las similitudes del límite elástico del acero HSLA con el acero DP. El acero DP presenta un mayor trabajo de endurecimiento inicial, mayor resistencia máxima y bajo límite de elástico frente a los aceros HSLA. Este endurecimiento en los aceros DP es ostentado por consecuencia de tratamientos térmicos Intercríticos y su composición química como respuesta a las elevadas temperaturas de envejecimiento.

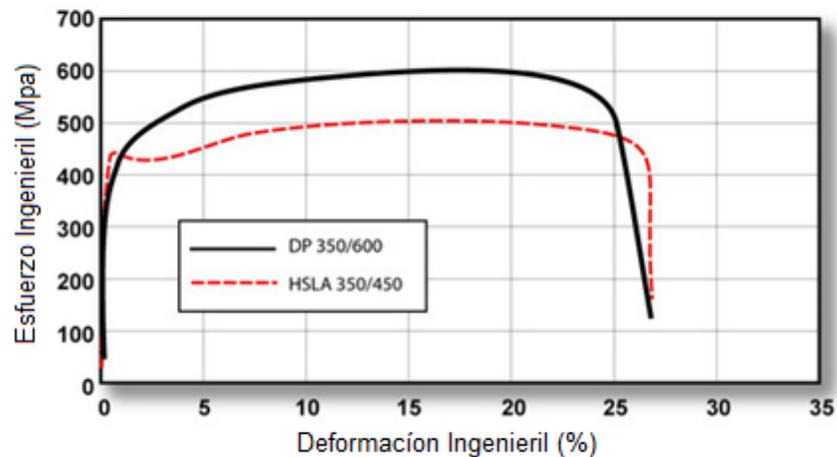


Figura 1- 7 Comparación de la curva σ - ϵ de un acero DP con un HSLA. (Konieczny, 2003)

1.2.1 Aplicaciones de aceros DP

Debido a su alta capacidad de resistencia a la fatiga y a su excelente tenacidad, los aceros de doble fase laminados en frío, fundamentalmente son usados en el conformado de piezas de alta resistencia a colisiones y protección al interior de los vehículos. En la mayoría de los casos estos aceros son utilizados para la fabricación de refuerzos de techos, centrales y longitudinales, a diferencia de los aceros DP laminados en caliente ya que se incorporan principalmente en el uso de piezas como rines, muelle de amortiguadores para asientos, perfiles ligeros y fijaciones (Gomes et al., 2005).

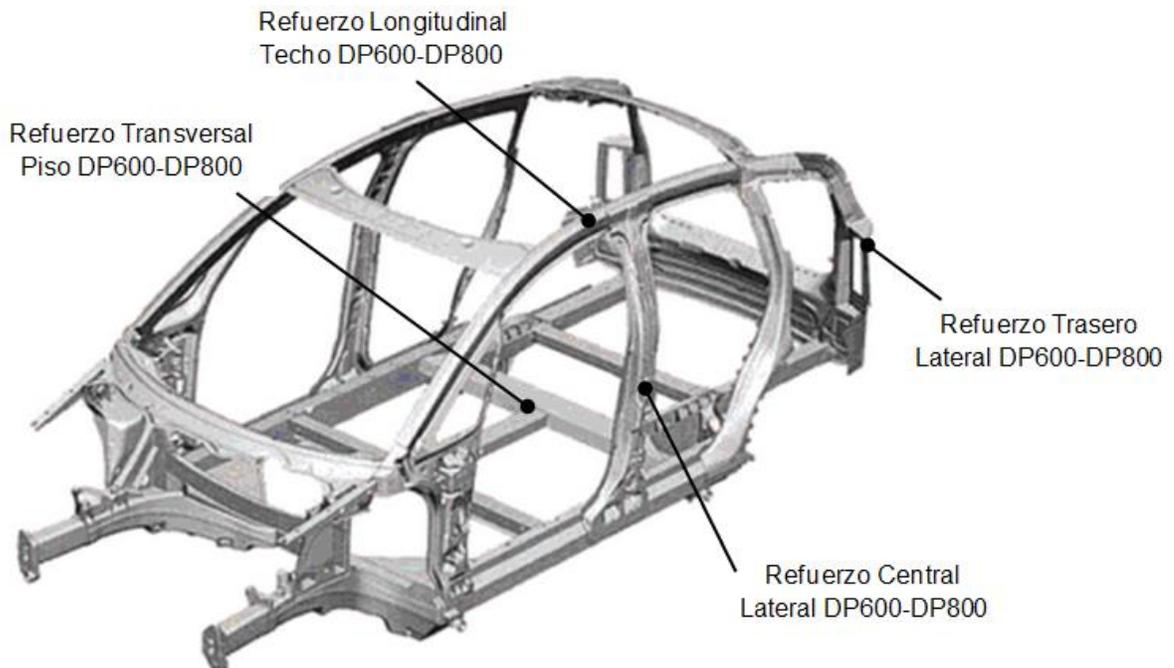


Figura 1- 8 Aplicación de aceros doble fase en “space frame” (Gomes et al., 2005)



Figura 1- 9 Aplicación de aceros doble fase en estructura de asientos y rines (Gomes et al., 2005)

1.3 Caracterización mecánica a tracción uniaxial

La caracterización mecánica del material se da a conocer mediante el ensayo de tracción permitiendo obtener una amplia información sobre el comportamiento elasto-plástico de un material, donde se destaca la resistencia a la fluencia, la resistencia máxima, la deformación unitaria porcentual y módulo de elasticidad entre otros. El ensayo radica en aplicar una fuerza uniaxial estática o progresiva, mientras paralelamente se realiza la medición de la deformación de la probeta hasta llegar a la fractura. La probeta se sujeta a las mordazas de la máquina (ver figura 1-10).

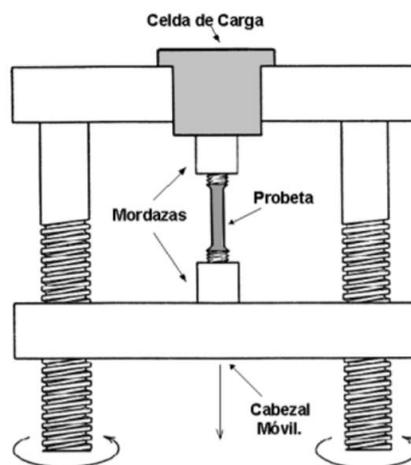


Figura 1- 10 Ensayo de tracción uniaxial

La relación entre el estado de esfuerzos σ , inducido en un material por la aplicación de una fuerza, y la deformación ε que produce se puede representar gráficamente, donde se pueden obtener las curvas de ingeniería y real (figura 1-9). El esfuerzo para la curva ingenieril, se determina con la relación de la fuerza aplica entre el área trasversal de la probeta dada en la ecuación 1.1; Para el caso de la deformación ingenieril, se considera un material de sección transversal (A_0) y de longitud (l_0) inicial, donde presenta cambio de la longitud en dirección del esfuerzo ejercido, ver ecuación 1.2.

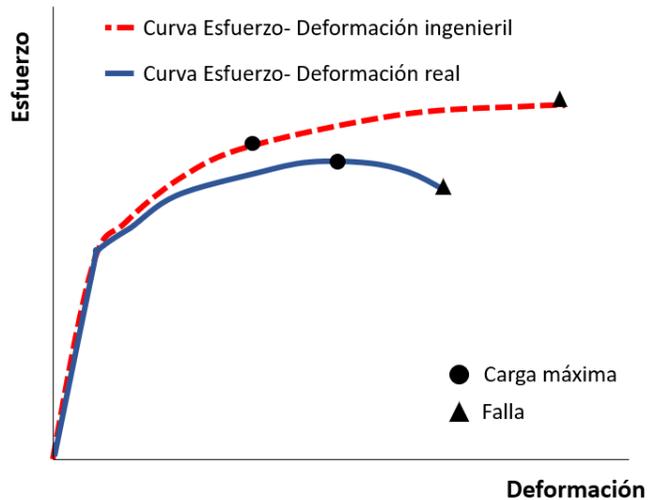


Figura 1- 11 Curva tensión-deformación

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (1.1)$$

Donde l_f es la longitud final después de la carga. l_0 es la longitud inicial

$$e = \frac{(l_f - l_0)}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (1.2)$$

La deformación real se determina a través de la ecuación dl/l , en donde dl representa una transformación incremental de la longitud y l la longitud real de en el momento en que se determina la variación.

$$d\varepsilon = \frac{dl}{l} \quad (1.3)$$

Por lo tanto, se puede establecer la relación entre el esfuerzo y la deformación para las coordenadas verdaderas en la ecuación 1.4.

$$\sigma_{true} = \sigma(1 + e) \quad (1.4)$$

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{l_f}{l_o}\right) = \ln(1 + e) \quad (1.5)$$

1.4 Deformación Elástica.

Cuando una probeta es sometida una fuerza uniaxial, se produce una deformación en el material, el cual al retirar la carga se recupera a su forma original. Esta deformación elástica se origina debido a que los átomos son desplazados de sus posiciones originales mientras es sometida la fuerza, pero no hasta el extremo de tomar nuevas posiciones de forma permanente, una vez dejamos de aplicar la carga, recobrar su distancia interatómica original (William & Hashemi, 2004).

1.5 Deformación Plástica.

La deformación plástica queda presente en el material pues este no regresa a su estado original; aunque sea retirada la carga aplicada el material no logra recuperarse y obtener sus dimensiones originales. Este tipo de deformación se produce porque se ha forzado la distancia entre átomos y sus enlaces se han roto; debido a lo anterior no se evidencia ninguna fuerza que pueda impulsar una recuperación de dicho fenómeno. Los átomos se desplazan en su posición sin representar una variación volumétrica, pero sí de forma (William & Hashemi, 2004).

1.6 Anisotropía plástica uniaxial.

El grado de anisotropía determina el comportamiento de diferentes materiales sometidos al proceso de conformado. La anisotropía como propiedad general de los materiales, tiene lugar de acuerdo con las variaciones o cambios de sus propiedades mecánicas con referencia a la dirección en que es observada. En los AHSS u otros aceros la orientación cristalográfica de los granos es considerada como uno de los aspectos más relevantes de

la anisotropía plástica; su estructura depende de la composición química y del proceso de conformado para la obtención de la lámina (disminución del espesor en frío, laminación en caliente y tratamiento térmico intercrítico), aspectos que inciden en el cambio de la textura cristalográfica, generando un tipo de anisotropía en particular que se caracteriza por la asimetría de las propiedades mecánicas con respecto a tres planos ortogonales (Lankford et al. 1950), (Wech et al., 1983). El cambio del comportamiento plástico con respecto a la dirección es evaluado mediante un parámetro o coeficiente r de anisotropía, que se puntualiza en la relación de la deformación en el ancho y el espesor, ver ecuación 1.6.

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad (1.6)$$

En el caso de un material isotrópico, el coeficiente de anisotropía r obtiene un valor de uno, ya que el cambio de deformación de ancho y espesor es el mismo. Si el coeficiente r es mayor a uno, la deformación a lo ancho será dominante. Por otra parte, para los materiales que tienen un coeficiente menor a uno, la deformación respecto al espesor dominará. Usando la notación de la ecuación 1.8, se puede expresar el valor de r en deformación real en la forma

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\ln\left(\frac{w_f}{w_o}\right)}{\ln\left(\frac{t_f}{t_o}\right)} \quad (1.7)$$

Donde w_o y w_f son el ancho inicial y final, mientras t_o y t_f son el espesor inicial y final de la probeta respectivamente. A medida que el espesor de la probeta es muy pequeño en comparación del ancho, los errores relativos en la medición de la variación del espesor serán bastante diferentes. Por lo tanto, se utiliza comúnmente una relación tomando ventaja el ancho en lugar del espesor. Para tal intención, se supone que, durante la deformación el volumen de material permanece constante, y por lo tanto la variación del espesor puede ser calculada sobre la variación de la longitud y ancho, donde l_o y l_f son la longitud inicial y final calibrada. La longitud inicial es especificada mediante normas (ver ecuación 1.8).

$$r = \frac{\ln(w_o/w_f)}{\ln(l_f w_f / l_o w_o)} \quad (1.8)$$

Esta relación se utiliza en la práctica para evaluar el coeficiente de anisotropía.

Los experimentos muestran que r depende de la dirección en el plano. Si se corta la probeta de tracción en un sentido inclinado con un ángulo θ respecto a su eje longitudinal en dirección de laminado, se obtiene el coeficiente r_θ . El subíndice especifica el ángulo entre el eje de la probeta y la dirección de laminado.

Un elemento importante que caracteriza el desempeño de los criterios de fluencia, es la capacidad de predecir las variaciones del límite elástico uniaxial y el coeficiente de anisotropía plástica en el plano de la chapa metálica. Con el objetivo de evaluar la capacidad de los criterios de fluencia para describir la anisotropía de las láminas metálicas, estableceremos relaciones que definan la dependencia de los parámetros mencionados anteriormente en el ángulo θ medido desde la dirección de laminación. Se expresa que Y_θ es el límite elástico uniaxial correspondiente a la dirección inclinada en el ángulo θ con respecto a la dirección de rolado. En el caso de una carga uniaxial, los componentes del tensor de esfuerzos se pueden expresar de la siguiente manera:

$$\sigma_{11} = Y_\theta \cos^2 \theta \quad \sigma_{22} = Y_\theta \sin^2 \theta \quad \sigma_{21} = \sigma_{12} = Y_\theta \sin \theta \cos \theta \quad (1.9)$$

Al reemplazar la ecuación (1.9) en la relación que define el esfuerzo equivalente $\bar{\sigma}$ y teniendo en cuenta su homogeneidad de primer grado, obtenemos:

$$\bar{\sigma}|_\theta = Y_\theta F_\theta \quad (1.10)$$

Donde F_θ es una función que depende del ángulo θ . Por supuesto, F_θ se define de acuerdo con la formulación específica del esfuerzo equivalente. Si combinamos la ecuación (1.7) con la condición de consistencia, tendremos:

$$\Phi(\bar{\sigma}, Y) = \bar{\sigma} - Y(h) = 0 \quad (1.11)$$

donde $\Phi(\bar{\sigma}, Y)$ es la función de fluencia asociada al criterio de fluencia, Y esfuerzo de fluencia, h parámetro escalar que define la deformación plástica acumulada por el material, obtenemos:

$$Y_\theta = Y(h)/F_\theta = 0 \quad (1.12)$$

La ecuación (1.12) define el límite elástico uniaxial correspondiente a la dirección plana identificada por el ángulo θ . Si se selecciona el esfuerzo de fluencia de referencia para que sea el correspondiente a la dirección de laminado ($Y(h) = \sigma_0$), obtenemos la siguiente relación:

$$Y_\theta = \sigma_0 / F_\theta \quad (1.13)$$

En este caso, el límite elástico corresponde a alguna dirección plana que dependerá únicamente del esfuerzo de fluencia asociado a la dirección de laminado y la función F_θ (que está relacionada con el criterio de fluencia adoptado en el modelo). La determinación de la función F_θ se presentará en las secciones 1.10.4 y 1.10.6 que se describe para cada tipo de criterio de fluencia.

De manera similar, podemos establecer la relación que define la variación del coeficiente de anisotropía plástica en el plano de la chapa. Consideremos que la probeta está inclinada en el ángulo θ con respecto a la dirección de laminación; de acuerdo con la ecuación (1.7), el coeficiente instantáneo de la anisotropía plástica r_θ se define como la relación de las tasas de deformación plástica asociadas al ancho (inclinado en el ángulo $\theta + 90^\circ$ con respecto a la dirección de laminación) $\dot{\epsilon}_\theta + 90$, y espesor, $\dot{\epsilon}_{33}$:

$$r_\theta = \dot{\epsilon}_\theta + 90 / \dot{\epsilon}_{33} \quad (1.14)$$

Teniendo en cuenta la restricción de incompresibilidad, así como las expresiones de los componentes de la tasa de deformación a lo largo de las direcciones principales,

$$\dot{\epsilon}_\theta = \dot{\epsilon}_{11} \cos^2 \theta + \dot{\epsilon}_{22} \sin^2 \theta + \dot{\epsilon}_{12} \cos \theta \sin \theta \quad ; \quad \dot{\epsilon}_{33} = -(\dot{\epsilon}_{11} + \dot{\epsilon}_{22}) \quad (1.15)$$

obtenemos la relación que define el coeficiente de anisotropía plástica asociada a la dirección θ :

$$r_\theta = \frac{\dot{\epsilon}_{11} \cos^2 \theta + \dot{\epsilon}_{22} \sin^2 \theta + \dot{\epsilon}_{12} \cos \theta \sin \theta}{\dot{\epsilon}_{11} + \dot{\epsilon}_{22}} \quad (1.16)$$

La ecuación (1.16) puede reescribirse en términos de los componentes de esfuerzo si el asociado se usa la regla de flujo:

$$r_{\theta} = \frac{(\sigma_{11}\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\sigma_{11}} + \sigma_{22}\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\sigma_{22}} + \sigma_{12}\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\sigma_{12}})\theta}{(\sigma_{11}\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\sigma_{11}} + \sigma_{22}\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\sigma_{22}})\theta} - 1 \quad (1.17)$$

Por acoplamiento Eq. (1.17) con la identidad de Euler, obtenemos:

$$r_{\theta} = \frac{\bar{\sigma}|\theta}{Y_{\theta}(\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\sigma_{11}} + \frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\sigma_{22}})\theta} - 1 \quad (1.18)$$

Finalmente, después de reemplazar la ecuación. (1.18) en la última relación, obtenemos:

$$r_{\theta} = \frac{F_{\theta}}{Y_{\theta}(\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\sigma_{11}} + \frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\sigma_{22}})\theta} - 1 \quad (1.19)$$

Considerar una buena embutibilidad del material depende de un alto valor de r ; no obstante, dicho valor puede presentar una variación teniendo en cuenta el ángulo establecido con referencia a la dirección de rolado. Por tanto, para el uso de esta variación es necesario definir los valores de anisotropía normal (\bar{R}) y anisotropía plana (ΔR).

Para determinar los coeficientes \bar{R} y ΔR se requieren probetas a 0° , 45° y 90° con respecto a la dirección de laminación.

La definición de anisotropía normal y plana se definen como:

$$\bar{R} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (1.20)$$

$$\Delta R = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (1.21)$$

Cuando mayor es la anisotropía normal \bar{R} mejoran las propiedades de embutibilidad, se tiene más deformación en ancho y menos espesor. La anisotropía normal o \bar{R} tiene relación directa con la profundidad de embutido y su alcance satisfactorio, mientras la anisotropía plana o ΔR se vincula con la formación de orejas respecto a la dirección de laminado del material.

1.7 Anisotropía plástica biaxial.

En la literatura, existen varios métodos de pruebas experimentales que se utilizan para determinar la anisotropía biaxial, tales como: prueba de tensión biaxial (Hashimoto, Kuwabara, Iizuka, & Yoon, 2010), prueba de abultamiento (Barlat et al., 2005) y prueba de expansión de agujero (Toros, Polat, & Ozturk, 2012). La prueba de esfuerzo biaxial se realiza para determinar el comportamiento de la chapa metálica, así como su superficie de fluencia en el primer cuadrante del espacio de esfuerzos; también resulta útil para determinar el coeficiente de anisotropía biaxial, es decir, la relación de las deformaciones a lo largo y perpendicular a la dirección de laminado. El coeficiente de anisotropía biaxial describe la pendiente de la superficie de fluencia en el estado de tensión equi-biaxial y se utiliza para la calibración de diversos modelos de fluencia.

La anisotropía plástica biaxial, se determina mediante las relaciones de deformaciones principales dada por la orientación de rolado y la dirección transversal. Si el material es isótropo, el coeficiente r_b será igual a uno, lo cual indica que cuanto más pronunciada es la anisotropía, más lejos está el coeficiente de la unidad. El coeficiente r_b es una medida directa de la pendiente de la superficie de fluencia en el estado balanceado del esfuerzo biaxial, de acuerdo a lo anterior la relación será utilizable para cualquier criterio constitutivo de fluencia (Banabic, 2010), (Gawad et al., 2016).

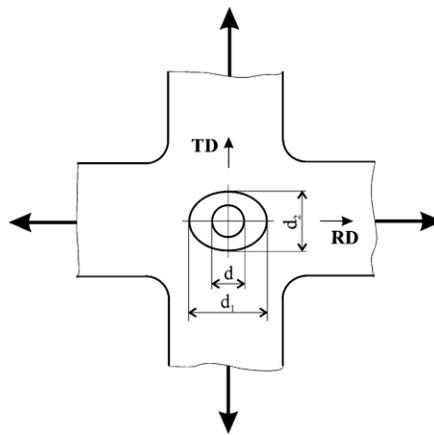


Figura 1- 12 Medición de la deformación durante el ensayo de esfuerzo biaxial (Banabic, 2010)

$$r_b = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_l} \quad (1.22)$$

El esfuerzo biaxial se define a lo largo de las direcciones de orientación de laminado y dirección transversal y se expresa con la ecuación (1.23), siendo Y_b el esfuerzo de fluencia biaxial teórico.

$$\sigma_{11} = \sigma_{22} = Y_b \quad \sigma_{12} = \sigma_{21} = 0 \quad (1.23)$$

Donde σ_b es el esfuerzo de la superficie de fluencia biaxial experimental, mientras que F_b representa una cantidad constante que depende del criterio de fluencia adoptado en el modelo de plasticidad.

$$\sigma_b = Y_b F_b \quad (1.24)$$

$$Y_b = \frac{\sigma_b}{F_b} \quad (1.25)$$

El coeficiente de anisotropía plástica biaxial se puede determinar de manera similar al coeficiente de anisotropía plástica uniaxial (ver ecuaciones 1.7, 1.18). Así:

$$r_b = \frac{F_b}{\frac{\partial \sigma}{\partial \sigma_{11}}} - 1 \quad (1.26)$$

Esta relación involucra solo el parámetro F_b y la expresión del esfuerzo equivalente, siendo ambos específicos al criterio de fluencia adoptado en el modelo de plasticidad.

La prueba de tracción biaxial generalmente se lleva a cabo estirando las muestras de manera uniforme en dirección X y Y , ubicando la zona de medición relevante del estado de esfuerzo biaxial en el medio de la muestra cómo se evidencia en la Figura 1-13. La prueba emplea brazos simétricos articulados con desplazamientos cinemáticos uniformes para aplicar cargas biaxiales en el plano. Este ensayo ha sido realizado por varios autores para aceros AHSS y aluminios (Yuan et al., 2019) (Deng et al., 2018), (Xue et al., 2016).

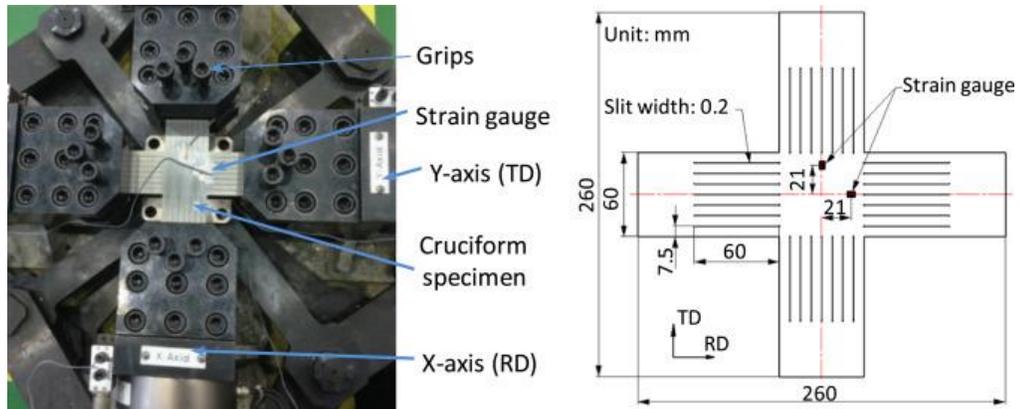


Figura 1- 13 Ensayo de esfuerzo biaxial (Xue, Liao, Vincze, Pereira, & Barlat, 2016)

Otro de los métodos para obtener la anisotropía biaxial es el ensayo de membrana, que consiste en un proceso de deformación por estiramiento en el que el estado de tensión biaxial ocurre en la superficie convexa de la muestra sujeta, al exponerla a una presión hidráulica generalmente ejercida por fluidos a base de agua. Como resultado de la presión, el espesor de la muestra se reduce formando una membrana donde se mide la altura y radio de curvatura para determinar la deformación (Chen, Scales, & Kyriakides, 2018), (Bruschi et al., 2014), (Slota & Spišák, 2008).

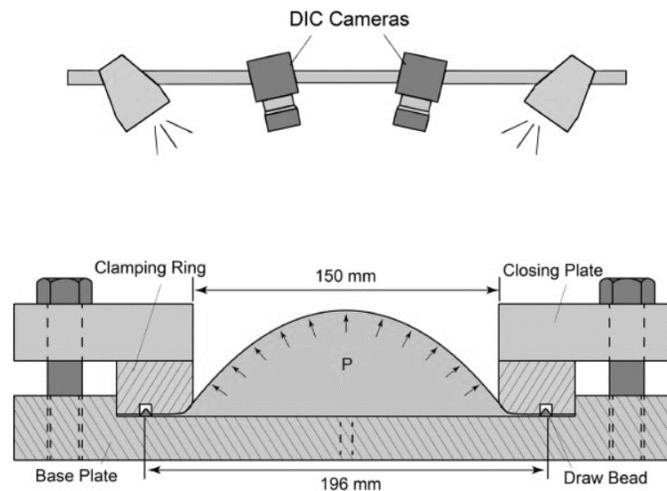


Figura 1- 14 Ensayo de membrana (Chen et al., 2018)

Por otro lado, encontramos el ensayo de expansión de agujero (HE), en el cual se empuja un punzón a través de un agujero preparado hasta que se produzca agrietamiento del borde. El diámetro de inicio del agujero, las condiciones de los bordes y las configuraciones

de punzón varían. La metodología de la prueba básicamente es expandir el diámetro inicial con el punzón cónico, mientras se sujeta la probeta con mordazas con la fuerza suficiente para evitar el arrastre. La prueba se detiene cuando se detecta visualmente una grieta en el borde de espesor del agujero, (Hance, 2017), (Xu, Barlat, Lee, Choi, & Sun, 2012).

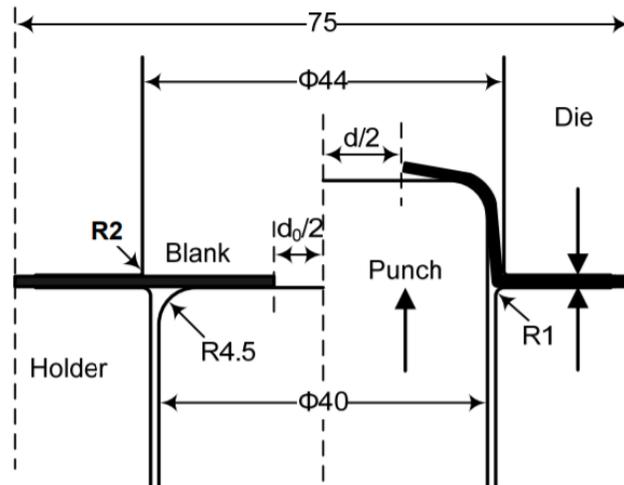


Figura 1- 15 Ensayo de expansión de agujero (Xu et al, 2012)

1.8 Fenómeno de la recuperación elástica

La recuperación elástica se puede definir como un cambio elástico que ocurre en un elemento deformado durante la eliminación de las cargas externas. Es un fenómeno físico complejo que se rige principalmente por el estado de tensión obtenido al final de la deformación y por lo general es indeseable, ya que provoca problemas como cambios dimensionales y operaciones posteriores como montaje y soldabilidad. La recuperación elástica depende de la geometría del producto y el régimen de deformación, debido a ello existen diferentes tipos de recuperación elástica en conformado de chapa metálica, algunos son: flexión, membrana y torsión (Li et al., 2002), (Burchitz, 2008).

Los estudios experimentales de Wagoner et al., (2013) han demostrado que la recuperación elástica depende de numerosas variables, tales como: el módulo de elasticidad, comportamiento del material, espesor, factor de endurecimiento, esfuerzo de fluencia y los parámetros del proceso de estampado. En general, el módulo de elasticidad del material disminuye cuando se aumenta la deformación, con relación a este aspecto diferentes autores demuestran que el módulo elástico influye mucho en el comportamiento

de la recuperación elástica, especialmente cuando la lámina de acero está sometida a grandes deformaciones durante la conformación.

La cantidad de recuperación elástica durante la descarga depende del módulo de Young del material, por ejemplo, en el análisis de conformado de chapa metálica es una práctica común suponer que el módulo elástico se mantiene constante; sin embargo, las investigaciones experimentales revelaron que las constantes elásticas de un material pueden cambiar durante la deformación plástica (Wagoner et al., 2013), muestra de ello, son las pruebas realizadas por W. Lems (1963), quien evidenció la disminución del módulo de elasticidad con el incremento de la deformación plástica, para esto fueron realizados diferentes ensayos de tracción donde se utilizaron materiales como oro, cobre y plata para estudiar la variación.

Otros estudios demuestran que el efecto de la deformación plástica en aceros y aleaciones de aluminio, puede causar una disminución considerable del módulo de elasticidad lo cual se demostró experimentalmente en los trabajos de (Iwata & Matsui, 2001), (Morestin & Boivin, 1996), (Yoshida, Uemori, 2002). En sus experimentos aplicaron el ensayo tensión-compresión, donde el módulo de Young se midió a partir de la relación esfuerzo-deformación mediante el uso de extensómetro de precisión con base a las frecuencias naturales de las probetas.

Se ha demostrado que para los aceros y las aleaciones de aluminio, el módulo de elasticidad puede disminuir con la deformación plástica hasta en un 20% de su valor inicial. Además, se ha demostrado también experimentalmente que el módulo elástico recupera su valor inicial con el paso del tiempo (Lems, 1963), (Morestin & Boivin, 1996). Aspectos como el movimiento de dislocaciones y su amontonamiento se deben a las deformaciones plásticas, consideradas como la causa principal de la disminución del módulo de Young. Durante la deformación plástica, dislocaciones liberadas se mueven a lo largo de las superficies de deslizamiento y fácilmente se acumulan cuando se detiene por solutos, bordes de grano o algunos otros obstáculos.

Para los materiales AHSS del presente estudio los autores Li y col. Sun y Waggoner (2011), examinaron la naturaleza de la pérdida del módulo de elasticidad realizando experimentos simples de tracción uniaxial de carga y descarga en aceros DP 780 y DP 980, evidenciando que el efecto no dependía notablemente de la velocidad de deformación como se esperaría sobre la base de la anelasticidad clásica. El módulo de elasticidad durante la descarga se

redujo en algunos casos en un 30%. Kim et al. (2009), descartan la evolución del daño como el origen de los cambios tan grandes del módulo, ya que los aceros AHSS muestran muy poco daño antes de la fractura en condiciones de conformado de láminas.

1.8.1 Mecánica y terminología de la recuperación elástica.

Cada deformación plástica es seguida por la recuperación elástica y como consecuencia de este fenómeno, se producen cambios en las dimensiones de la pieza de trabajo deformada plásticamente después de retirar la carga. Mientras que una pieza de trabajo está cargada, tendrá las siguientes dimensiones características como consecuencia de la deformación plástica, como se muestra en la Figura 1-16.

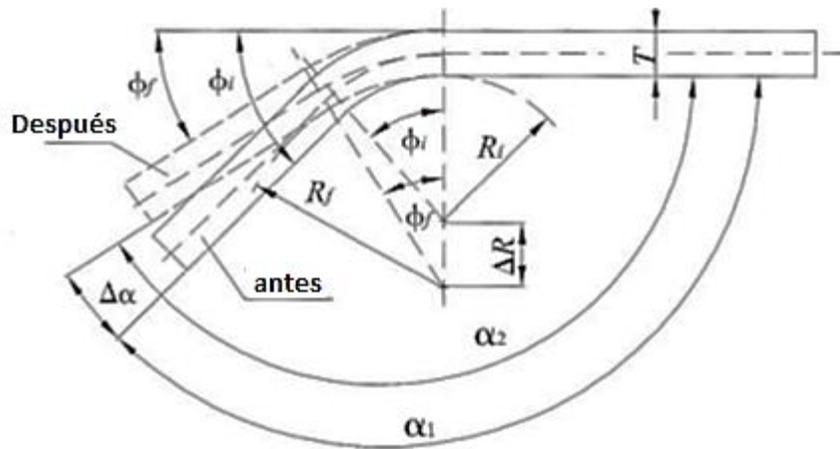


Figura 1- 16 Representación esquemática de la recuperación elástica (Sarikaya, 2008)

- *Radio de curvatura (R_i)*
- *Angulo de doblado ($\phi_i = 180^\circ - \alpha_1$)*
- *Perfil del ángulo (α_1)*
- *Espesor del material (T)*

Todos los materiales de las piezas de trabajo tienen un módulo de elasticidad finito, por lo que cada uno se someterá a una cierta recuperación elástica durante la carga. En la flexión, esta recuperación se conoce como una recuperación elástica.

Las dimensiones finales de la pieza de trabajo después de doblar son:

- *Radio de curvatura (R_f)*

- *Angulo de doblado* (α_2)
- *Perfil del angulo* ($\phi_f = 180^\circ - \alpha_2$)

El ángulo final después de la recuperación elástica es menor ($\phi_f < \phi_i$) y el radio de curvatura final es mayor ($R_f > R_i$) que antes.

Hay dos maneras de comprender y compensar la recuperación elástica: una es obteniendo o desarrollando un modelo predictivo de la cantidad de recuperación elástica, la otra forma, es definir un valor para describir la cantidad de recuperación elástica. Una magnitud que caracteriza recuperación elástica es el factor de recuperación elástica (K), que se determina como se explica a continuación:

La tolerancia de doblado de la línea neutral (L_n) es la misma antes y después del plegado, por lo que la siguiente relación se obtiene mediante la fórmula:

$$L_n = \left(R_i + \frac{T}{2}\right) \phi_i = \left(R_f + \frac{T}{2}\right) \phi_f \quad (1.27)$$

De esta relación, el factor de recuperación elástica es (Suchy, 2006), (SME, 1990):

$$K = \frac{R_i + \frac{T}{2}}{R_f + \frac{T}{2}} = \frac{\frac{2R_i}{T} + 1}{\frac{2R_f}{T} + 1} = \frac{\phi_f}{\phi_i} = \frac{180^\circ - \alpha_2}{180^\circ - \alpha_1} \quad (1.28)$$

El factor de recuperación elástica (K) depende de R/T . Un factor de recuperación elástica de $K = 1$ indica que no hay recuperación elástica y $K = 0$ señala la recuperación elástica completa. Para estimar la recuperación elástica, una fórmula aproximada se ha desarrollado en términos de los radios R_i y R_f de la siguiente manera (Boljanovic, V, 2004);

$$\frac{R_i}{R_f} = 4 \left(\frac{R_i(YS)}{ET}\right)^3 - 3 \left(\frac{R_i(YS)}{ET}\right) + 1 \quad (1.29)$$

En el caso de la tensión en el plano de flexión, se puede utilizar la siguiente fórmula (1.30):

$$\frac{R_i}{R_f} = 4 \left(\frac{R_i Y_S}{T E} (1 - \nu^2) \right)^3 - 3 \left(\frac{R_i Y_S}{T E} (1 - \nu^2) \right) + 1 \quad (1.30)$$

Si en la matriz en el ensayo de doblado en V el radio parte del estado de descargue, R , donde R_p es el radio del punzón se puede estimar por:

$$R_p = \frac{1}{\frac{1}{R} + 3 \frac{Y_S}{T E}} \quad (1.31)$$

1.9 Conformabilidad de los aceros avanzados de alta resistencia

La conformabilidad es la capacidad de un material para ser deformado mediante diferentes procesos de manufactura (laminación, embutición, doblado etc.) en los cuales se usa la deformación plástica para cambiar la forma de piezas metálicas. La conformabilidad no puede definirse en función de una única propiedad del material, ya que depende del proceso de conformado y del espesor de la chapa.

Además, es mayor la capacidad de conformado cuando el límite elástico sea menor y cuando mayor sea la capacidad del material para soportar condiciones de deformación plástica sin presentar fractura. El endurecimiento por deformación es una ventaja siempre y cuando este no sea excesivo, ya que impide la deformación localizada. La excelente relación de resistencia y conformabilidad de los aceros AHSS se logra obteniendo en su microestructura fases estables y metaestables controladas, donde se ven afectadas específicamente por el proceso de conformado. La microestructura de los aceros de doble fase posee una gran heterogeneidad entre la matriz de ferrita e islas de martensita, la martensita como fase dura, otorga altas propiedades de endurecimiento por deformación, entretanto la ductilidad está dada debido a la deformación que es alterada por la presencia de interfases débiles o inclusiones frágiles (Gutiérrez, 2009), (Sala, 2008).

Los aceros convencionales usados tradicionalmente en la industria de fabricación de vehículos poseen una conformabilidad mayor frente a los aceros de alta resistencia mecánica (AHSS), esto debido a que presentan valores de endurecimiento por deformación n grandes y adicional tienden a ser de naturaleza anisotrópica.

1.9.1 Ensayos de conformabilidad para caracterización de la recuperación elástica.

En los últimos años, diversas técnicas experimentales se han desarrollado para estudiar y caracterizar los efectos de la recuperación elástica en chapa metálica. Los ensayos más populares y utilizados son *Doblado-U* (Uemori, Sumikawa, Naka, Ma, & Yoshida, 2017), (Hou et al., 2017), (Eggertsen & Mattiasson, 2010), (Tekiner, 2004), (Han & Park, 1999), *Doblado* (Toros, Polat, & Ozturk, 2012), (Han & Park, 1999), (Zhang, 1997) (ver Figura 1-17 y 1-18), *Doblado Cilindrico* (Yang et al., 2002) y *Doblado-L* (Livatyali & Altan, 2001). Estos métodos son atractivos ya que los niveles de recuperación elástica son grandes y se pueden medir fácilmente. Con el fin de predecir la sensibilidad de la recuperación elástica se han estudiado generalmente parámetros básicos, tales como la relación entre el radio de la herramienta y el espesor del material (R/t), las propiedades mecánicas del material y los parámetros de contacto.

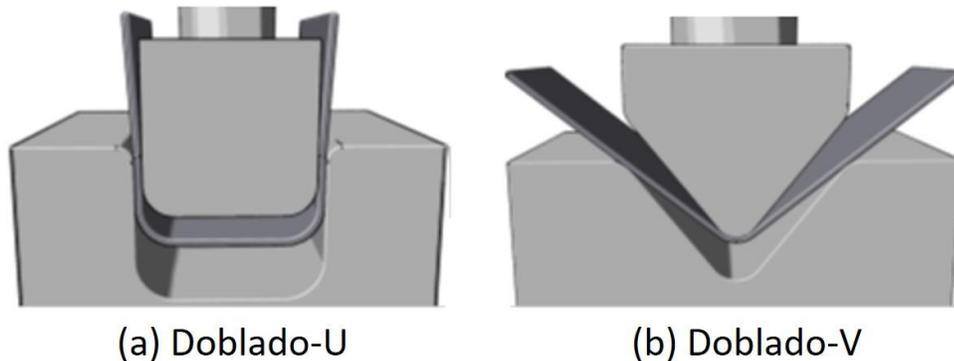


Figura 1- 17 Ensayos experimentales para el estudio de la recuperación elástica en chapa metálica (Tekiner, 2004)

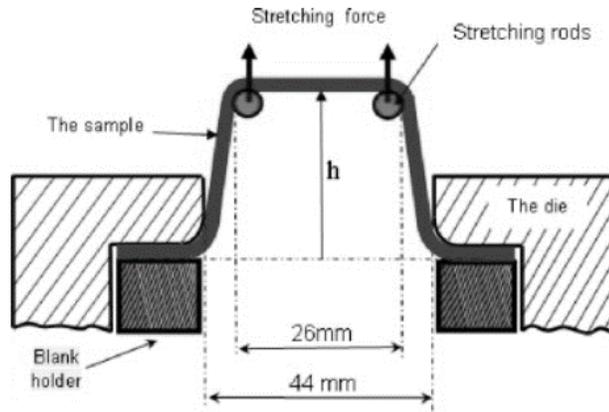


Figura 1- 18 Ensayo de doblado por estiramiento (Ouakdi, et al., 2012)

El ensayo de *doblado por estiramiento* se utiliza para estudiar la forma en que se minimiza y controla la recuperación elástica al momento de aplicar tensión sobre el material. (Ouakdi, et al., 2012), (Burchitz, 2008). Un esquema de la prueba se observa en la Figura 1-18, donde el material se sujeta mediante unas mordazas de sujeción y se deforma por desplazamiento de un punzón semicilíndrico, a través de una distancia determinada. La mordaza “*blank holder*” o anillo de detención “*draw bend*” se emplean para restringir el flujo de material, a su vez pueden considerarse como un mecanismo de control local, que restringe el flujo de material a una fuerza del punzón relativamente baja. Las diferencias de profundidad de estiramiento y el cambio del ángulo se calculan permanentemente entre el inicio y el final cuando se realiza la carga y descarga. Por último, la recuperación elástica se caracteriza bajo los dos parámetros de medición de las diferencias Δh y $\Delta \theta$ una vez finalizado el ensayo (figura 1-19).

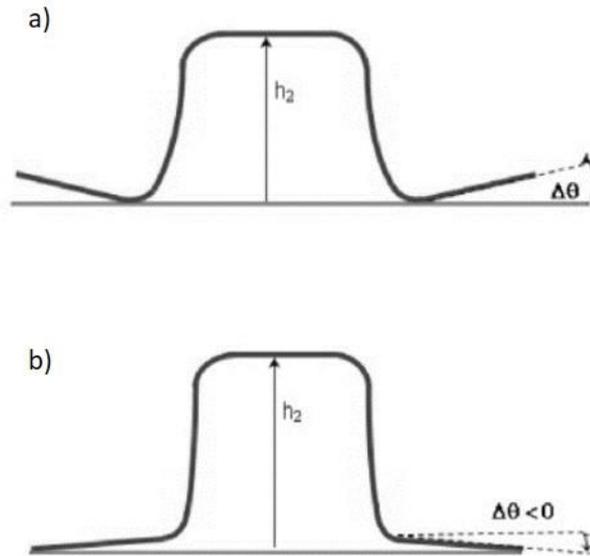


Figura 1- 19 Ensayo de doblado por estiramiento, a) Caso de mordaza de retención abajo, b) Caso de mordaza de retención arriba (Ouakdi, et al., 2012)

El método experimental simple *de doblado por deslizamiento* propuesto por Gau y Kincel (Gau & Kinzel, 2001), consiste en realizar un doblado simple a una lámina plana deslizando un punzón verticalmente junto a la matriz; una vez deformada la muestra, es girada para realizar el doblado en la dirección opuesta, realizando estas dos acciones de manera sucesiva. El ángulo de recuperación elástica es determinado posteriormente por medio de una máquina de medición de coordenadas, que permite observar fácilmente la deformación del ángulo después del proceso del doblado.

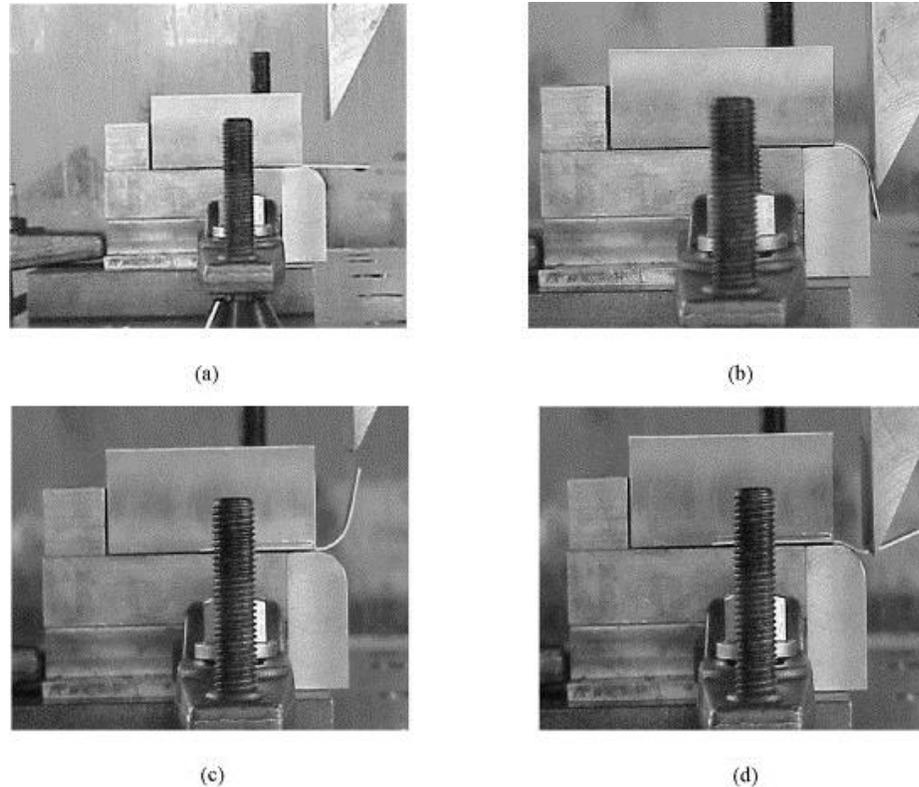


Figura 1- 20 Pasos de la secuencia de deformación en el ensayo de bending-reverse vending: a) inicio del doblado. b) doblado L. c) cambio de posición lamina después de doblado. d) redoblado de lámina. Gau y Kinzel (Burchitz, 2008)

El ensayo de doblado por estiramiento *draw-bend* consiste en disponer dos actuadores orientados a 90° uno respecto al otro, provocando contacto directo del material con el rodillo que es la herramienta con la cual se realiza el proceso de doblado; en este caso un actuador proporciona la fuerza de contención permanente, mientras que el actuador posterior aplica una velocidad de desplazamiento constante a la pieza logrando que esta se estire sobre el radio del rodillo sometiéndola a carga de tracción, flexión e inflexión.

Es necesario precisar que el mayor inconveniente del ensayo de draw bending, es la falta de precisión para realizar la medición directa de la tensión del material, lo que hace que este procedimiento experimental sea el menos adecuado para la verificación de resultados de simulaciones de acuerdo con (Li et al., 2002), (Wagoner, 2002), (Li et al., 1999), (Carden, 2002). Con el fin de reproducir las condiciones de recuperación elástica similares en la industria, Carden, (2002) sugirió un procedimiento experimental alternativo para

evaluar el fenómeno de recuperación, que al mismo tiempo proporcione la capacidad de controlar la tensión de la chapa, el radio de la herramienta (R/t) y la fricción de contacto.

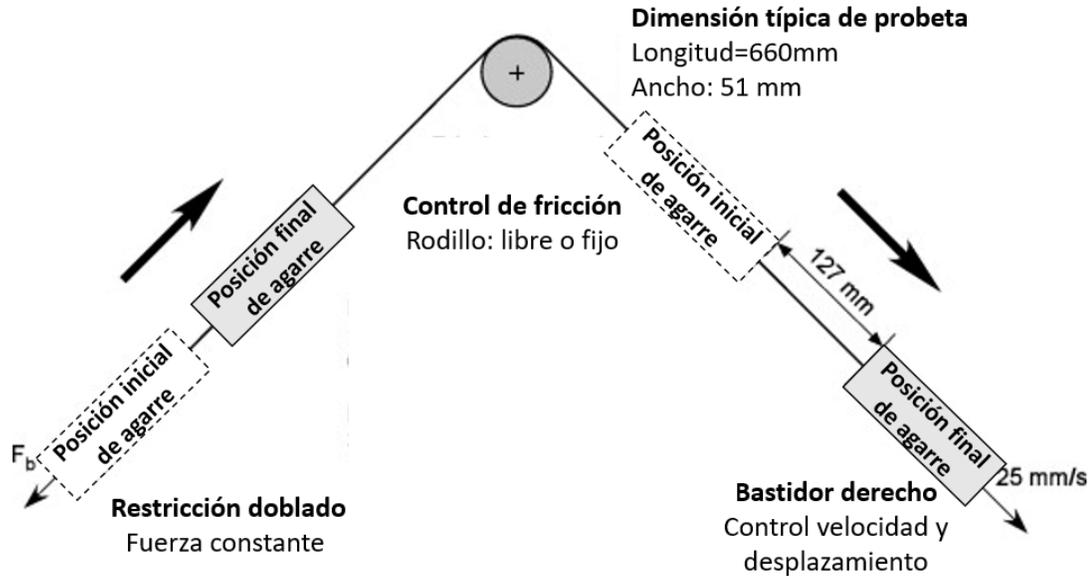


Figura 1- 21 Esquema de prueba draw-bend para predecir la recuperación elástica
(Burchitz, 2008)

1.10 Modelos de materiales

1.10.1 Coeficiente de endurecimiento n .

Existen diferentes modelos de endurecimiento por deformación que permiten especificar la curva esfuerzo-deformación mediante una expresión matemática, por ejemplo, la ecuación empírica de Ludwik-Hollomon permite describir el comportamiento de algunos materiales, para este caso principalmente variables como esfuerzo y deformación real de algunos durante la ejecución de un ensayo de tensión.

$$\sigma = K * \varepsilon^n \quad (1.32)$$

De acuerdo con lo anterior, se evidencia que el esfuerzo σ aumenta en la medida en que crece la deformación ε , por tanto, k como constante de endurecimiento y n como exponente de la misma condición se presentan como variables para definir la curva.

Es necesario diagramar en escala logarítmica los valores de esfuerzo-deformación con el fin de obtener la pendiente de la recta y de esta manera determinar el coeficiente de endurecimiento n .

$$\log\sigma = \log K + n \log\epsilon \quad (1.33)$$

1.10.2 Modelos Constitutivos de materiales

Frecuentemente se ha observado que la predicción de la recuperación elástica mediante el MEF (Método de Elementos Finitos) no siempre es precisa para aplicaciones industriales, puesto que las estimaciones son notablemente erróneas teniendo en cuenta que los modelos constitutivos más avanzados son limitados o sus aplicaciones, se limitan al tipo del material o la forma de realizar el conformado. La inexactitud de la predicción de la recuperación elástica se vuelve aún más significativa cuando se trata de los aceros AHSS, sin embargo, es significativo el trabajo de varios autores en desarrollar modelos de plasticidad de materiales, que incluyen el estado de esfuerzos para la predicción de la recuperación elástica pasando por modelos muy simples como el de Hollomon a los más complejos, como los recientes modelos de Yoshida & Uemori (2002) que tienen presente la anisotropía plástica, el efecto Baushinger transitorio, los cuales raramente se han tenido en cuenta en los modelos de elementos finitos para el conformado de lámina metálica. Así mismo Zhang et al. (1995) propusieron un modelo analítico de la recuperación elástica para doblado en U basándose en el criterio de fluencia de Hill (1948), (Hill, 1950).

A continuación, se presenta una revisión del desarrollo y aplicación de los modelos constitutivos más sobresalientes donde se centran los nuevos avances en la predicción de la recuperación elástica.

1.10.3 Criterio de fluencia para materiales isotrópicos y anisotrópicos

La transición entre el estado elástico a plástico se produce cuando la tensión alcanza el punto de fluencia del material, este, para el caso del ensayo de tracción uniaxial se establece utilizando la curva esfuerzo-deformación.

Se necesita una relación entre esfuerzos principales para especificar las condiciones en que se produce el flujo plástico; tal relación se define generalmente en la forma de una función implícita más conocida como la "función de fluencia":

$$F(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, Y) = 0 \quad (1.34)$$

Donde $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ representan esfuerzos principales y Y es el esfuerzo de fluencia obtenido de una prueba simple (tensión, compresión o cizallamiento). La ecuación (1.34) se puede interpretar como la descripción matemática de una superficie en el espacio tridimensional de los esfuerzos principales, generalmente llamada superficie de fluencia. Para materiales incompresibles la superficie de fluencia se describe como es un cilindro de sección transversal de los cuales depende del material (criterio de Von Mises, observar figura abajo). Todos los puntos situados en el interior de la superficie ($F < 0$) están relacionados con un estado elástico del material. Los puntos que pertenecen a la superficie ($F = 0$) se relacionan con un estado plástico. Los puntos situados fuera de la superficie ($F > 0$) no tienen significado físico (Banabic, 2010).

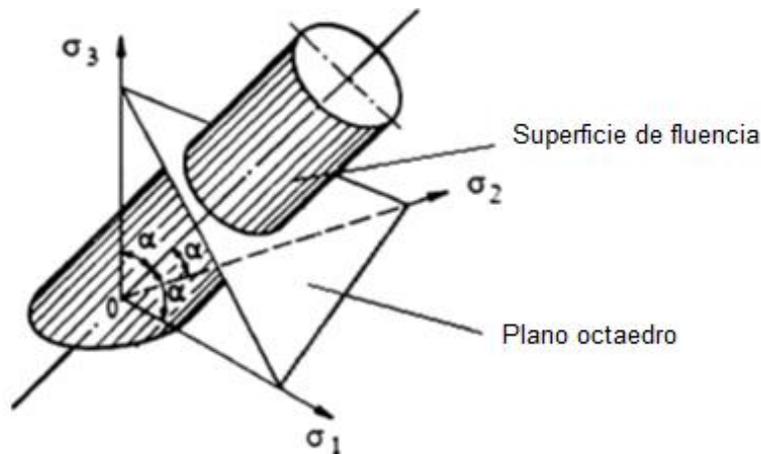


Figura 1- 22 Superficie de fluencia de Von Mises (Mises, 1913)

1.10.4 Criterio de fluencia de Hill

En la actualidad, el criterio isotrópico de fluencia de Von Mises es el más conocido y ampliamente utilizado en las simulaciones de recuperación elástica; sin embargo, el proceso de conformado en matriz se caracteriza por ser anisotrópico, por lo que se necesita el criterio de fluencia con anisotropía, para representar más cercanamente el comportamiento de deformación en el proceso de conformado. Rodney Hill (Hill, 1948), propuso un modelo de forma cuadrática que fue una extensión directa del criterio de fluencia de Von Mises, este modelo fue posteriormente generalizado cambiando el cuadrado por un exponente m , y gracias a su relativa sencillez, se utiliza ampliamente para

estudiar el efecto de anisotropía en el doblado de lámina con el objetivo de predecir la recuperación elástica, especialmente en láminas de acero (Hill, 1948), (Hill, 1950).

Criterio de Fluencia de anisotropía plástica de Hill-48

Uno de los criterios de fluencia más comunes utilizado en la simulación de procesos de conformado es conocido como Hill-48, el cual no tiene en cuenta la textura metalográfica y es una función cuadrática que se expresa según la ecuación 1.18 (Hosford, 1972), (Hill, 1948), donde F, G, H, L, M y N son las constantes que describen la anisotropía del material y los ejes x, y, z son ortogonales de anisotropía, donde las propiedades tienen doble simetría así que los planos yx, zx y yz son planos de simetría.

Bajo condiciones planas de esfuerzos, la función cuadrática de fluencia de Hill-48 se puede escribir según la ecuación 1.35.

$$2f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \quad (1.35)$$

En el caso de las chapas metálicas, el eje 1 es generalmente paralelo a la dirección de laminación, 2 es paralelo a la dirección transversal y 3 es colineal con la dirección normal. Si los esfuerzos de fluencia a la tracción en las direcciones principales de anisotropía se denotan por X, Y y Z , se puede demostrar fácilmente que:

$$\frac{1}{X^2} = G + H \quad (1.36)$$

$$\frac{1}{Y^2} = H + F \quad (1.37)$$

$$\frac{1}{Z^2} = F + G \quad (1.38)$$

A partir de esta ecuación, mediante algunos cálculos matemáticos simples, los coeficientes F, G y H se obtienen como funciones de los esfuerzos de fluencia uniaxial:

$$2F = \frac{1}{X^2} + \frac{1}{Y^2} + \frac{1}{Z^2} \quad (1.39)$$

$$2G = \frac{1}{Z^2} + \frac{1}{X^2} - \frac{1}{Y^2} \quad (1.40)$$

$$2H = \frac{1}{X^2} + \frac{1}{Y^2} - \frac{1}{Z^2} \quad (1.41)$$

Así mismo R , S y T son los esfuerzos de deformación cortante asociados a las mismas direcciones, entonces:

$$2L = \frac{1}{R^2} \quad (1.42)$$

$$2M = \frac{1}{S^2} \quad (1.43)$$

$$2N = \frac{1}{T^2} \quad (1.44)$$

Solo uno de los parámetros F , G , H puede ser negativo, esta situación rara vez se presenta en la práctica pues causaría grandes diferencias entre los esfuerzos; $F > G$ si y solo si $X > Y$, etc. L , M y N son siempre positivos.

Como consecuencia, para dar una descripción completa de la anisotropía del material, deben conocerse seis esfuerzos de fluencia independientes (X , Y , Z , R , S y T), así como la orientación de los ejes principales de anisotropía.

El criterio de fluencia puede interpretarse como una superficie en un espacio de seis dimensiones de los componentes de tensión. Los puntos ubicados en el interior de la superficie representan los estados elásticos del material, mientras que los puntos que pertenecen a la superficie corresponden al estado plástico.

Para tensión plana ($\sigma_{33} = \sigma_{31} = \sigma_{23} = 0$; $\sigma_{11} \neq 0$; $\sigma_{22} \neq 0$; $\sigma_{12} \neq 0$) el criterio de fluencia se convierte en:

$$2f(\sigma_{ij}) = (G + H)\sigma_{11}^2 - 2H\sigma_{11}\sigma_{22} + (H + F)\sigma_{22}^2 + 2N\sigma_{12}^2 = 1 \quad (1.45)$$

Después de introducir los esfuerzos de fluencia X, Y, Z y T , la ecuación. (1.45) puede reescribirse como

$$\frac{1}{X^2}\sigma_{11}^2 - \frac{1}{X^2} + \frac{1}{Y^2} - \frac{1}{Z^2}\sigma_{11}\sigma_{22} + \frac{1}{Y^2}\sigma_{22}^2 + \frac{1}{T^2}\sigma_{12}^2 = 1 \quad (1.46)$$

Cuando las direcciones principales del tensor de esfuerzos coinciden con los ejes anisotrópicos principales, el criterio de rendimiento de Hill 1948 tiene la forma, donde σ_1, σ_2 son los esfuerzos principales distintas de cero.

$$\frac{1}{X^2}\sigma_1^2 - \left(\frac{1}{X^2} + \frac{1}{Y^2} - \frac{1}{Z^2}\right)\sigma_1\sigma_2 + \frac{1}{Y^2}\sigma_2^2 = 1 \quad (1.47)$$

Al simular procesos de conformado de chapa, los coeficientes de anisotropía se denotan (r_0, r_{45}, r_{90}) y los esfuerzos de fluencia en las direcciones de los ejes anisotrópicos principales se denotan de la siguiente manera: $X = \sigma_0, Y = \sigma_{90}$. Las relaciones entre los coeficientes de anisotropía y los coeficientes F, G, H y N pueden obtenerse fácilmente de la regla de flujo asociada a la función de fluencia:

$$F = \frac{r_0}{(1+r_0)r_{90}} \quad (1.48)$$

$$G = \frac{1}{(1+r_0)} \quad (1.49)$$

$$H = \frac{r_0}{(1+r_0)} \quad (1.50)$$

$$N = \frac{(1+2r_{45})(r_0+r_{90})}{2(1+r_0)r_{90}} \quad (1.51)$$

En las ecuaciones anteriores, la condición de fluencia se expresa mediante las relaciones entre los componentes del tensor de esfuerzos, esto define la forma de la superficie de fluencia. Su extensión en el espacio de los componentes de esfuerzo está dada por el esfuerzo equivalente o efectivo σ_e , este esfuerzo es asociado a una prueba mecánica simple que causa la transición del material de un estado elástico a un estado plástico. Los

criterios de fluencia se expresan con frecuencia utilizando este parámetro, de manera que, si tomamos en cuenta la ecuación (1.45) el esfuerzo equivalente puede ser expresado como

$$\sigma = Y_{\theta} [G \cos^2 \theta + F \sin^2 \theta + H (\cos^2 \theta - \sin^2 \theta) + 2N \sin^2 \theta \cos^2 \theta]^{\frac{1}{2}} \quad (1.52)$$

En consecuencia, F_{θ} estará definido por la relación

$$F_{\theta} = [G \cos^2 \theta + F \sin^2 \theta + H (\cos^2 \theta - \sin^2 \theta) + 2N \sin^2 \theta \cos^2 \theta]^{\frac{1}{2}} \quad (1.53)$$

En el caso del criterio de fluencia de Hill-48, el esfuerzo de fluencia uniaxial correspondiente a una dirección inclinada en el ángulo θ con respecto a la dirección de laminado es

$$Y_{\theta} = \frac{Y(h)}{[G \cos^2 \theta + F \sin^2 \theta + H (\cos^2 \theta - \sin^2 \theta) + 2N \sin^2 \theta \cos^2 \theta]^{\frac{1}{2}}} \quad (1.54)$$

La expresión de la predicción de anisotropía uniaxial para el criterio de fluencia de Hill-48 se obtiene reemplazando la ecuación. (1.53) en la ec. (1.19):

$$r_{\theta} = \frac{G \cos^4 \theta + F \sin^4 \theta + H \cos^2 2\theta + \sin^2 \theta + \frac{1}{2} N \sin^2 2\theta}{G \cos^2 \theta + F \sin^2 \theta} \quad (1.55)$$

Criterio de fluencia de Hill para tensión plana material anisótropo con 3-R valores

Este modelo de fluencia es básicamente una generalización del conocido criterio de fluencia de Von Mises incluyendo como novedad la anisotropía plástica. El modelo propuesto puede simplificarse a una condición de esfuerzo plano que toma entonces la forma con r_0 , r_{45} y r_{90} que son los coeficientes de Lankford, los cuales representan la anisotropía del material en 0° , 45° y 90° con respecto a la dirección de la laminación. Lo anterior se representa por la ecuación 7, donde R es el coeficiente medio de anisotropía, mientras σ es la tensión efectiva (Hosford & Caddell, 2007), (Hill, 1948).

$$\sigma_{xx}^2 + \sigma_{yy}^2 - \frac{2\bar{R}}{\bar{R} + 1} \sigma_{xx} \sigma_{yy} + 2 \frac{2\bar{R} + 1}{\bar{R} + 1} \sigma_{xy}^2 = \bar{\sigma}^2 \quad (1.56)$$

1.10.5 Criterio de fluencia Hosford

Independientemente de Hill, Hosford (1972) propuso un criterio de fluencia (ver ecuación 1.46), que representa una generalización de su propio modelo de isotropía donde propone un exponente a que relaciona la textura cristalográfica del material, llegando a la conclusión que para obtener la mejor aproximación el valor debe ser $a = 6$ para materiales BCC y $a = 8$ para materiales FCC.

$$F|\sigma_{22} - \sigma_{33}|^a + G|\sigma_{33} - \sigma_{11}|^a + H|\sigma_{11} - \sigma_{22}|^a = \sigma^a \quad (1.57)$$

1.10.6 Criterio de fluencia Barlat- Lian 1989

Este modelo es una generalización del criterio de fluencia de Hosford (1972). La forma de este criterio de fluencia para un estado de tensión plana está dada por la ecuación 1.58, donde σ_y y es el esfuerzo de fluencia en esfuerzo uniaxial y K_1 y K_2 están dadas por

$$f = a|K_1 + K_2|^M + a|K_1 - K_2|^M + c|2K_2|^M = 2\sigma_e^M \quad (1.58)$$

$$K_1 = \frac{\sigma_x + h\sigma_y}{2}, K_2 = \sqrt{\left(\frac{\sigma_x + h\sigma_y}{2}\right)^2 + p^2\tau_{xy}^2} \quad (1.59)$$

$$a = 2 - c = 2 - 2\sqrt{\frac{r_0}{1+r_0} \frac{r_{90}}{1+r_{90}}} ; h = \sqrt{\frac{r_0}{1+r_0} \frac{1+r_{90}}{1+r_0}} ; p = \frac{\sigma_e}{\tau_{s1}} \left(\frac{2}{2a + 2^M c}\right) \quad (1.60)$$

Los parámetros a , c , y h en la ecuación 1.49, son constantes del material que pueden determinarse directamente a partir de un ensayo de tracción. El exponente M está relacionado con la estructura cristalográfica del material y σ es el esfuerzo efectivo. Por ejemplo, para materiales FCC el valor de $M = 6$ y para materiales BCC el valor es 8 (Barlat & Lian, 1989), el coeficiente p debe calcularse mediante un procedimiento numérico.

El criterio de fluencia de Barlat-89 se basa en el análisis de tensión plana y cuatro parámetros del material. Este modelo utiliza la superficie de fluencia calculada mediante

cristalografía; este criterio de fluencia es ampliamente utilizado en la industria para predecir la recuperación elástica.

Para establecer la expresión del esfuerzo de fluencia uniaxial, en la ecuación (1.13) será reemplazado en las ecuaciones (1.59) y (1.60). Obtenemos la relación

$$Y_{\theta} = \frac{Y_0}{[a(F_1 + F_2)^M + a(F_1 - F_2)^M + (1 - a)(2F_2)^M]^{\frac{1}{M}}} \quad (1.61)$$

Donde

$$F_1 = \frac{h \sin^2 \theta + \cos^2 \theta}{2}, \quad F_2 = \sqrt{\left(\frac{h \sin^2 \theta + \cos^2 \theta}{2}\right)^2 + p^2 \sin^2 \theta + \cos^2 \theta} \quad (1.62)$$

La función F_{θ} se obtiene de la ecuación (1.63):

$$F_{\theta} = [a(F_1 + F_2)^M + a(F_1 - F_2)^M + (1 - a)(2F_2)^M]^{\frac{1}{M}} \quad (1.63)$$

El parámetro de fluencia $Y(h)$ en la ecuación (1.52) se ha establecido igual al límite elástico uniaxial correspondiente a la dirección de rodadura ($Y(h) = Y_0$).

Al reemplazar en la ecuación (1.19) la expresión F_{θ} dada por la ecuación (1.63) y realizando algunos cálculos, obtenemos la relación que define el coeficiente de anisotropía plástica:

$$r_{\theta} = \frac{[a(F_1 + F_2)^M + a(F_1 - F_2)^M + (1 - a)(2F_2)^M]}{a(F_1 + F_2)^{M-1}(t_1 + t_2) + a(F_1 - F_2)^{M-1}(t_1 - t_2) + 2(1 - a)(2F_2)^{M-1}t_2} \quad (1.64)$$

1.10.7 Criterio de Barlat 2000 (Yld2000-2d)

La nueva función de tensión de fluencia Yld2000-2d posee ocho coeficientes de anisotropía que están relacionados con los esfuerzos de fluencia experimentales ($\sigma_0, \sigma_{45}, \sigma_{90}, \sigma_b$) y con las anisotropías (r_0, r_{45}, r_{90}, r_b), obtenidas experimentalmente de las muestras ensayadas en diferentes direcciones. En este modelo σ_b y r_b son valores que se pueden

obtener bajo la tensión biaxial equilibrada ($\sigma_{11} = \sigma_{22}$). El esfuerzo de fluencia equi-biaxial se calcula a partir de la función de fluencia Hill-48 mediante el uso de los parámetros de Lankford suponiendo $\sigma_b = \sigma_{11} = \sigma_{22}$. La función de límite elástico anisotrópico para la condición de esfuerzo plano se define por dos transformaciones lineales, como se muestran en las ecuaciones 1.65 al 1.68.

$$f^{\frac{1}{M}} = \left\{ \frac{\phi}{2} \right\}^{\frac{1}{M}} = \sigma \quad (1.65)$$

Donde el exponente M está relacionada con la estructura cristalográfica del material, σ es la tensión efectiva \tilde{S}'_k y \tilde{S}''_k ($k=1,2$) son los valores principales del desviador de esfuerzos del tensor

$$\phi = |\tilde{S}'_1 - \tilde{S}'_2|^M - |\tilde{S}''_1 - 2\tilde{S}''_2|^M + |2\tilde{S}''_1 - 2\tilde{S}''_2|^M \quad (1.66)$$

Aquí C' y C'' contienen coeficientes anisotrópicos y T transforma el tensor de esfuerzos de σ a su desviador s.

$$\tilde{s}' = C' \cdot s = C' \cdot T \cdot \sigma = L' \cdot \sigma \quad (1.67)$$

$$\tilde{s}'' = C'' \cdot s = C'' \cdot T \cdot \sigma = L'' \cdot \sigma \quad (1.68)$$

El criterio de fluencia de Barlat'2000 demostró una buena precisión en la recuperación elástica en láminas de AA5754-O en el proceso de conformado en flexión (Zang et al., 2011), y también resultó apropiado para describir el comportamiento de deformación anisotrópico en aceros DP590 de sección circular en el proceso de doblado angular (Kim et al., 2009) y en el ensayo de tracción en láminas de acero BH340 y DP590 (Andar, 2010).

1.10.8 Criterio de fluencia BBC'2005

Barlat'2005 tiene una composición más compleja que sus modelos predecesores debido a que incluyen un gran número de parámetros de ajuste, como se muestra en la ecuación 1.69.

$$\sigma = \left[\frac{1}{4} (|X'_1 - X''_1|^M + |X'_1 - X''_2|^M + |X'_1 - X''_3|^M + |X'_2 - X''_1|^M + |X'_2 - X''_2|^M + |X'_2 - X''_3|^M + |X'_3 - X''_1|^M + |X'_3 - X''_2|^M + |X'_3 - X''_3|^M) \right]^{1/M} \quad (1.69)$$

Con base en este criterio los autores Yoon et al (2006) describieron la recuperación elástica en láminas de AL5182-O en el proceso de estampado, según sus resultados, en comparación con otros modelos utilizados, encontraron una mejor concordancia entre la simulación y experimentación.

1.11 Endurecimiento isotrópico y cinemático

Cuando se deforma un sólido plásticamente con la acción de una carga – descarga, esta es retirada y luego se carga nuevamente para inducir aún más el flujo de plástico, su resistencia al flujo plástico habrá aumentado (el flujo plástico es la propiedad de un material para soportar cargas durante un largo tiempo, en el que continúa deformándose hasta llegar a falla); es decir, que su superficie de fluencia inicial se expande uniformemente sin traslación y distorsión a medida que ocurre la deformación, esto se conoce como endurecimiento por deformación. A continuación, se abordan los dos enfoques de endurecimiento por deformación:

1.11.1 Endurecimiento isotrópico

El endurecimiento de un material se define como el fenómeno que se presenta cuando tiene lugar el aumento del esfuerzo de fluencia sometándolo a carga uniaxial, incrementando el nivel de deformación plástica. Los modelos de endurecimiento de materiales desarrollados mediante la aproximación de la curva experimental de esfuerzo-deformación por una función matemática conveniente, se denominan modelos fenomenológicos, mientras que los modelos de endurecimiento de materiales que se basan en principios físicos de la deformación plástica se denominan modelos de endurecimiento basados en la física.

Los modelos de endurecimiento son factores clave para la simulación de la recuperación elástica, el papel de fortalecimiento para el trabajo también ha sido ampliamente investigado, por lo que muchos investigadores se han dirigido orientado a la búsqueda de

un modelo constitutivo que pueda describir con precisión el comportamiento del material de endurecimiento.

El modelo de endurecimiento isotrópico se utiliza generalmente para describir la evolución del inicio de la superficie de fluencia durante el proceso de deformación (Jiang, 1997). En el modelo de endurecimiento isotrópico su superficie de fluencia se expande proporcionalmente en el espacio de esfuerzos, mientras que su centro permanece fijo y la forma no se altera. Este modelo tradicional de endurecimiento isotrópico, de alguna manera ha predicho con éxito la recuperación elástica de los materiales tradicionales. La explicación esquemática de este modelo se muestra en la Figura 1-23.

Conviene subrayar que, aunque el modelo isotrópico logra acercarse de manera considerable para determinar la recuperación elástica en los aceros de alta resistencia, otros modelos, como por ejemplo el de endurecimiento cinemático que incluye el efecto Bauschinger logran describir condiciones más complejas y profundas de modo que mejora significativamente la aproximación de la predicción, (Yoshida & Uemori, 2002).

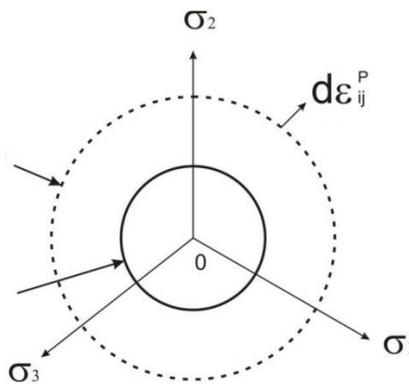


Figura 1- 23 Modelo de endurecimiento isotrópico (Yoshida & Uemori, T, 2002)

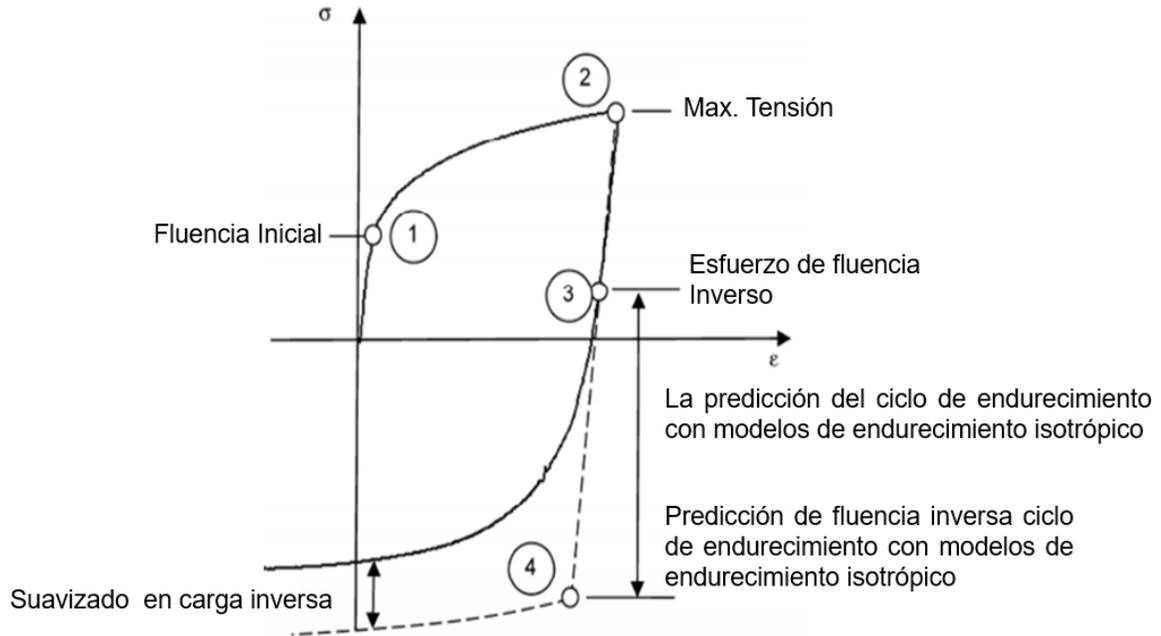


Figura 1- 24 Predicción de la curva tensión-deformación por los modelos de endurecimiento isotrópico sin consideración del efecto Bauschinger (Yoshida & Uemori, 2002)

1.11.2 Endurecimiento cinemático

Se utiliza el concepto de endurecimiento cinemático cuando se altera la dirección de la carga teniendo efectos tales como el efecto Bauschinger. Fundamentalmente, nos dice este efecto, que un material deformado plásticamente bajo a una carga uniaxial de tracción y después a su vez sometido a compresión, tendrá un límite de elasticidad más bajo que a tracción.

En el espacio de esfuerzos el modelo cinemático está representado por el movimiento del centro de la superficie de fluencia sin tener un cambio de su tamaño; este movimiento del centro de la superficie de fluencia se describe numéricamente con el nombre de "*back stress*". En la Figura 1-25, O_0 representa el centro de la superficie de fluencia de origen, mientras O_1, O_2 y O_3 son los centros de las superficies de fluencia ya deformados. La ilustración de la evolución de retorno del esfuerzo ha sido desarrollada a partir de condiciones de endurecimiento lineal simple, multilínea, no lineal e incluso más complicado modelos multi-no-lineales. En la Figura 1-25 la predicción de los ciclos en las curvas esfuerzo-deformación se ilustra con los diferentes tipos de modelos de endurecimiento

cinemático, donde las líneas continuas muestran las curvas esfuerzo-deformación previstos por los modelos y las líneas discontinuas indican el experimento.

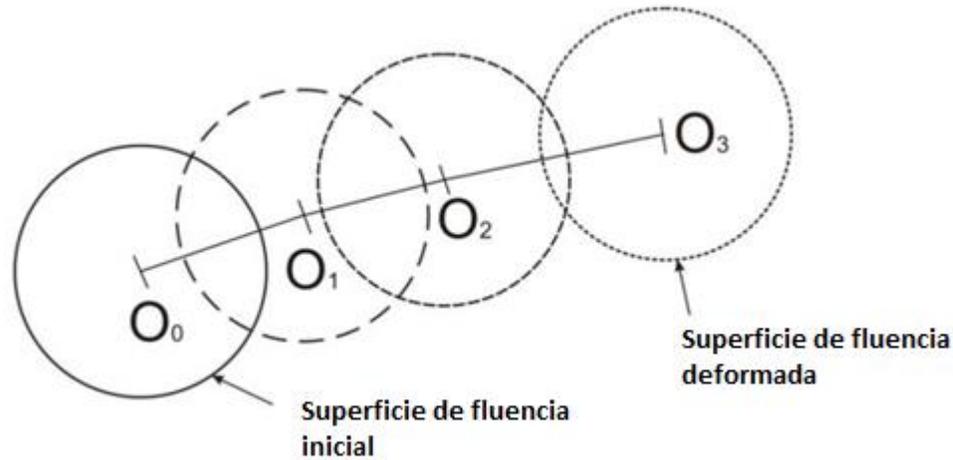


Figura 1- 25 Modelo de endurecimiento cinámico (Mattiasson, 2008)

1.11.3 Modelo cinemático de endurecimiento anisótropo transversal

Este modelo combina el endurecimiento cinámico no lineal Yoshida-Uemori con el criterio de fluencia Hill 1948 como se muestra en la figura 1-14. El modelo se expresa mediante un modelo de endurecimiento cinámico que contiene una superficie de fluencia (f) y una superficie límite (F), el centro de la superficie de fluencia puede ser desplazada debido a la tensión posterior (α) en donde O es el centro inicial de la superficie de fluencia, α^* es el movimiento relativo cinámico de la superficie de fluencia con respecto a la superficie de delimitación, β es el centro de la superficie límite; Y es el tamaño de la superficie de fluencia, B es el tamaño inicial de la superficie límite, y R es el endurecimiento isótropo de la superficie límite. El esfuerzo de retorno consta de dos componentes (β) y (α^*), que se definen por las ecuaciones siguientes:

$$\alpha^* = \alpha - \beta \quad (1.70)$$

$$\dot{\alpha}^* = C \left[\frac{a}{Y} (\sigma - \alpha) - \alpha^* \sqrt{\frac{a}{\alpha^*}} \right] \dot{\epsilon}_p \quad (1.71)$$

$$\dot{\tilde{\epsilon}}_p = \sqrt{\frac{2}{3}} D^p : D^p, \bar{\alpha}^* = \phi(\alpha^*), \alpha = B + R - Y. \quad (1.72)$$

$\dot{\tilde{\epsilon}}_p$ es la tasa efectiva de deformación plástica que se define como la segunda invariante de D^p , y C es un parámetro de material que controla la velocidad del endurecimiento cinemático. La variable (\circ) representa la velocidad objetivo. El cambio de tamaño y la ubicación de la superficie límite se define como:

$$\dot{R} = k(R_{sat} - R)\dot{\tilde{\epsilon}}_p. \quad (1.73)$$

$$\dot{\beta}' = k\left(\frac{2}{3}bD^p - \beta'\dot{\tilde{\epsilon}}_p\right). \quad (1.74)$$

$$\sigma \text{ enlazados} = B + I + \beta \quad (1.75)$$

β' y $\dot{\beta}'$ son las componentes desviadoras de β y su tasa objetivo, respectivamente (comilla (') indica el componente de tensión desviadora), y b es un parámetro del material. La Figura 1-14 b y c muestran el estancamiento de endurecimiento por deformación en el proceso de descarga, donde Y, C, B, k, b y R_{sat} son constantes del material. Además de estos seis parámetros del material, un parámetro adicional h se utiliza para ajustar el estancamiento de endurecimiento con resultados experimentales.

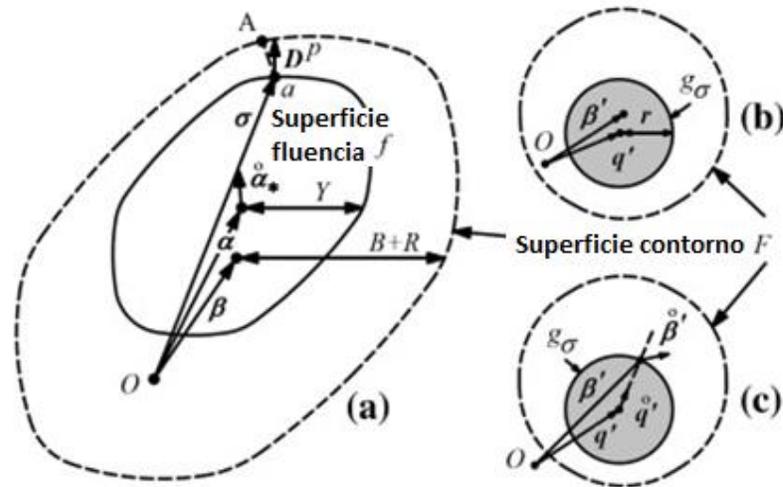


Figura 1- 26 Modelo cinemático de endurecimiento anisótropo transversal:(a) dos superficies, (b) superficial endurecimiento no lineal g_{σ} se define en un espacio de esfuerzos, y (c) endurecimiento lineal (Chongthairungruang et al, 2013)

1.12 Caracterización microestructural

Es necesario realizar la caracterización microestructural de los materiales, especialmente de los aceros de fase dual para identificar sus fases y su distribución pues dichas particularidades determinan el comportamiento mecánico del acero. Por otra parte, cuando el acero es sometido a algunos tratamientos térmicos que cambian sus condiciones microestructurales, se hace necesario singularizar esa diferencia en sus microestructuras a partir del mismo procedimiento.

Para llevar a cabo la caracterización microestructural es necesario el uso de herramientas tales como microscopio óptico, el cual se compone de un sistema de visión que comprende lentes oculares a través de los cuales se visualiza la muestra, lentes objetivos que permiten realizar cambios de aumentos, un sistema de iluminación que incluye una fuente de iluminación y un diafragma que regula la intensidad de luz; por último, portaprobetas y base. El microscopio óptico cuenta con la posibilidad de un rango de ampliación entre 40X a 1250X que permite observar una estructura en forma bidimensional.

Una Onda electromagnética cuya trayectoria inicia desde el plano focal hasta el plano de imagen se encuentran ampliamente alejados donde forman un plano de difracción de

Fraunhofer. Si hablamos de difracción partimos por entender que su onda está conformada por seis millones de electrones segundo a segundo, que atraviesan la muestra y forman una imagen proyectada mediante el ocular para ser percibida por el ojo humano. (Shimizu & Mitani, 2009), (L.D. Russell,1990), (Kuo, J. 2007) y (Pennycook , 2011).

La microscopía electrónica de barrido en sus siglas en inglés "*Scanning Electron Microscope*" es una técnica de análisis superficial, que consiste en incidir sobre una muestra a observar un haz de electrones de alta energía que varía entre 0,5 y 30 KV. Así mismo, los electrones emitidos positivamente en su viaje tienden a separarse debido a las fuerzas de repulsión electrostáticas que actúan entre ellos. Un campo eléctrico, se encarga de focalizar el haz y condensarlo, donde es absorbido por el material y otra parte es expulsada como electrones secundarios y elásticos (Klein, 1997).

El número de electrones producidos en el proceso de interacción depende tanto del material como su forma, en cuanto mayor es el número atómico mayor es la emisión, del mismo modo la emisión sobre una zona rugosa, arista o borde es mayor debido entre otras cosas a la mayor concentración de la carga en esos puntos.

La microscopía electrónica de barrido permite observar y caracterizar diferentes tipos de materiales como orgánicos e inorgánicos en escalas nanométricas y micrométricas; asimismo de poseer la capacidad de obtener imágenes en 3 dimensiones de superficies en diferentes tipos de materiales. El mayor uso de la microscopía electrónica de barrido es el de obtener imágenes topográficas a muy altas magnificaciones (Shimizu & Mitani, 2009), (Reimer, L., 1998).

2. Procedimiento experimental

En este capítulo describe los procedimientos y ensayos experimentales aplicados para el desarrollo de la presente tesis. La metodología describe la secuencia de ensayos de caracterización para el acero doble fase que incluye: composición química, tratamiento térmico intercrítico y caracterización microestructural (metalografía); ensayos mecánicos a tracción uniaxial, anisotropía plástica y doblado en V con el objetivo de estudiar la recuperación elástica en este acero. El siguiente diagrama representa la secuencia de trabajo empleada correspondiente a la etapa experimental.

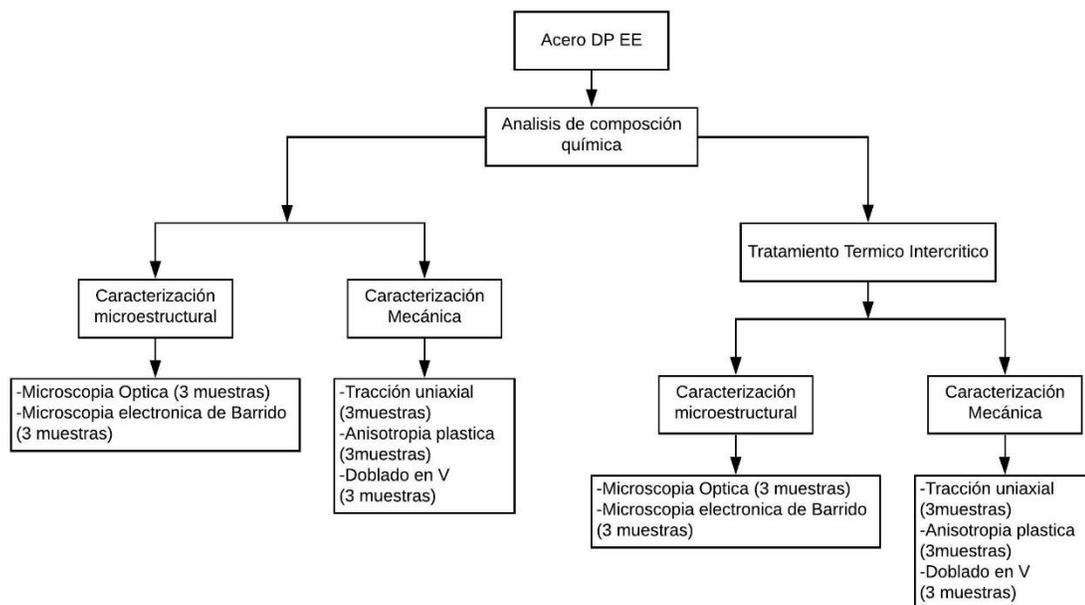


Figura 2- 1 Metodología experimental

2.1 Material de estudio

El material de estudio en esta investigación fue el acero avanzado de alta resistencia DP580 laminado en caliente, suministrado por la empresa IMAL S.A. Las especificaciones técnicas entregadas por la empresa por medio de certificado de calidad, enmarcan dimensionamiento y propiedades mecánicas el cual se adjuntan en el anexo A.

2.2 Composición química

Con el fin de conocer la composición química del material de estudio, se realizó una prueba de análisis químico mediante la técnica de Espectroscopia de Emisión Óptica (OES, optical emission spectroscopy, por sus siglas en inglés), en un equipo BAIRD ESPECTROVAC ubicado en el laboratorio de metalografía de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Colombia.

2.3 Tratamiento térmico

Se realizaron tratamientos térmicos Intercríticos, con el fin de obtener microestructuras de doble fase con diferentes fracciones de volumen entre las fases ferrita-martensita. Se empleó un horno de mufla marca Barnstead/Thermolyne Type 1300 ubicado en el laboratorio de tratamientos térmicos de la Universidad Nacional de Colombia, el cual permite una temperatura máxima 1100°C sin control de atmosfera.



Figura 2- 2 Horno Thermolyne 1300 empleado

El proceso de tratamiento intercritico se llevó a cabo a temperaturas de 760°C y 820°C de acuerdo con la composición química del material (ver tabla 3.1), empleando las ecuaciones empíricas (2.1) y (2.2) desarrolladas por K. W Andrews (1965), metodología que actualmente continua vigente como se describe en el trabajo de Fazaeli et al. (2016).

$$Ac1(^{\circ}C) = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 290As - 6.38W \quad (2.1)$$

$$Ac3(^{\circ}C) = 910 - 203C^{1/2} + 44.7Si - 15.2Ni + 31.5Mo + 104.4V + 13.1W \quad (2.2)$$

Las temperaturas intercríticas se extendían entre Ac_1 y Ac_3 de manera que las muestras presentaban una microestructura ferrítica-austenítica. Este tratamiento térmico se ejecutó ingresando las muestras al horno de mufla durante un tiempo 30 minutos en la temperatura de austenización para garantizar la homogeneidad en toda la probeta, tomando como referencia los trabajos realizados por distintos autores (Sun & Pugh, 2002, Hayat & Uzun, 2011, Sayed & Kheirandish, 2012). El tiempo se determinó garantizando la homogeneidad al tener en cuenta las dimensiones y el espesor de la probeta. Una vez transcurrido este tiempo se retiraron las probetas del horno y se enfriaron directamente con agua a temperatura ambiente con agitación manual, provocando la transformación de la austenita a martensita.

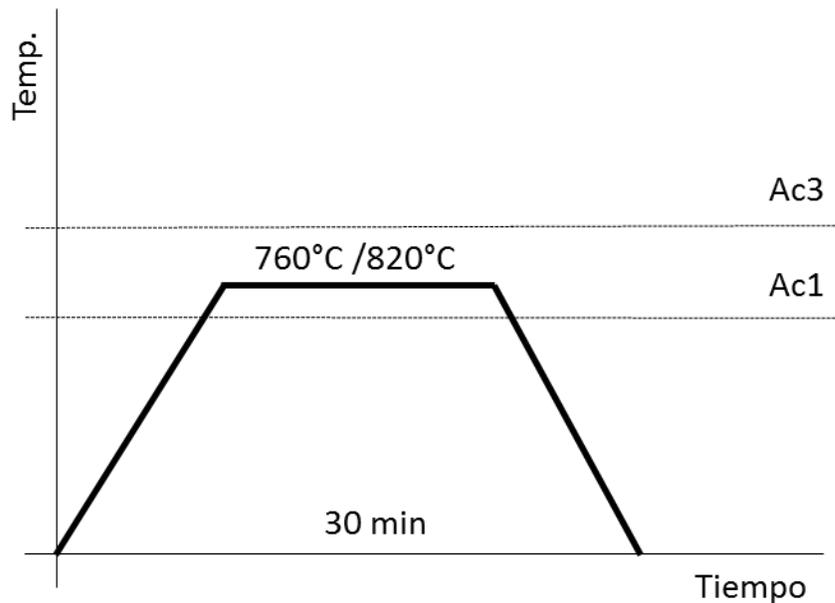


Figura 2- 3 Representación esquemática de los ciclos térmicos para el acero de fase dual

580

2.4 Ensayo de tracción uniaxial

Para la caracterización de las propiedades mecánicas se empleó el ensayo uniaxial bajo la norma ASTM E8 (Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials), de acuerdo a la norma las dimensiones de las probetas se ajustaron cortándolas mediante chorro de agua a diferentes direcciones respecto a la laminación longitudinal, transversal

y 45° como se muestran en la figura 1. Las dimensiones calibradas de las probetas fueron: 20 mm de ancho, largo 200 mm y espesor de 3.5 mm (ver figura 2-4).

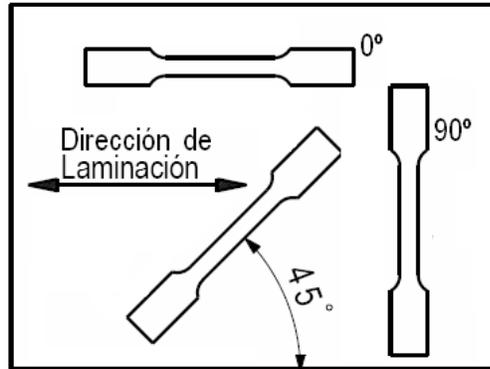


Figura 2- 4 Dirección de laminación

A través de este ensayo se obtiene información sobre las propiedades mecánicas del material tales como, la curva esfuerzo-deformación, módulo elástico, esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo, elongación, anisotropía plástica y el coeficiente de endurecimiento n . Los ensayos se realizaron en una máquina universal de ensayos marca Shimadzu UH-X de 50 toneladas, destinada en el laboratorio de ensayos mecánicos y deformación plástica de la Universidad Nacional de Colombia - Sede Bogotá. Estos ensayos se ejecutaron a una velocidad de 0,01 mm/s teniendo en cuenta el parámetro entregado por Chongthairungruang et al. (2012) en su investigación para aceros DP. Por otro lado, Toros et al. (2012) estudiaron diferentes velocidades de deformación entre 0,003 a 200 s^{-1} para aceros AHSS, donde determinaron que el esfuerzo del material no es sensible a la tasa de deformación. En consecuencia, eligieron una tasa de deformación de 0,0083 mm/s la cual es cercana al presente estudio.

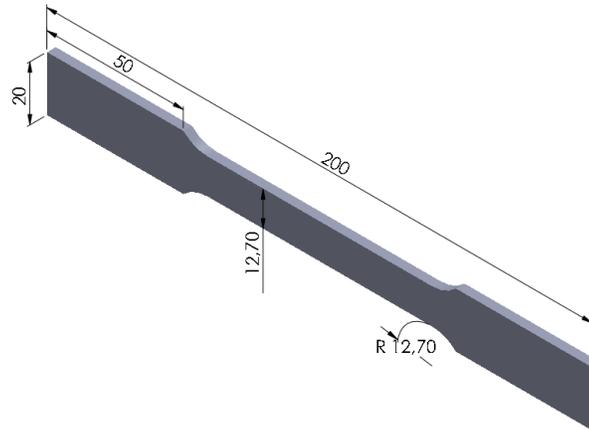


Figura 2- 5 Dimensiones de la probeta para ensayo de uniaxial

Posteriormente se procedió a marcar en cada probeta una línea en el centro perpendicular a la longitud, donde se indican dos líneas de 25 mm para obtener una zona calibrada de 50 mm con el propósito de medir la deformación durante el ensayo por medio de un extensómetro. Se tomaron 3 medidas de ancho y espesor en 3 puntos de la zona calibrada mediante un micrómetro marca Mitutoyo serie 103 con precisión de 0,01mm. A continuación, se ingresan los parámetros de las medias tomadas de ancho y espesor y de la velocidad de bastidor, una vez introducidos los parámetros de ensayo se procede a la colocación de la probeta.

Ensayadas las muestras se obtuvieron los datos de esfuerzo-deformación ingenieriles ($\sigma = \frac{F}{A}$, $e = \frac{\Delta l}{l_0}$) y verdaderas $\sigma_{true} = \sigma(1 + e)$, $\epsilon = \ln(1 + e)$. Obtenidos los valores del esfuerzo verdadero versus la deformación verdadera se realiza una regresión lineal para calcular la pendiente m , el valor de n (coeficiente de endurecimiento por deformación), y K (constante de Hollomon) con la inversa del logaritmo.

2.5 Determinación anisotropía plástica

El procedimiento para determinar la anisotropía plástica r , se realizó con la máquina de tracción uniaxial Shimadzu UH-X de 50 toneladas de acuerdo a la norma ASTM E-517 "Standard Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal" (2016). Se cortaron probetas a 0° , 45° y 90° según el sentido de laminación del material. Las dimensiones de las probetas fueron 200 mm de longitud, 20 mm de ancho y 3,5 mm de espesor, como se observa en la siguiente Figura 2-6.



Figura 2- 6 Probetas anisotropía plástica para cada orientación

Una vez cortadas las probetas se tomaron 5 mediciones de ancho y espesor utilizando un micrómetro digital, ya que es fundamental la exactitud de la medición para obtención coeficiente de anisotropía plástica. Posteriormente en cada probeta se marcó una línea en el centro perpendicular a la longitud, se realizaron dos líneas a 25 mm, la cual se usó para medir la deformación durante el ensayo. El valor r , denominado como el coeficiente de anisotropía plástica se define como la relación de la deformación real de ancho (ϵ_w) y la deformación real de espesor (ϵ_t) después de que el material ha sido deformado.

Debido a las dificultades de medición de la variación de espesor con precisión suficiente en el experimento, se utiliza comúnmente una relación entre la longitud y el ancho en lugar del espesor. Para tal intención, se supone que, durante la deformación, el volumen de material permanece constante y por lo tanto la variación del espesor puede ser calculada sobre la variación de la longitud y el ancho (ASTM E-517, 2016).

$$r = \frac{\ln(w_o/w_f)}{\ln(l_f w_f / l_o w_o)} \quad (2.3)$$

Donde

l_o = Longitud inicial

l_f = Longitud final

El ensayo se realizó con predeformación del 8-12% y con una velocidad del cabezal 0,01mm/s, que es comúnmente es utilizada para determinar el valor r en aceros DP como en el trabajo de Chongthairungruang et al. (2012). También se realizaron mediciones del ancho y espesor de la muestra en el estado de predeformación con un micrómetro digital, para calcular la anisotropía mediante el método manual.

2.5.1 Cálculo de anisotropía normal y planar (\bar{r} y Δr).

El valor de r por lo general varía con la dirección de laminación (r_0, r_{45}, r_{90}). Por tal motivo se calcula el valor r_m y Δr (ver ecuaciones 2.4 y 2.5).

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (2.4)$$

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} \quad (2.5)$$

2.6 Ensayo de doblado en V

Para evaluar el efecto de la recuperación elástica se utilizó el ensayo de doblado en V empleando una maquina dobladora CNC marca Ermak HAP 2680. Se prepararon 8 probetas a diferentes direcciones respecto a la laminación (longitudinales, transversales y a 45°), cortadas mediante chorro de agua de forma rectangular con dimensiones de 60 x 25.4 mm. El ensayo se realizó con una fuerza de doblado de 72000kN (ver Figura 2-7).



Figura 2- 7 Ensayo de doblado V

La geometría de la matriz y el punzón constan de un ángulo de plegado de 85° con radio de curvatura de 2 y 0.5mm. El ángulo de la recuperación elástica (θ) se midió después de la descarga por medio de un transportador de ángulos análogo Mitutoyo serie 187, el cual tiene una precisión $\pm 5\text{min}$ en la medición.

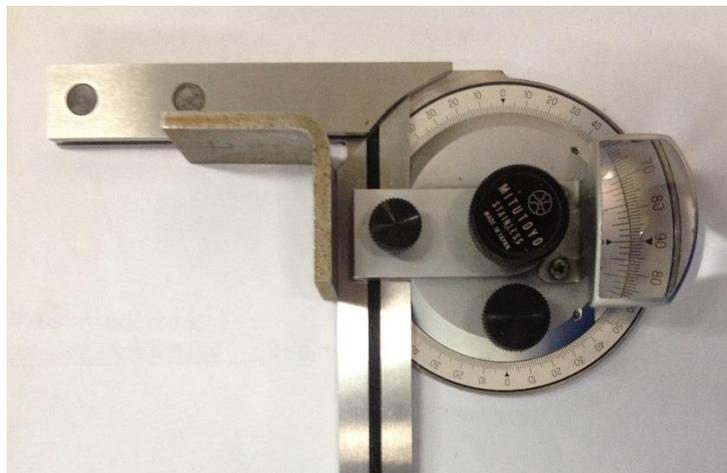


Figura 2- 8 Medición mediante transportador de ángulos

Además, se realizó la medición del ángulo de doblado después de la descarga mediante trazos en un editor de gráficos en imágenes tomadas con una cámara fotográfica.

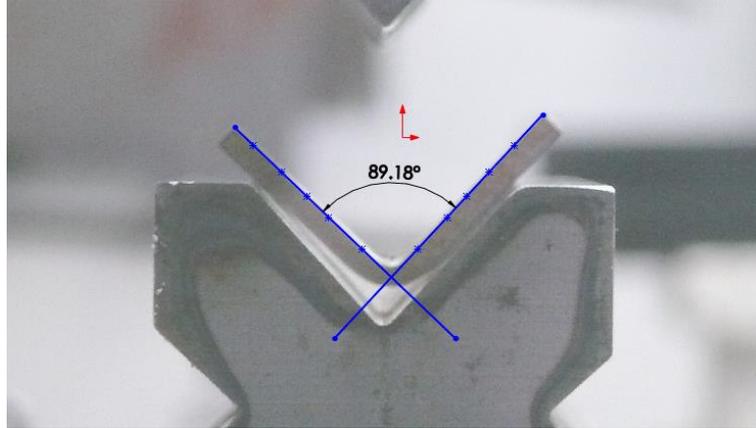


Figura 2- 9 Medición mediante editor de gráficos

2.7 Caracterización microestructural

Con el fin de realizar el análisis metalográfico del material en estado de entrega y posterior de ser tratado térmicamente a temperatura intercrítica, se realizaron ubicación y corte de la sección a analizar; luego se prepararon las muestras en un embutido de resina fenólica (baquelita) en la máquina de embutido metalográfico, para facilitar la manipulación de las probetas. Posteriormente se realizaron desbaste y pulido utilizando diferentes tipos de lijas (100 – 2500) y brillo con paño usando alúmina según la norma ASTM E3-11 (2011). Finalmente, se atacó con solución nital a una concentración 2% durante 5 segundos.

Para el caso de conocer la microestructura después del proceso de doblado en V, se realiza corte en la región de curvatura para las probetas en las direcciones 0°, 45° y 90°, como se muestra en la figura 2-10.

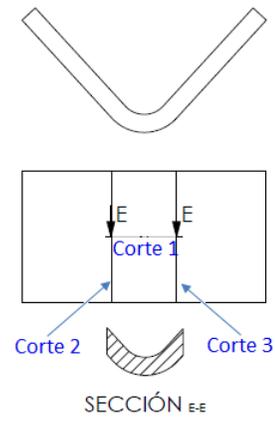


Figura 2- 10 Sección de corte de probeta para microscopia

3. Caracterización microestructural y mecánica

En este capítulo se entregan los resultados experimentales obtenidos a partir de la metodología planteada en el capítulo 2, el cual radica en evaluar la microestructura del acero en estado de entrega y tratado térmicamente realizando ensayos metalográficos, composición química y caracterización mecánica; con el objetivo de contrastar diferencias microestructurales y el resultado que genera sobre las propiedades mecánicas de los aceros estudiados. El comportamiento mecánico se caracteriza mediante tracción uniaxial, con el fin de conocer su comportamiento de endurecimiento por deformación utilizando el modelo de Hollomon y anisotropía plástica por medio el coeficiente de anisotropía r . Además, se realizaron ensayos de conformabilidad a través de doblado en V para evaluar la recuperación elástica.

3.1. Análisis químico

Para la realización de pruebas de composición química, se empleó un acero avanzado de alta resistencia de fase dual con un espesor de 3.50 mm, material normalmente aplicado en la industria automotriz.

En la Tabla 3-1 se muestran los resultados de las pruebas realizadas, donde se evidencia que este acero posee bajo contenido de carbono.

<i>Material</i>	<i>C %</i>	<i>Si %</i>	<i>Mn %</i>	<i>P %</i>	<i>S %</i>	<i>Fe %</i>
Acero DP580	0.069	0.688	1.216	0.009	0.007	Balance

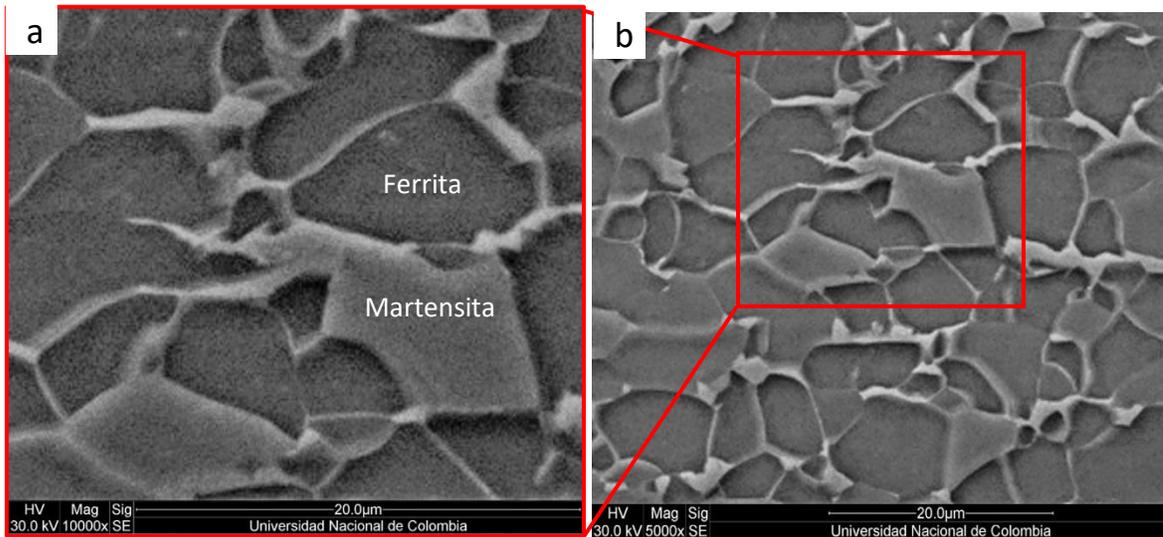
Tabla 3- 1 Composición química DP580

De acuerdo con Marra (2008), el porcentaje 0.06 a 0.15 % en peso de carbono genera un efecto estabilizador de austenita, endurecimiento de la martensita y determina la distribución de fases. Los porcentajes de los aleantes como el manganeso y el silicio tienen un papel muy importante en el control de la cinética de la transformación de fase, y, en particular, la estabilidad y aumento de la cantidad de la austenita; además, el contenido de manganeso retarda la formación de bainita y perlita, se necesita un porcentaje mayor a 1 para asegurar la templabilidad suficiente para la formación de martensita durante el enfriamiento (Neil, T., 2011).

3.2 Análisis metalográfico

3.2.1 Micrografías tomadas en microscopía electrónica de barrido

Las microestructuras del acero DP580 obtenidas mediante microscopía electrónica por barrido (SEM), se muestran en la Figura 3-1 en su estado inicial y con las dos temperaturas del tratamiento intercrítico con aumentos de 2000x, 5000x y 10000x. Las microestructuras se han puesto en manifiesto mediante el ataque químico con nital 2%, evidenciando en la zona gris oscura la fase ferrítica y en las regiones de gris claro la fase de martensita en forma de islas. Las islas de martensita en el acero investigado partiendo de su estado inicial, tienen apariencia uniforme con bajo porcentaje en su fracción de volumen; además, se observan en forma de redes y en su mayoría dispersas a lo largo de los bordes de grano de la fase ferrítica.



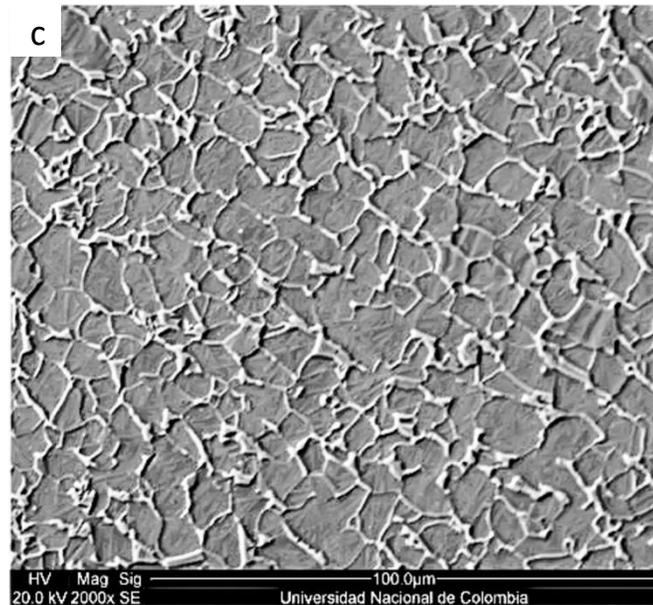
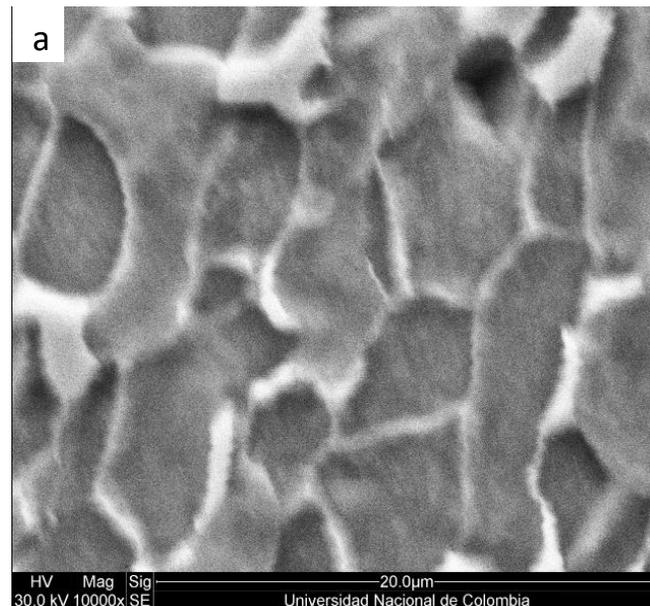


Figura 3- 1 Microestructura del acero doble fase 580 en estado inicial: a)10000x, b)5000x y c) 2000x

Para la muestra sometida a tratamiento Intercrítico de 760°C se visualiza con menor definición la segunda fase, de igual forma se evidencia una mayor presencia de martensita de acuerdo a los parámetros determinados en el software Image J, (ver apartado 3.2.2).



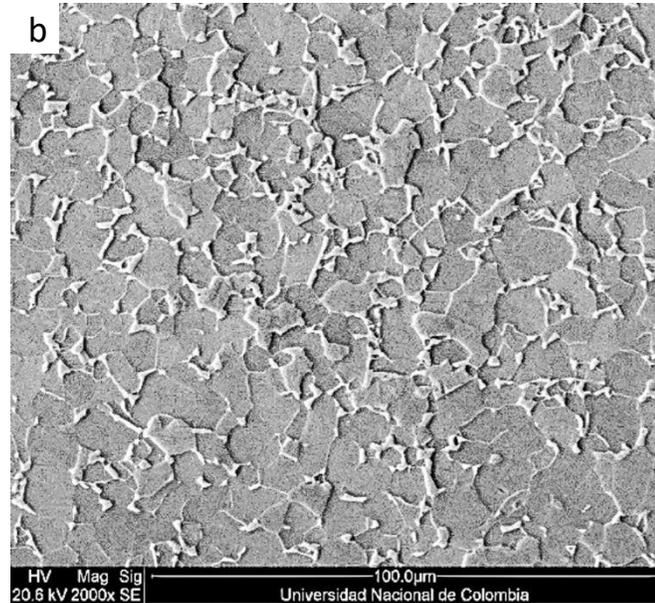
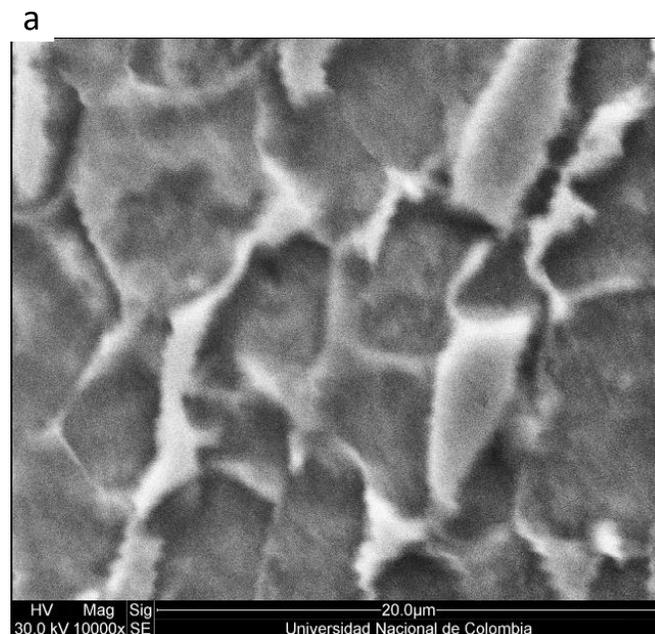


Figura 3- 2 Microestructura del acero doble fase 580 con tratamiento térmico 760°C:
a)10000x, b)2000x

Para el caso de la muestra sometida a 820°C, la presencia de los glóbulos de martensita tiene mayor tamaño a lo largo de las fronteras de los granos de ferrita.



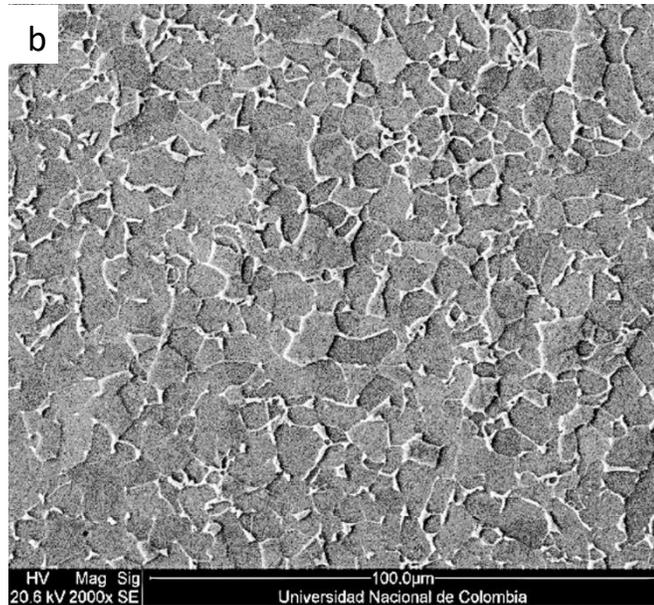


Figura 3- 3 Microestructura del acero doble fase 580 con tratamiento térmico 820°C

En las micrografías tomadas mediante SEM a 10000x se logra observar que la segunda fase es martensita y no se consigue visualizar la presencia de una tercera fase como la bainita, la cual tiene un patrón que se caracteriza por tener forma acircular o de agujas. De la misma manera, en otros trabajos como los de (Balbi et al., 2018), (Lai Q et al.,2015), (J. Zhang et al. 2015) la estructura de la martensita hace presencia en forma de bloque para los aceros de doble fase obtenidos a temperaturas intercríticas.

3.2.2 Cálculo de fracción en volumen y tamaño de grano de martensita

Para determinar la fracción volumétrica de las fases ferrita-martensita, se caracterizó aplicando el método de proporción de área visible a partir de la norma ASTM E1245 (2008), usando el analizador de imágenes AI32 sobre las micrografías tomadas en un microscopio óptico (ver Figura 3-4). Las imágenes fueron editadas mediante el uso del software imageJ según el porcentaje en volumen de martensita para cada muestra.

%martensita			
Mediciones	DP580 EE	DP580 760°C	DP580 820°C
1	19,071	38,459	41,587
2	20,546	37,825	42,034
3	18,945	39,704	40,342
4	19,993	40,282	39,003
5	20,002	39,824	42,102
PROMEDIO	19,711	39,218	41,013
DESV. ESTANDAR	0,6815	1,0310	1,3274

Tabla 3- 2 Proporción de martensita en área para cada uno de los materiales estudiados

La Tabla 3-2, muestra conforme a la medición y análisis de fracción volumétrica de las fases, que el acero en su estado inicial contiene alrededor de 20% en fracción de martensita, lo que se estima una mayor ductilidad. Respecto al tratamiento térmico, tuvo como resultado un aumento de la proporción de la fase dura (martensita), aproximadamente 39% de fracción de volumen para el material expuesto a una temperatura intercrítica de 760°C, y cercana al 41% para el material sometido a una temperatura de 820°C.

Como se observó mediante el análisis de proporción de área visible, el incremento del % de martensita está dada al aumento de la temperatura de tratamiento térmico intercrítico. Esto se cumple con la regla de la palanca en el diagrama hierro-carbono en la zona de las fases ($\alpha+\gamma$), que a mayor temperatura intercrítica, mayor será el contenido de austenita, que, a someterse a un enfriamiento rápido con agua, esta fase se convierte en martensita. Adicional, la cantidad de carbono distribuye una mayor parte de martensita, de tal forma que el porcentaje de ferrita o la fase blanda disminuye acuerdo a lo descrito por Dutta et al (2019) y Rodriguez & Gutiérrez (2015), Fallahi, A. (2002), (Lai Q et al.,2015).

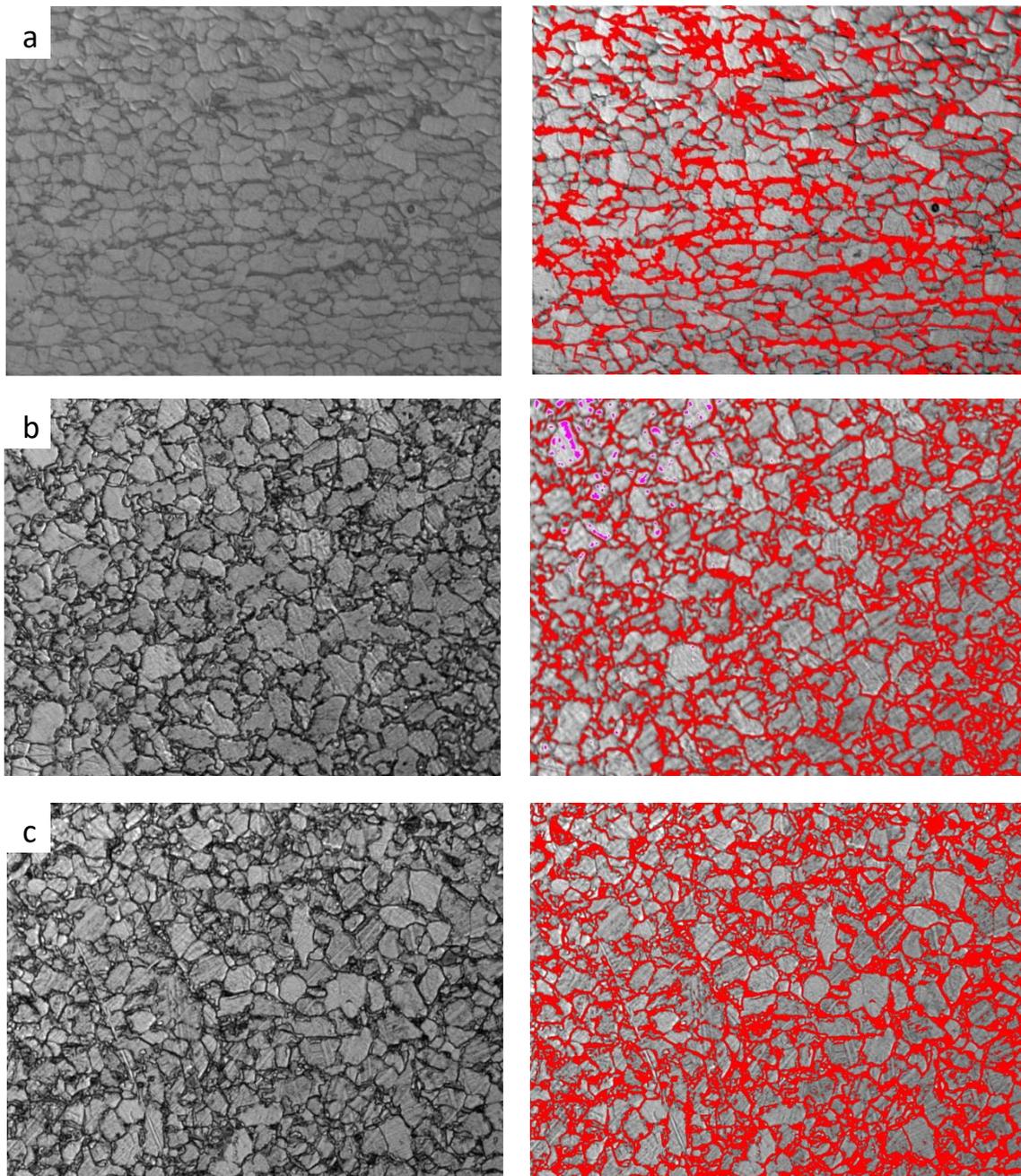


Figura 3- 4 Fracción de martensita del acero doble fase 580 en a) Estado inicial b) Tratamiento térmico 760°C y c) Tratamiento térmico 820°C.

Aplicando el método de intersecciones se determinaron los tamaños de granos de martensita con el uso del editor de imágenes *Image J*, para los materiales en su estado inicial y con tratamientos térmicos Intercríticos. El material en estado de entrega presenta un tamaño de grano pequeño frente a los expuestos con temperatura de 720°C y 820°C como se muestra en la tabla 3-2.

	DP580 EE	DP580 760°C	DP580 820°C
Mediciones	Tamaño (μm)	Tamaño (μm)	Tamaño (μm)
1	7,99	11,45	14,27
2	7,30	10,82	17,46
3	6,96	10,70	15,21
4	6,99	10,82	13,52
5	5,92	12,82	14,74
PROMEDIO	7	11,32	15,04
DESV. ESTANDAR	0,75	0,89	1,49

Tabla 3- 3 Tamaño de grano martensita

El crecimiento de grano esta dado por el tiempo de permanencia del tratamiento térmico intercrítico, no obstante, es necesario aclarar que en esencia la temperatura no incide de manera notable en esta variación, en concordancia con lo referido en la investigación de (Vásquez, 2018), donde varía el tiempo de permanencia de 1 a 5 horas.

3.2. Ensayos de tracción uniaxial

Las Figuras 3-5 y 3-6 muestran las curvas esfuerzo-deformación de los ensayos de tracción uniaxial para el acero en su estado inicial y con tratamientos térmicos, donde se comparan las curvas según el porcentaje de fracción de martensita, determinando las propiedades mecánicas como el módulo elástico, esfuerzo de fluencia (0,2%) y resistencia máxima, así como el valor de coeficiente de endurecimiento (n) mediante la ley de Hollomon.

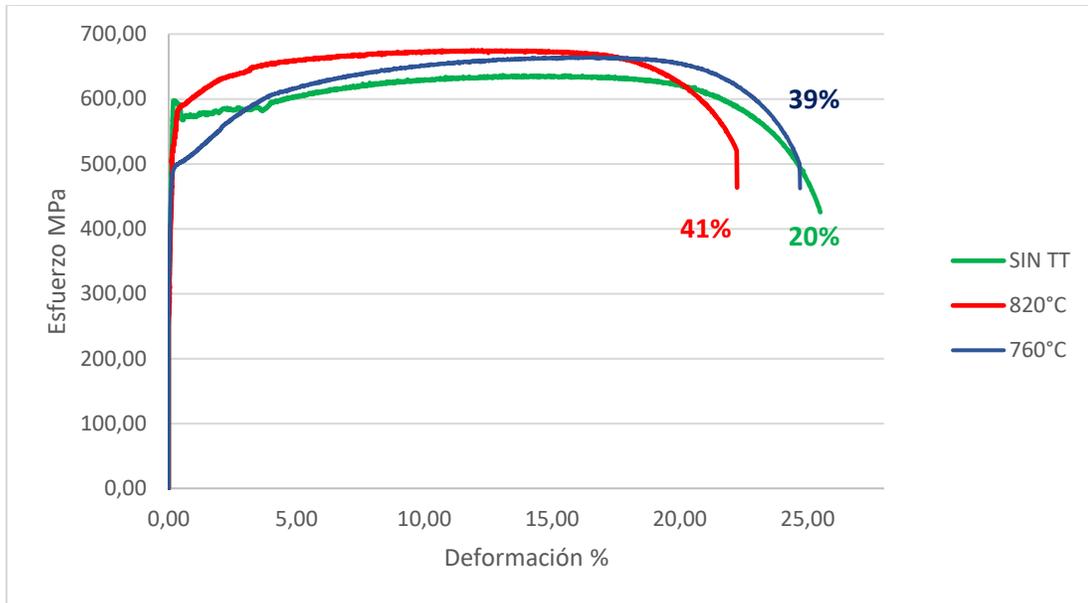


Figura 3- 5 Curva Esfuerzo-Deformación de ensayo de tracción en los aceros DP estudiados

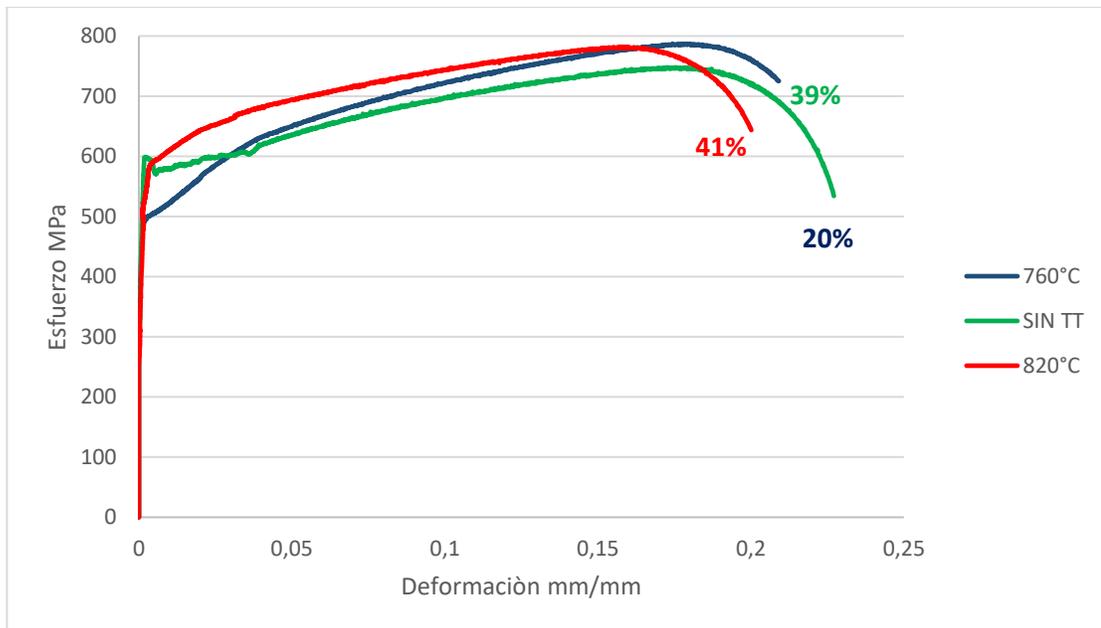


Figura 3- 6 Curva Esfuerzo-Deformación verdadera de ensayo de tracción en los aceros DP estudiados

Material	Módulo de Elasticidad (GPa)	Esfuerzo de Fluencia (MPa)	Resistencia máxima (MPa)	Deformación (%)	n
DP580EE	189.08	597,67	636,75	25,5	0,138
DP580-760°C	152,12	485,74	665,63	24,7	0,160
DP580-820°C	169.16	493,66	675,23	22,2	0,116

Tabla 3- 4 Propiedades mecánicas de los aceros estudiados

En la tabla 3-4 se muestran los resultados obtenidos acordes a las mediciones de tracción, se indica por ejemplo, que el acero en su estado inicial tiene un valor de tracción máxima de 597 MPa frente a las muestras con tratamientos térmicos a temperaturas intercríticas de 760°C y 820°C, generando un resultado de 665,63 MPa y 675,23 MPa aproximadamente en términos de esfuerzo máximo. Los aceros DP con tratamiento térmico, cuentan con mayor porcentaje de fracción de martensita evidenciando un valor más alto de resistencia última; sin embargo, el alargamiento disminuyó, lo que se traduce en una reducción significativa de la ductilidad.

Como se ha mencionado anteriormente el aumento de la temperatura intercrítica conduce a la expansión de volumen de la fase martensita, dado que esta fase se considera más dura que la ferrita, no es capaz de apropiarse la misma cantidad de deformación en el proceso de elongación y esto conlleva a hacer más notoria la incompatibilidad de las dos fases en sus tensiones y deformaciones.

Según los autores Das et al. (2017) y Banerjee et al. (2019), al inicio de la deformación plástica, la martensita evidencia una deformación plástica mínima o nula por su alta resistencia, mientras la ferrita contribuye al flujo plástico. En consecuencia, esta deformación localizada en la ferrita ocasiona un cambio de la densidad de dislocaciones que se retienen en las fronteras de las islas de martensita. Estas altas densidades de dislocaciones son las responsables del aumento de la tasa de endurecimiento por deformación, cambios en los porcentajes de elongación y la resistencia a la tracción según lo evidenciado por (Alvarado, 2013), Khodaverdizadeh et al. (2012), (Hueseyin et al., 2010) y (Sodjit et al., 2010).

3.3. Anisotropía plástica

La anisotropía plástica se determinó a partir de ensayos de tracción uniaxial en probetas con orientación a 0°, 45° y 90°. Los coeficientes de anisotropía plástica fueron determinados con una tasa de deformación entre 8% y 12%, dentro del rango del límite de fluencia y esfuerzo máximo para los aceros bifásicos en estado inicial, y con tratamientos térmicos de 760 y 820°C como se muestra en las Figuras 3-7 a 3-9.

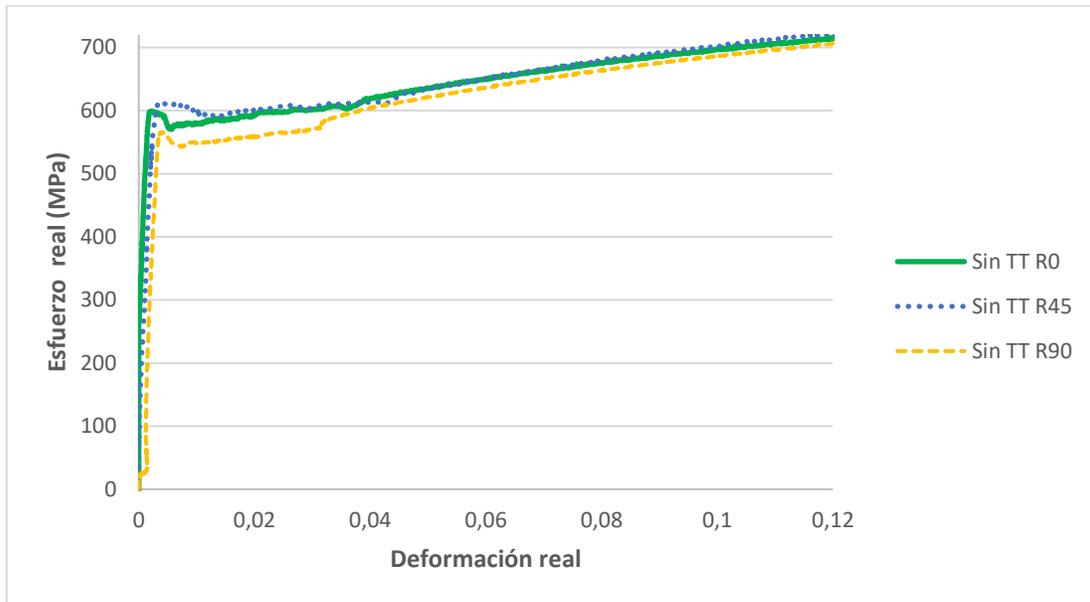


Figura 3- 7 Curva Esfuerzo-Deformación real para cada orientación para el acero DP sin TT

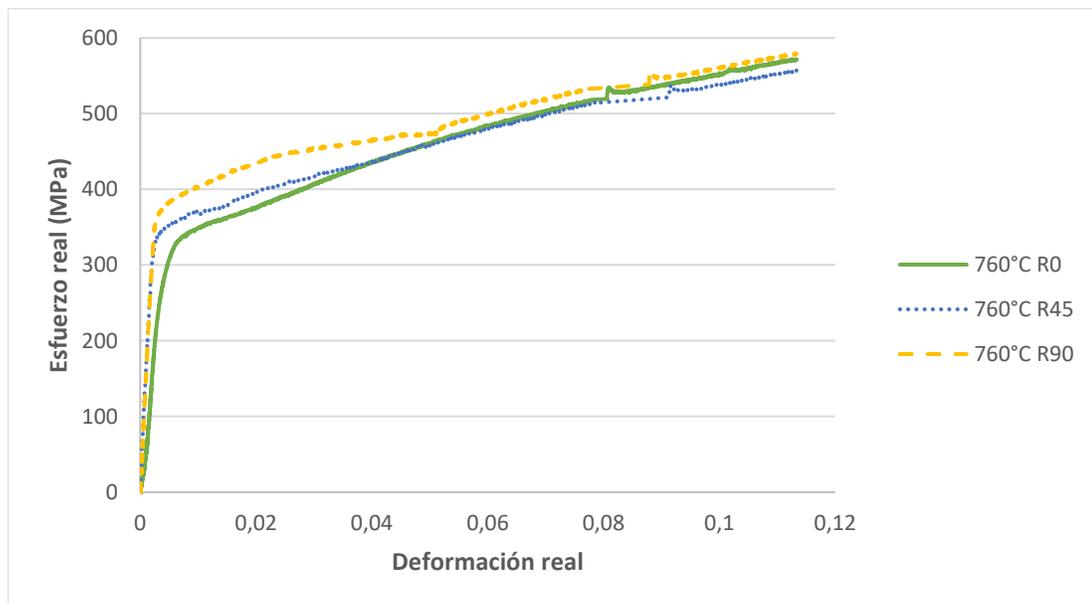


Figura 3- 8 Curva Esfuerzo-Deformación para cada orientación para el acero DP 760°C

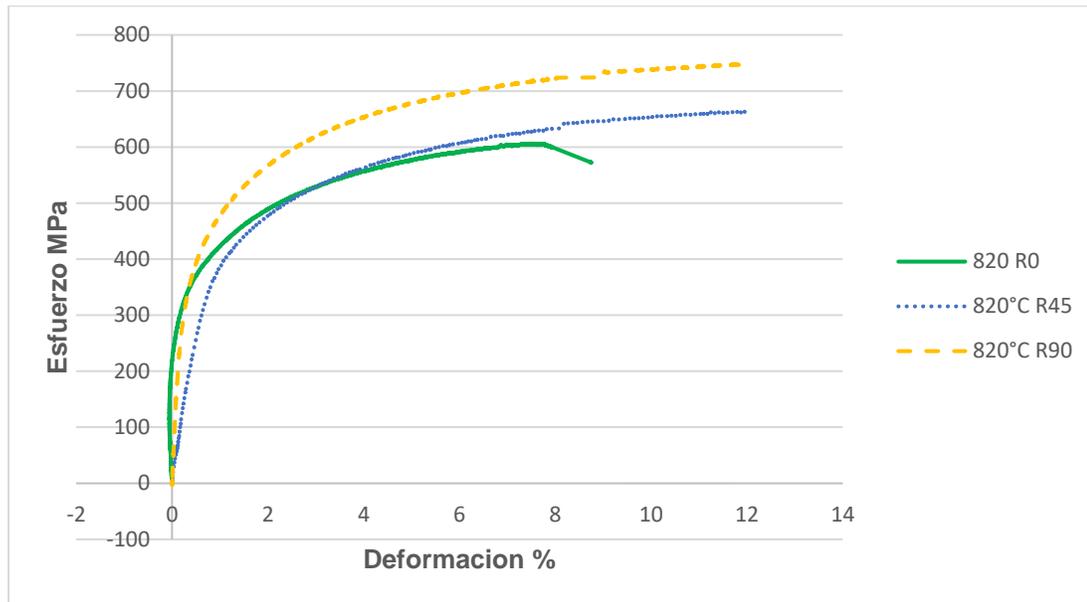


Figura 3- 9 Curva Esfuerzo-Deformación para cada orientación para el acero DP 820°C

Adicionalmente, se calcularon los esfuerzos de fluencia para una tasa de deformación de 0.2% con respecto a la orientación de laminado a 0°, 45° y 90° para los materiales evaluados. Los materiales estudiados muestran una variación del límite de fluencia en la dirección de 45° y 90° frente al sentido de laminación el cual se evidencia en la Tabla 3-4; el aumento del esfuerzo de fluencia para la dirección de 45° en comparación con la dirección a 0° según Jahanara et al. (2019) se atribuye a la presencia de altas deformaciones internas y alta concentración de densidad de dislocaciones geométricamente necesarias (GND) como resultado del enfriamiento de la región de austenización. Sin embargo, se observa una variación para la dirección de 90° que puede atribuirse a las diferentes morfologías de la martensita como se muestran en las figuras 3-1-a 3-3. En otras investigaciones (Mazinani & Poole, 2007) mostraron una morfología continua de la martensita en forma de bandas en los aceros DP evidenciando como resultado una variación del comportamiento en las curvas esfuerzo-deformación en comparación con los aceros DP homogenizados que tienen islas de martensita mas pequeñas no continuas.

Esfuerzo de fluencia			
Material	σ_{0°	σ_{45°	σ_{90°
DP580EE	597,67	610,28	593.44
DP580-760°C	485,74	496.30	482.45
DP 580-820°C	493,66	503,32	489,06

Tabla 3- 5 Esfuerzo de fluencia para el acero DP580 con 8% deformación

En las Tablas 3-6 y 3-7 se muestra los resultados de los coeficientes de anisotropía (r) para cada material estudiado según su orientación. En comparación de los coeficientes r , se denota para el material DP580 en su estado de entrega, en general, posee valores más cercanos a 1 para el caso de los dos estados de deformaciones, estableciendo que este material tiene un comportamiento más isotrópico en comparación a 760°C y 820°C.

Los valores de anisotropía mostrados para los aceros DP, exponen un incremento de r conforme aumenta el ángulo respecto al eje de referencia del sentido de laminación (0°), es decir que a 90° el conformado es más favorable. Caso similar sucede en el trabajo de Murat Ozsoy y autores (2014) para los valores reportando del acero de estudio DP600.

Medición con deformación de 8%					
Material	r_{0°	r_{45°	r_{90°	\bar{R}	ΔR
DP580EE	0,855	0,864	0,933	0,879	0,030
DP580-760°C	0,786	0,875	0,965	0,875	0,001
DP 580-820°C	0,799	0,828	0,951	0,852	0,047

Tabla 3- 6 Coeficientes de anisotropía plástica para el acero DP580 con 8% deformación

Medición con deformación de 12%					
Material	r_{0°	r_{45°	r_{90°	\bar{R}	ΔR
DP580EE	0,875	0,991	0,909	0,941	-0,099
DP580-760°C	0,862	0,754	0,863	0,808	0,109
DP 580-820°C	0,897	0,714	0,961	0,772	0,115

Tabla 3- 7 Coeficientes de anisotropía plástica para el acero DP580 con 12% deformación

En las Tablas 3-6 y 3-7 se muestra una variación del valor de anisotropía planar ΔR según la orientación del material con respecto a la dirección de laminación para los aceros estudiados. En el caso del acero dual en estado inicial tiene anisotropía plana de ΔR 0.030, para el caso de 8% deformación y ΔR -0.099 para el de 12%, para el acero con tratamiento térmico intercrítico de 760°C describe un coeficiente de ΔR 0,001 y ΔR 0,109; los coeficientes más altos los ostenta el acero con tratamiento térmico 820°C de ΔR 0,047 y ΔR 0,115.

Los aceros DP en su estado inicial y con tratamiento térmico intercrítico de 760°C y 820°C, exhibieron valores $\Delta R > 0$ para los dos estados de deformación 8% y 12% dando como resultado, una tendencia mayor a la deformación en la dirección de laminación y 90°. Por el contrario, si los coeficientes son $\Delta R < 0$ la presencia de deformaciones estaría sujeta en la dirección de 45°. Las variaciones de anisotropía en los materiales estudiados pueden explicarse de acuerdo al cambio de tamaño de grano y la fracción volumétrica de la fase martensítica, ya que se han registrado valores atípicos de anisotropía en una misma dirección para aceros con diferentes porcentajes de martensita (DP590, DP980 y DP1180) los cuales fueron medidos en 7 direcciones diferentes respecto a la dirección de laminación.

El acero de doble fase en su estado inicial presenta una mayor variación de la anisotropía normal, donde la variación de \bar{R} se presenta por poseer un mayor porcentaje de deformación, lo que incide en el proceso de conformado. En el trabajo de Gutiérrez (2012), se observa que los aceros DP y TRIP tienen valores de anisotropía prácticamente constantes en un rango de deformación entre (0.005-0.2 mm/mm), y posteriormente presenta una variación de anisotropía.

3.4. Ensayo de Doblado en V

El proceso de doblado en V se ha llevado a cabo de acuerdo a la metodología expuesta en el capítulo anterior, donde se utilizó una máquina dobladora CNC con una matriz equipada para generar conformado en forma de V (ver Figura 2-6). La obtención de la recuperación elástica se calculó después del conformado de las probetas en sentido longitudinal, transversal y perpendicular de rolado, midiendo el ángulo final por medio de un transportador de ángulos y verificando con fotografías. A continuación, se describen los resultados obtenidos de la medición con transportador de ángulos para los diferentes materiales DP ensayados, en función de la orientación de laminación 0°, 45° y 90°.

DP580 Estado inicial			
Dirección (°)	Angulo de Doblado (°)	Angulo final Doblado promedio (°)	Recuperación elástica
0	85	89.20	0.953
45		90.23	0.942
90		90.19	0.942

Tabla 3- 8 Recuperación elástica para cada dirección para el acero DP580 en estado entrega

DP580 Tratamiento térmico 760°C			
Dirección (°)	Angulo de Doblado (°)	Angulo final Doblado promedio (°)	Recuperación elástica
0	85	89.31	0.951
45		89.59	0.948
90		89.18	0.953

Tabla 3- 9 Recuperación elástica para cada dirección para el acero DP580 con tratamiento térmico 760°C

DP580 Tratamiento térmico 820°C			
Dirección (°)	Angulo de Doblado (°)	Angulo final Doblado promedio (°)	Recuperación elástica
0	85	90.45	0.939
45		90.31	0.941
90		90.40	0.940

Tabla 3- 10 Recuperación elástica para cada dirección para el acero DP580 con tratamiento térmico 820°C

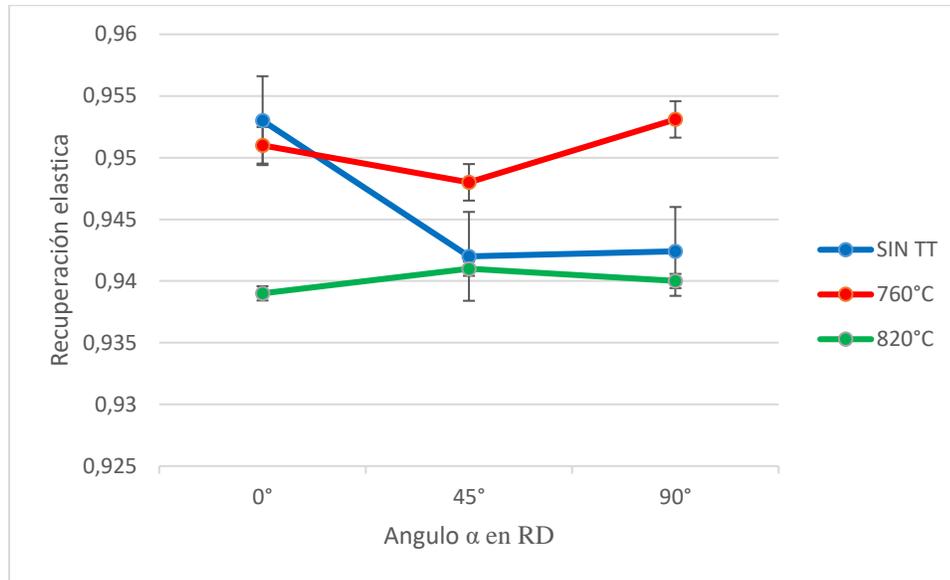


Figura 3- 10 Recuperación elástica en función de la orientación de laminado para cada material investigado

En las tablas 3-7 a 3-9 se muestran los valores medidos del ángulo final de doblado y los valores calculados del factor de recuperación elástica respectivamente. En consecuencia, las diferencias entre las propiedades mecánicas de cada material estudiado, según su orientación y la fracción de martensita, muestran variaciones en el ángulo de recuperación elástica después de retirada la carga ejercida por el punzón en el proceso de doblado.

Se puede observar que la recuperación elástica del material DP en estado de entrega aumentó para las direcciones de 45° y 90°, y para los materiales DP a temperaturas de 760°C y 820°C para el ángulo de 90° presento una disminución. Este comportamiento se presume que esta dado por los cambios elásticos diferentes que se presentan para cada dirección de medición y para cada material con diferentes fracciones de martensita como fue presentado por Deng & Korkolis, (2018) en su trabajo, el cual muestra una reducción del módulo elástico al aumentar la resistencia.

Esta disminución del retorno elástico en los aceros con tratamiento térmico 760°C y 820°C, puede generarse debido al aumento de proporción de martensita en las fases en comparación del acero DP en su estado inicial. En los trabajos de Dos Santos (2013) y Haus (2011) se muestra también una variación de la recuperación elástica usando el ensayo de doblado en V en las direcciones 0°, 45° y 90° para los materiales DP800, TRIP800 y HSLA450 donde tienen diferentes morfologías en su microestructura.

3.5 Análisis microestructural

Las imágenes tomadas con el microscopio óptico en la región deformada (zona con curvatura) para las orientaciones de 0° , 45° y 90° , fueron observadas después del proceso de doblado en V, donde se denota la distribución de las dos fases una vez realizada la deformación plástica. En la Figura 3-11 se muestra la zona superior respecto a la línea neutra que se encuentra sometida a compresión, y la zona inferior deformada que está sometida a tracción.

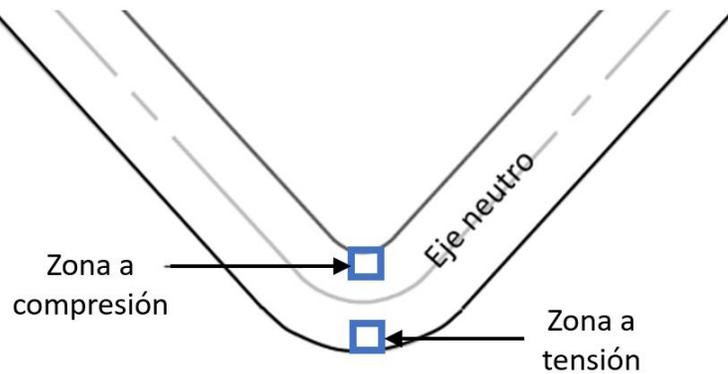


Figura 3- 11 Zonas Micrografías después del conformado, a) zona comprimida b) zona estirada

En las Figuras 3-12 se observan las micrografías en la zona frontal para las muestras en su estado inicial y con tratamiento térmico de 760°C y 820°C , se aprecia que las dos fases se han deformado plásticamente, para el caso de compresión los granos de ferrita y martensita se detallan de forma redonda producida por la flexión; por el contrario, la zona inferior deformada que está sometida a estiramiento, muestra los granos de ferrita y martensita de forma alargada en el sentido de la tensión. Las micrografías evidencian un patrón geométrico similar de los granos sometidos a tensión y compresión para los materiales estudiados. Los trabajos de Dos Santos (2013) y Haus (2011) evidencian comportamientos similares para los aceros DP800, TRIP800 y HSLA450.

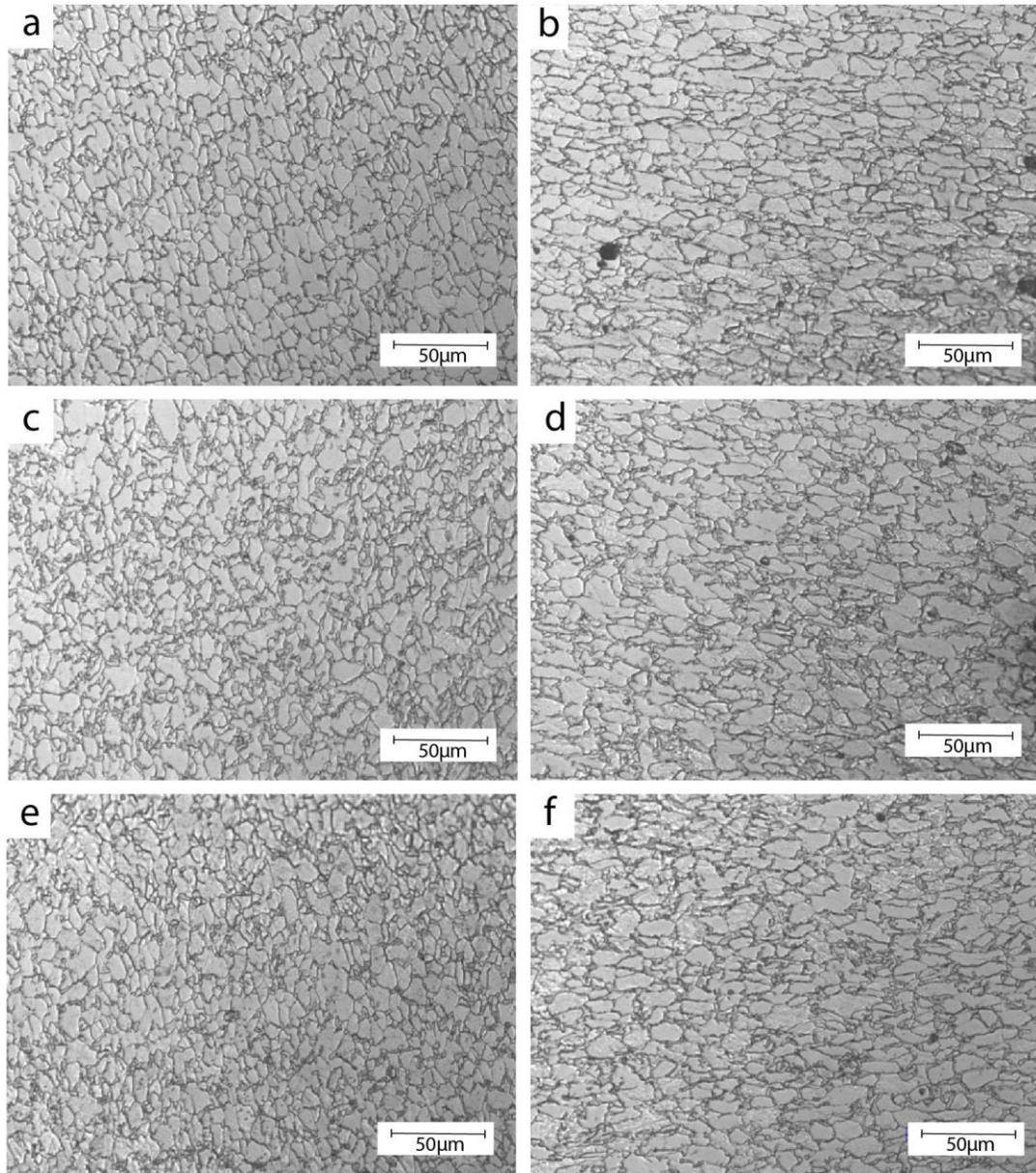


Figura 3- 12 Fotografías de la microestructura de acero DP con doblado en V con orientación: a) 0° zona a compresión; b) 0° zona a tracción; c) 45 ° zona a compresión; d) 45° zona a tracción; e) 90 ° zona a compresión; f) 90° zona a tracción.

4 Modelos constitutivos de fluencia y predicción de recuperación elástica

Los procesos de conformado de lámina implican llevar el material a deformación plástica, por lo tanto, las propiedades de los materiales incluidas las relaciones de tensión-deformación, deben caracterizarse con precisión para que puedan usarse en el análisis numérico en los procesos de fabricación de piezas. Esta relación deriva principalmente del uso de modelos constitutivos para materiales anisótropos que describan la superficie de fluencia como elemento fundamental y necesario para el estudio de la formación de chapa. Cabe resaltar que esta investigación no describe la evolución de la superficie de fluencia sino la definición de su forma (es decir, la anisotropía plástica).

Con el propósito de implementar modelos constitutivos de fluencia en la predicción elástica expuesta en el capítulo 3, se escogen los criterios de Hill 1948 y Barlat 1989, de acuerdo al alcance, recursos y herramientas de los laboratorios de ingeniería de la Universidad nacional para ejecutar las pruebas correspondientes. El uso de modelos más complejos requiere mayor cantidad de experimentos, por ejemplo, modelos más avanzados como BBC 2000, requieren determinar el coeficiente de anisotropía biaxial y el esfuerzo de fluencia biaxial requiriendo máquinas especiales para realizar el ensayo, ya sea de tensión cruzada y/o bombeo hidráulico. Para otros modelos se requiere identificar coeficientes de anisotropía adicionales en dirección de 30° y 75° .

Este capítulo estudia los modelos de anisotropía plástica de Hill-48 y Barlat-89 presentados geoméricamente mediante la predicción del esfuerzo de fluencia, coeficiente de anisotropía y la superficie de fluencia. Los métodos usados que modelan la plasticidad son de orden macroscópico, por lo que los modelos de Hill-48 y Barlat-89 no analizan el comportamiento plástico a nivel microcristalino. Con el fin de predecir la recuperación elástica, se trabajó con software versión académica ANSYS V19 ACADEMIC aplicando el modelo de Hill-48 y usando el ensayo de doblado en V con el objetivo de comparar los resultados obtenidos del ensayo experimental.

4.1 Procedimiento estimación esfuerzo de fluencia, coeficiente de anisotropía y superficie de fluencia

Con objeto de implementar las ecuaciones constitutivas para la predicción de la anisotropía, esfuerzo y superficie de fluencia se ha utilizado el software MATLAB, a partir del desarrollo de códigos y la información recolectada de los datos experimentales. La solución de las ecuaciones constitutivas adopta las variables como las anisotropías plásticas r , y los esfuerzos de fluencia uniaxiales en las direcciones (0,45 y 90). Para el criterio Hill-48 han sido calculados los valores de F , G , H y N y para el caso de el criterio de Barlat-89 los valores de m , p , a y h .

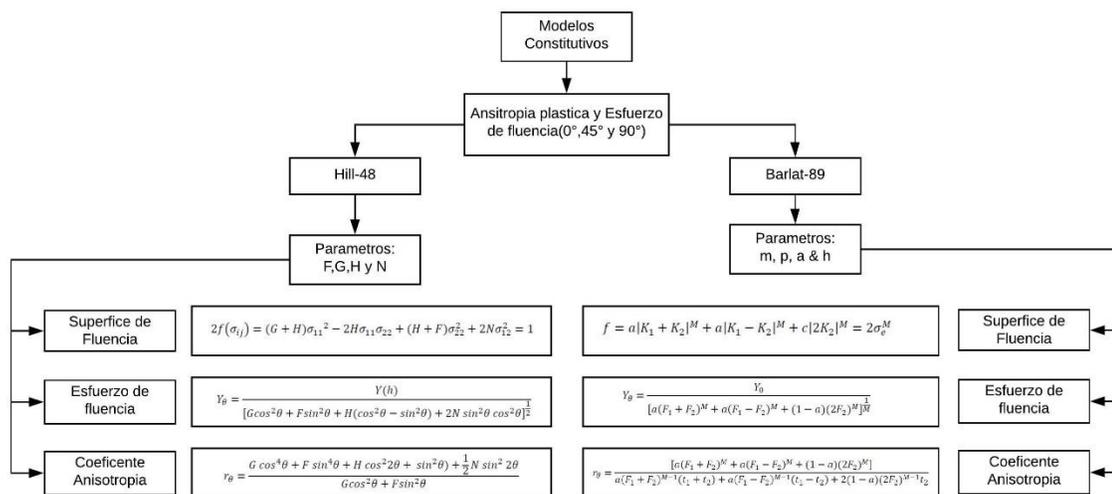
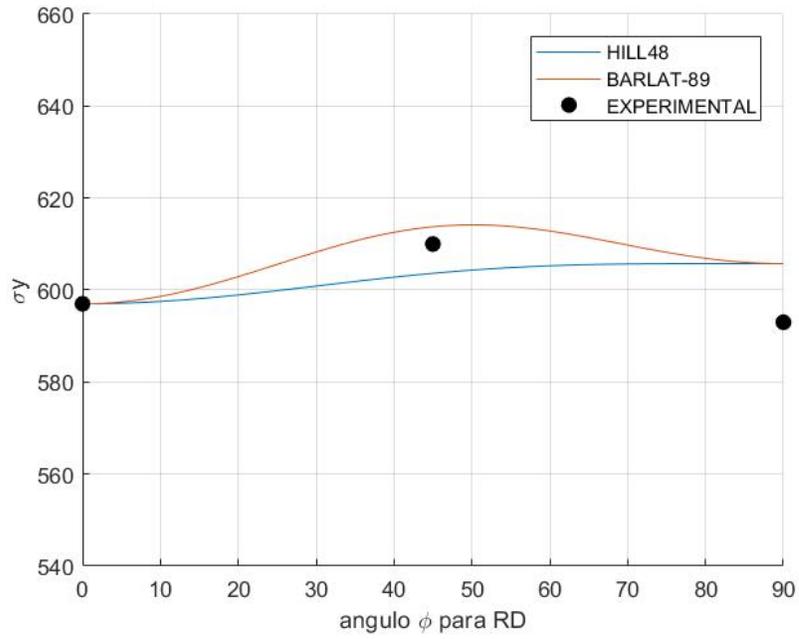


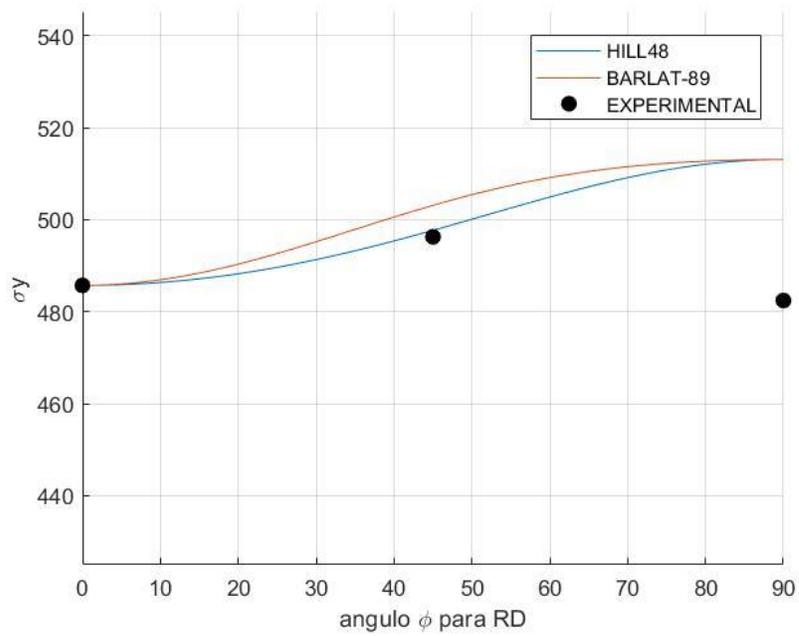
Figura 4- 1 Metodología de predicción de modelos

4.2 Predicción de esfuerzo de fluencia, coeficiente de anisotropía y superficie de fluencia

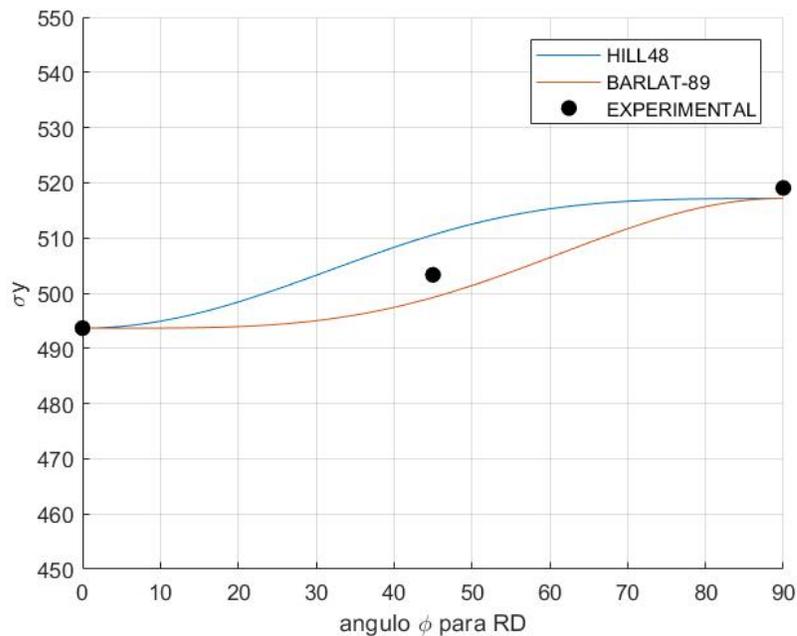
Los modelos de criterio de fluencia de anisotropía se aplicaron para los aceros de doble fase en su estado inicial, y con tratamientos térmicos de 760 y 820°C. Las variaciones de anisotropía (r_{φ}) y los esfuerzos de fluencia (σ_y) teniendo en cuenta el ángulo respecto a la dirección de laminado, así como las superficies de fluencia, se validaron mediante la comparación de los modelos de fluencia Hill-48 y Barlat-89 frente a los datos experimentales, estos mismos criterios fueron evaluados en los trabajos de Gawad et al. (2016) y (Banabic, 2010).



a) DP estado inicial



b) DP 760°C

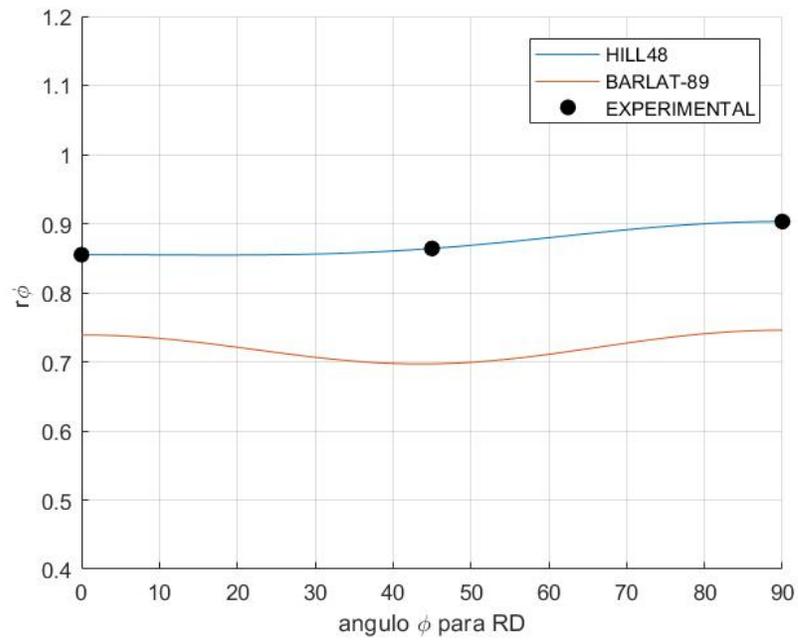


c). DP 820°C

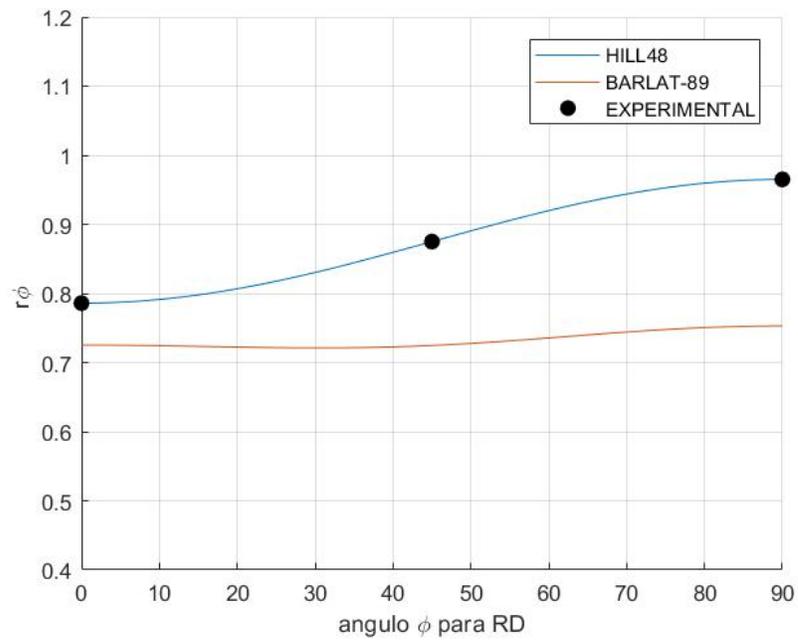
Figura 4- 2 Comparación experimental y predictiva del esfuerzo de fluencia según la dirección de laminado para los aceros DP en su a) estado inicial, b) 760°C y c) 820°C

Las predicciones del esfuerzo de fluencia bajo los modelos de fluencia anisotrópica se muestran en la Figura 4-1 y se comparan con los datos de puntos experimentales, correspondientes a las pruebas de tensión uniaxial a 0°, 45° y 90° para los aceros DP en su estado inicial, 760 °C y 820°C.

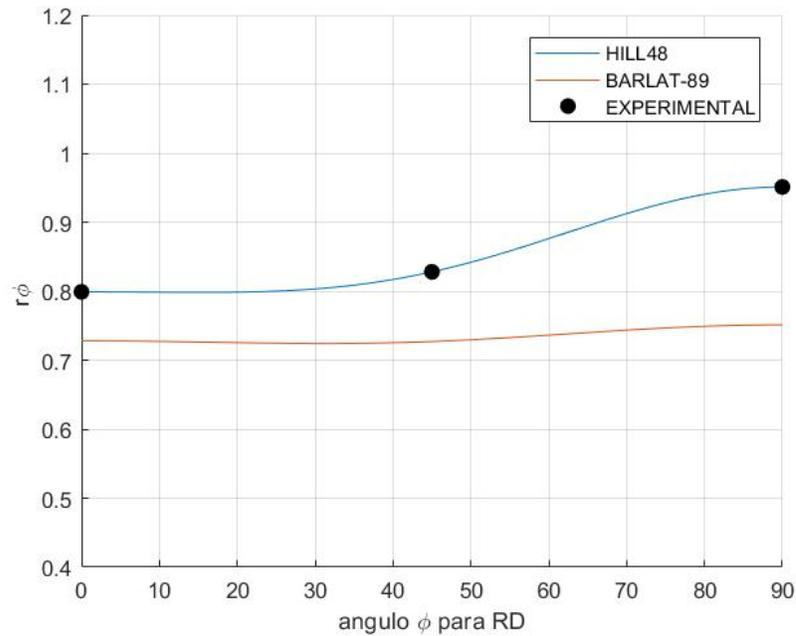
Los resultados muestran que los modelos de Hill-48 y Barlat-89 frente a los aceros estudiados en la dirección de 0°, ofrecen un grado de precisión adecuado teniendo en cuenta que su posibilidad de presentar errores relativos es de 0,1% para los dos casos. Por el contrario, los modelos para las direcciones de 45° y 90°, brindan una predicción menos cercana con un valor relativo del 5,4% para el caso dirección perpendicular y 1,43% para la dirección diagonal. Los resultados muestran que Barlat-89 ofrece una predicción mayor frente al modelo de Hill 48 como se evidencia en el trabajo de los autores (Ozturk, Toros, & Kilic (2014). Las funciones de fluencia fueron calculadas bajo las ecuaciones (1.44) y (1.49) usando los coeficientes de anisotropía para los tres aceros de doble fase estudiados.



a) DP estado inicial



b) DP 760°C



c) DP 820°C

Figura 4- 3 Comparación experimental y predictiva del coeficiente de anisotropía según la dirección de laminado para los aceros para los aceros DP en su a) estado inicial, b) 760°C y c) 820°C

Las predicciones de los valores de anisotropía para los materiales de fase dual en su estado de entrega y temperaturas intercríticas de 760°C y 820°C, utilizan los criterios de Hill-48 y Barlat-89 comparándolos con los datos experimentales como se muestran en la Figura 4-2, donde el modelo Hill-48 tiene error relativo 0,1% de r_ϕ frente a 20,2% de error del Barlat-89, lo cual se atribuye al hecho que el modelo de Barlat-89 solo requiere dos parámetros de anisotropía plástica, por ejemplo r_0 y r_{90} , mientras que el criterio de fluencia de Hill-48 en su ecuación cuadrática requiere tres parámetros, r_0 , r_{45} y r_{90} como se muestra en los trabajos de (Hou et al., 2017) y (Ozturk, Toros, & Kilic, 2014).

Para el modelo cuadrático de Hill-48 se calcularon las constantes de anisotropía F, G, H y N como muestra en la Tabla 4-1. Para el caso de la función de fluencia no cuadrática de Barlat-89, se calcularon las constantes a , c , h y p tomando el esfuerzo cortante constante, el cual se asume como $\sigma_{12} = 0$ de una forma normalizada; adicionalmente se seleccionó un valor de 6 para la constante m según la recomendación de Logan y Hosford (1980),

(Barlat & Lian, 1989), ya que los aceros de doble fase son metales que poseen una estructura cristalina BCC (ver Tabla 4-2).

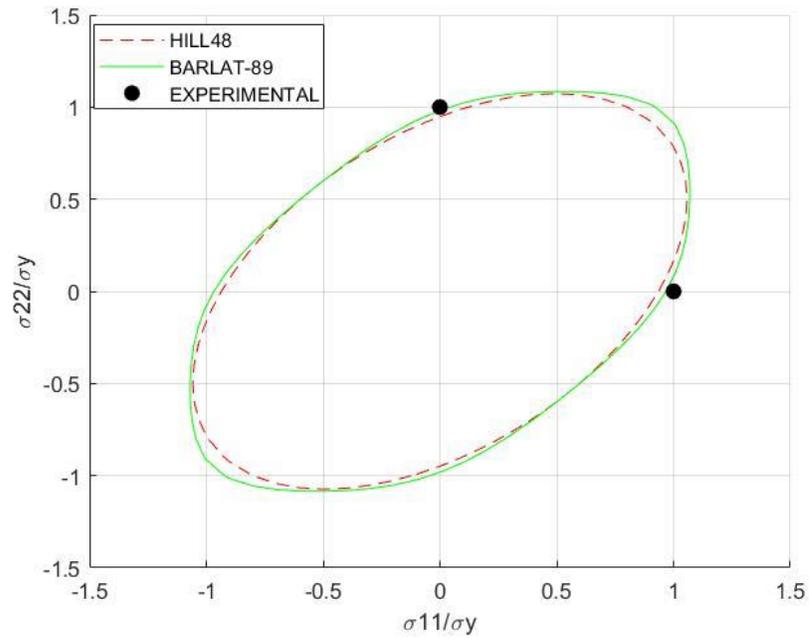
Hill-48				
Material	F	G	H	N
DP580	0,494	0,539	0,461	1,409
DP580-760°C	0,456	0,560	0,440	1,397
DP 580-820°C	0,467	0,556	0,444	1,358

Tabla 4- 1 Parámetros calculados de anisotropía de Hill-48 para aceros doble fase en estado inicial, 760°C y 820°C

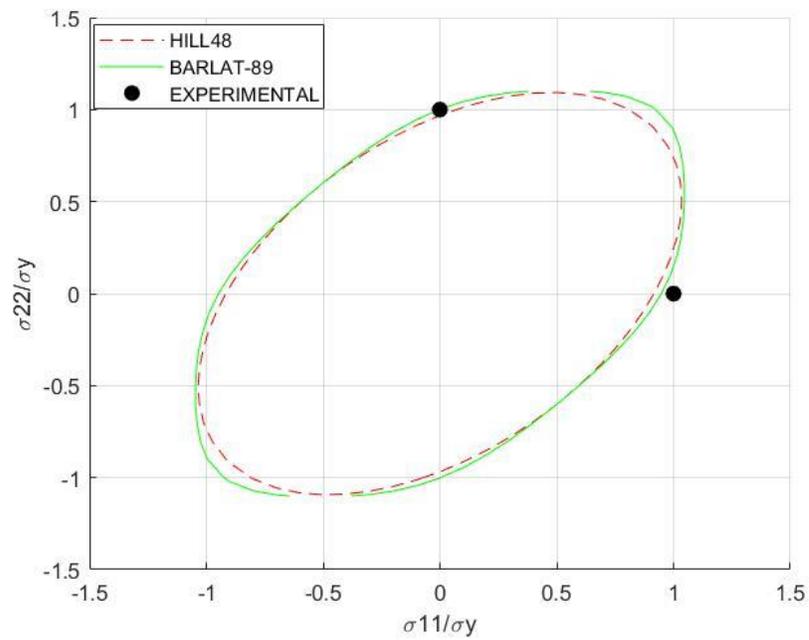
Barlat-89				
Material	a	c	h	p
DP580	1,706	0,935	0,986	0,950
DP580-760°C	1,070	0,930	0,947	0,956
DP 580-820°C	1,069	0,931	0,955	1.002

Tabla 4- 2 Parámetros calculados de Barlat-89 para aceros doble fase en estado inicial, 760°C y 820°C

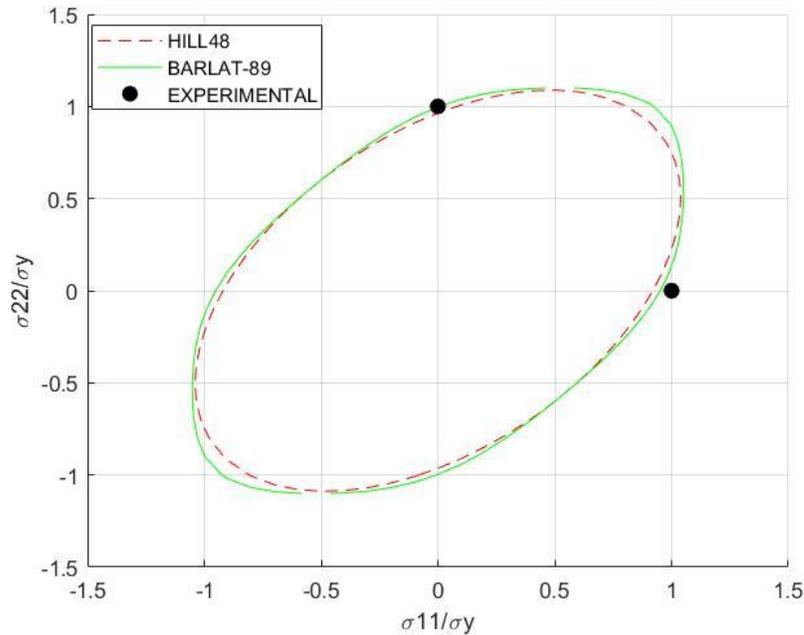
La Figura 4-3 muestra las superficies de fluencia calculadas con el modelo cuadrático de Hill-48 y el no cuadrático de Barlat-89, donde se evidencian diferentes comportamientos para los materiales DP580 y con tratamiento térmico intercrítico de 760°C y 820°C. En el caso de la función de fluencia de Hill-48 se denota un área más estrecha y para el modelo de Barlat-89 una región más amplia para todos los materiales estudiados. Sin embargo, el modelo de barlat-89 ofrece una predicción más cercana en función del esfuerzo de fluencia, ya que tiene un error relativo de 0,28% frente a los datos experimentales obtenidos en diferentes direcciones para todos los materiales evaluados en comparación con el criterio de Hill-48 debido a las características de su función, (Panich, Uthaisangsuk, Suranuntchai, & Jirathearanat, 2014), (Eggertsen & Mattiasson, 2010). Otros trabajos utilizan modelos donde tienen en cuenta un número de parámetros de anisotropía mayor y anisotropía biaxial (Toros, Polat, & Ozturk, 2012), (Ozturk, Toros, & Kilic, 2014), (Moayyedian & Kadkhodayan, 2015), (Prates, Oliveira, Sakharova, & Fernandes, 2013), (Ozsoy, Esener, Ercan, & Firat, 2014), (Hou et al., 2017), (Sarraf & Green, 2018), (Konzack, Radonjic, Liewald, & Altan, 2018), (Nilsson, 2019) , las predicciones están más cercanas a los datos experimentales que los obtenidos en este trabajo para diferentes materiales, y todas las direcciones abriendo la posibilidad que en trabajos posteriores sean usados este tipo de modelos más complejos.



a). DP estado inicial



b). DP 760°C



c). DP 820°C

Figura 4- 4 Predicción de contorno de superficie de fluencia con Hill-48, Barlat-89 y puntos experimentales para los aceros DP estado inicial, 760°C y 820°C

4.3 Implementación numérica

Para la simulación del conformado de la chapa se ha utilizado el software de elementos finitos con versión de licencia académica ANSYS V19 ACADEMIC. Se trabajó en el módulo *Mechanical APDL (Ansys Parametric Design Language)* en el entorno *Stactic Structural* para predecir la forma final de la muestra después de retirada la herramienta, donde el efecto de la recuperación elástica se describe con respecto a los ángulos de la matriz y la lámina deformada.

La primera etapa en el proceso de conformado fue doblar la lámina con el punzón y la segunda etapa, retirar la carga aplicada por la herramienta. El modelo, las condiciones de borde y restricciones para la simulación por elementos finitos se generaron de acuerdo al proceso experimental de doblado en V (ver apartado 2.5).

Los datos de entrada para la simulación fueron: espesor, curva esfuerzo-deformación verdadera, coeficientes de anisotropía del acero DP580 en su estado de entrega, desplazamientos del punzón y contactos. Adicional, se define el punzón como un cuerpo rígido; la lámina y matriz como deformables, de acuerdo a los parámetros encontrados el trabajo de “*Springback Analysis of Wipe Bending Process by Ansys*” por Kattimani et al.

(2015) y el artículo de Lakshminarayanan (2006) “*CAE Simulation of Non-Linear Analysis -Modeling of Material Model using Isotropic Material Hardening Law*”. El punzón se desplaza hacia abajo con un valor 17.4 mm y se retira después de doblado la pieza de trabajo. Para predecir la recuperación elástica se utilizó el modelo de anisotropía plástica de Hill-48 debido a que el modelo de Barlat-89 no se encuentra predeterminado dentro de la versión empleada del software.

4.3.1 Endurecimiento isotrópico multilíneal

Para el análisis de elementos finitos se usó el modelo de endurecimiento isotrópico multilíneal, el cual tiene como información de entrada los datos obtenidos en el ensayo de tensión uniaxial, es decir se suministran los puntos que definen la gráfica de esfuerzo – deformación (Lakshminarayanan, 2006). La opción de modelamiento del material usa como parámetros el comportamiento elástico, que corresponde a el módulo de elasticidad (E) y el coeficiente de Poisson (ν). Los valores utilizados en la simulación fueron $E = 204.800 \text{ MPa}$ y $\nu = 0.3$. (información de la curva de esfuerzo deformación y ficha técnica de proveedor de material).

La deformación total se define a partir deformaciones verdaderas (ecuación 4.1), las cuales, se determinan desde el punto de inicio y al final de la deformación. Posteriormente, son ingresados los resultados obtenidos del ensayo de tracción uniaxial del material DP580 en estado de entrega como se indica en la tabla 4-3.

$$\varepsilon_T = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} \quad (4.1)$$

Esfuerzo total verdadero (MPa)	Deformación total verdadera
597,60	0.0029176
606,49	0.03341
633,31	0.047774
656,75	0.063551
674,40	0.079083
690,73	0.094413
705,16	0.1094
718,52	0.12421

729,91	0.1388
738,81	0.15318
744,69	0.16735
747,23	0.17819

Tabla 4- 3 Datos suministrados de esfuerzos y deformaciones verdaderas para el material fase dual estado inicial

4.3.2 Implementación numérica de anisotropía de Hill.

Para incorporar el modelo anisotropía plástica de Hill en la simulación en ANSYS, se ingresa a través de la ventana *material models* o mediante el comando TB, HILL, esta opción debe usarse en conjunto con el modelo de plasticidad que define la relación de esfuerzo-deformación y la regla de endurecimiento. Las constantes de anisotropía plástica F, G, H, L, M y N, son expresadas en términos de seis relaciones de plasticidad R_{xx} , R_{yy} , R_{zz} , R_{xy} , R_{xz} y R_{yz} las cuales están en función de los coeficientes de Lankford en las direcciones de r_0 , r_{45} y r_{90} , así como se describe en artículo de referencia de Imaoka (2008).

$$F = \frac{1}{2} \left(-\frac{1}{R_{xx}^2} + \frac{1}{R_{yy}^2} + \frac{1}{R_{zz}^2} \right) \quad (4.2)$$

$$G = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{xx}^2} - \frac{1}{R_{yy}^2} + \frac{1}{R_{zz}^2} \right) \quad (4.3)$$

$$H = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{xx}^2} + \frac{1}{R_{yy}^2} - \frac{1}{R_{zz}^2} \right) \quad (4.4)$$

$$L = \left(\frac{1}{R_{yz}^2} \right) = M = \left(\frac{1}{R_{xz}^2} \right) = N = \left(\frac{1}{R_{xy}^2} \right) \quad (4.4)$$

$$R_{xx} = R_{xz} = R_{yz} = 1 \quad (4.5)$$

$$R_{yy} = \sqrt{\frac{r_{90}(r_0 + 1)}{r_0(r_{90} + 1)}} \quad (4.6)$$

$$R_{zz} = \sqrt{\frac{r_{90}(r_0 + 1)}{r_0 + r_{90}}} \quad (4.7)$$

$$R_{xy} = \sqrt{\frac{r_{90}(r_0 + 1)}{(2r_{45} + 1)(r_0 + r_{90})}} \quad (4.8)$$

Luego los parámetros de anisotropía se incorporan a la simulación por elementos finitos. Se tomaron los valores calculados de anisotropía plástica de acero DP580 en su estado inicial con deformación al 8% (ver apartado 3.3), para calcular las relaciones anisotropía según la dirección (ver tabla 4-4).

R_{xx}	R_{yy}	R_{zz}	R_{xy}
1	1,010	0,977	0,566

Tabla 4- 4 Relaciones de anisotropía plástica para criterio de Hill-48

4.3.3 Condiciones iniciales y restricciones

La librería de ANSYS permite seleccionar entre diferentes tipos de elementos diversas características con las que se pueden modelar (Main Menu > Preprocessor > Material Properties). Se estableció el elemento PLANE182 como óptimo para el análisis ya que se puede utilizar para el modelado en 2D y tensión o deformación plana. Está definido por cuatro nodos que tienen dos grados de libertad en cada nodo con traslaciones en las direcciones nodales X y Y. El elemento tiene plasticidad, hiperelasticidad, rigidez al esfuerzo, deflexión grande y capacidades de deformación grandes. También tiene una capacidad de formulación mixta para simular deformaciones de materiales elastoplásticos casi incompresibles y materiales hiperelásticos totalmente incompresibles.

El elemento PLANE 182 es un elemento de 4 nodos (I, J, K y L) con desplazamientos en la dirección UX y UY, donde se ingresa el espesor del material debido a que es una condición plana de esfuerzo y las propiedades del material en el caso si es ortotrópico. Las cargas en los elementos se describen en carga nodal, la cual se define en los nodos y no está directamente relacionada con los elementos.

Las Constantes Reales son parámetros necesarios para definir completamente el elemento escogido. En el caso del elemento PLANE 182 se optó por valor de 0 (valor predeterminado por el software).

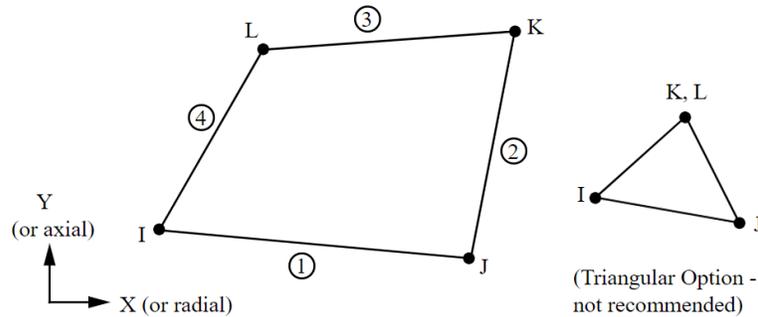


Figura 4- 5 Geometría PLANE 182 (Sharcnet, 2019)

Para la simulación se modelaron las geometrías de la lámina, punzón y matriz a la mitad en 2 dimensiones bajo condiciones de simetría, esto con el objetivo de reducir tiempo computacional. Se crean áreas para la lámina y líneas para simular el punzón y matriz (ver Figura 4-5).

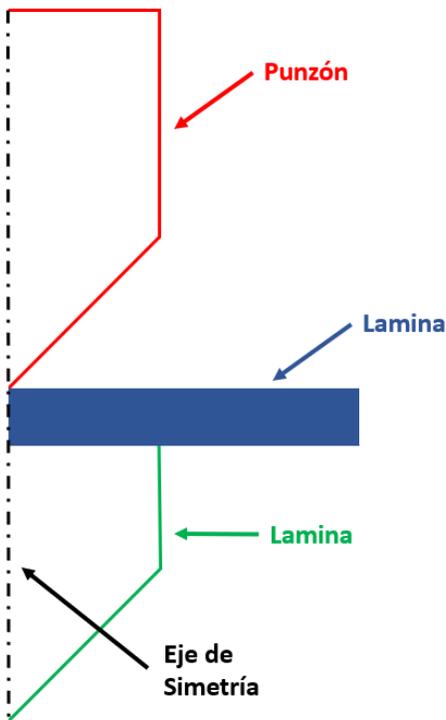


Figura 4- 6 Geometría de módelo de doblado en V

Los desplazamientos y restricciones se aplican a entidades geométricas como operaciones que se asocian completamente a la geometría, y se ajustan automáticamente a cambios geométricos. En este caso se ubicó una restricción fija o desplazamiento en cero de la matriz, ya que el conformado real no presenta ningún desplazamiento, ni rotación al momento de ser aplicada la fuerza. Para el punzón se ingresa un desplazamiento en dirección -Y el cual realiza el doblado de la lámina.

El problema tiene características no lineales debido a el comportamiento plástico del material y la condición de contacto. Por ello, se realizan 22 pasos de carga con incrementos cada milímetro (desplazamiento del punzón en la dirección del coordenada -Y), buscando mejorar la aproximación del problema.

Paso de carga	Desplazamientos en Y (m)
1	-0.001
2	-0.002
3	-0.003
4	-0.004
5	-0.005
6	-0.006
7	-0.007
8	-0.008
9	-0.009
10	-0.010
11	-0.011
12	-0.012
13	-0.013
14	-0.014
15	-0.015
16	-0,016
17	-0,017
18	-0,0174
19	-0,016
20	-0.015
21	-0.014
22	-0.013

Tabla 4- 5 Desplazamientos del punzón

4.3.4 Convergencia de malla

Con el objetivo de obtener mayor aproximación de los resultados y lograr una solución más precisa, se realiza un análisis de convergencia de malla, el cual consiste disminuir los tamaños de los elementos o aumentar el número de nodos, con el fin de determinar el tamaño de malla apropiado para realizar la simulación computacional. Se definen como parámetros de medición el esfuerzo máximo principal y el esfuerzo máximo de Von Mises para el refinamiento de malla, donde los esfuerzos convergen sin tener cambios en los resultados, como se observa en la Tabla 4-6. Se debe tener en cuenta que la reducción de tamaño de malla produce mayor tiempo de simulación, lo que traduce alto costo computacional. El estudio de convergencia da paso a conocer una adecuada precisión de los resultados sin necesidad de reducción el tamaño malla a un tamaño innecesario.

Pruebas	Esf. Von Mises	Error Esf. Max Von Mises	Esf. Max Principal	Error Esf Max Principal
	(MPa)	(%)	(MPa)	(%)
Prueba 1	723,8	0,00%	827,4	100,00%
Prueba 2	722,78	0,14%	826,29	0,13%
Prueba 3	714,97	1,22%	825,38	0,24%

Tabla 4- 6 Resultados de la convergencia de malla

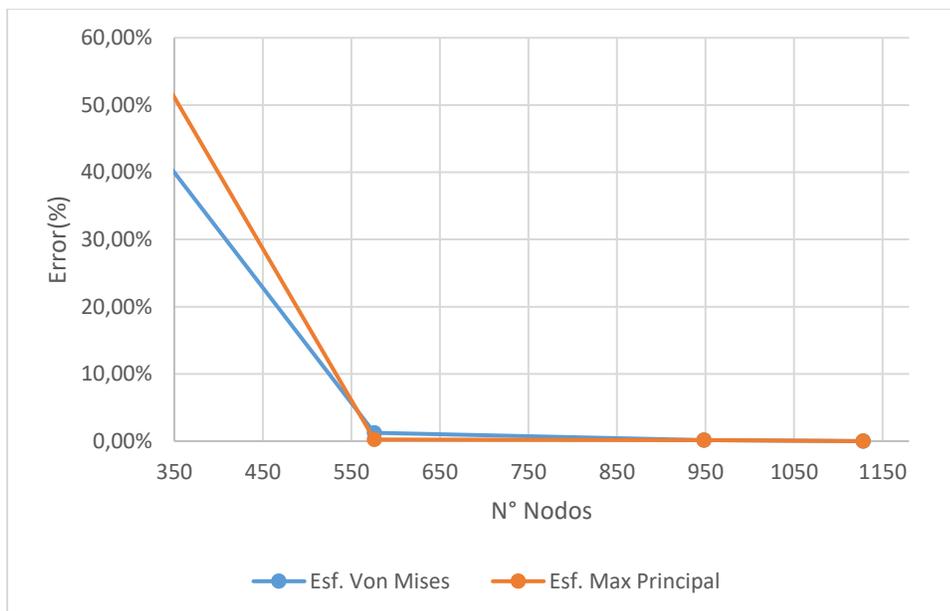


Figura 4- 7 Convergencia de malla

4.4 Resultados

Teniendo en cuenta el proceso de doblado en V, partiendo de una placa lisa y pasando por la etapa de deformación, se comparan las mediciones de los resultados obtenidos de moldeo simulado con las pruebas realizadas experimentalmente.

Después de la simulación se obtuvieron las distribuciones de Von mises y la deformación plástica equivalente para el acero DP580 en su estado inicial, con un desplazamiento de punzón de 17,4 mm y un radio de 2 mm como se muestra en las figuras 4-7 y 4-8 respectivamente. La región alrededor del radio de la matriz o curvatura de la lámina exhibe mayor esfuerzo residual, áreas críticas para la recuperación elástica. La muestra simulada fue luego analizada obteniendo los desplazamientos de los nodos en la dirección UX y UY después de la recuperación elástica, y se compararán con los datos obtenidos del ensayo experimental del ángulo de doblado después de retirada la carga.

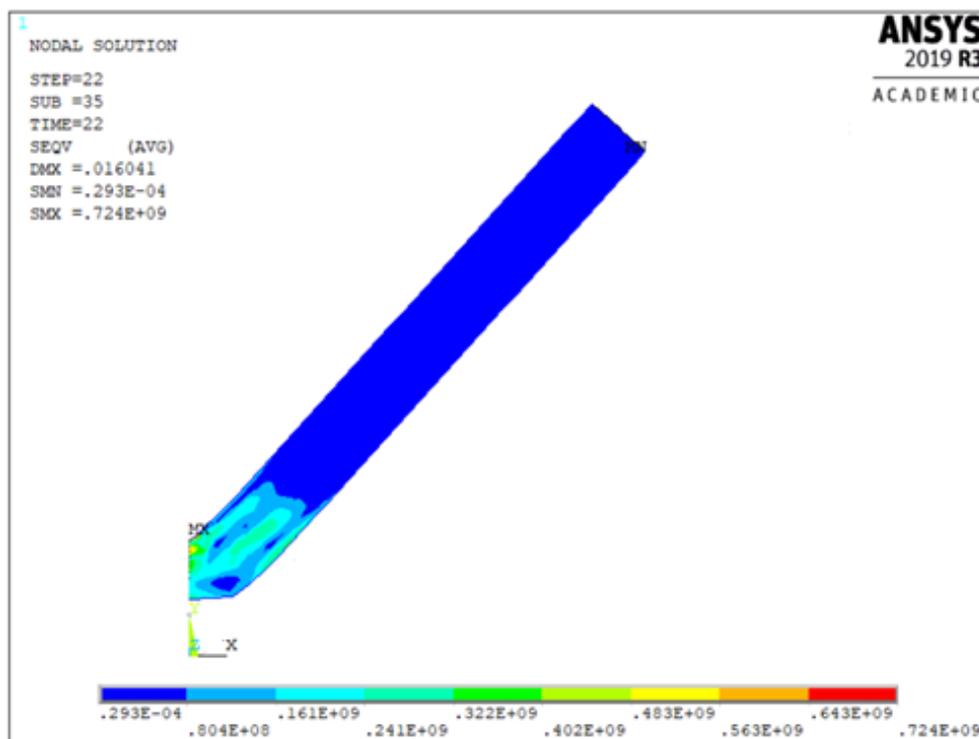


Figura 4- 8 Distribución esfuerzos equivalente de von mises después de la recuperación elástica

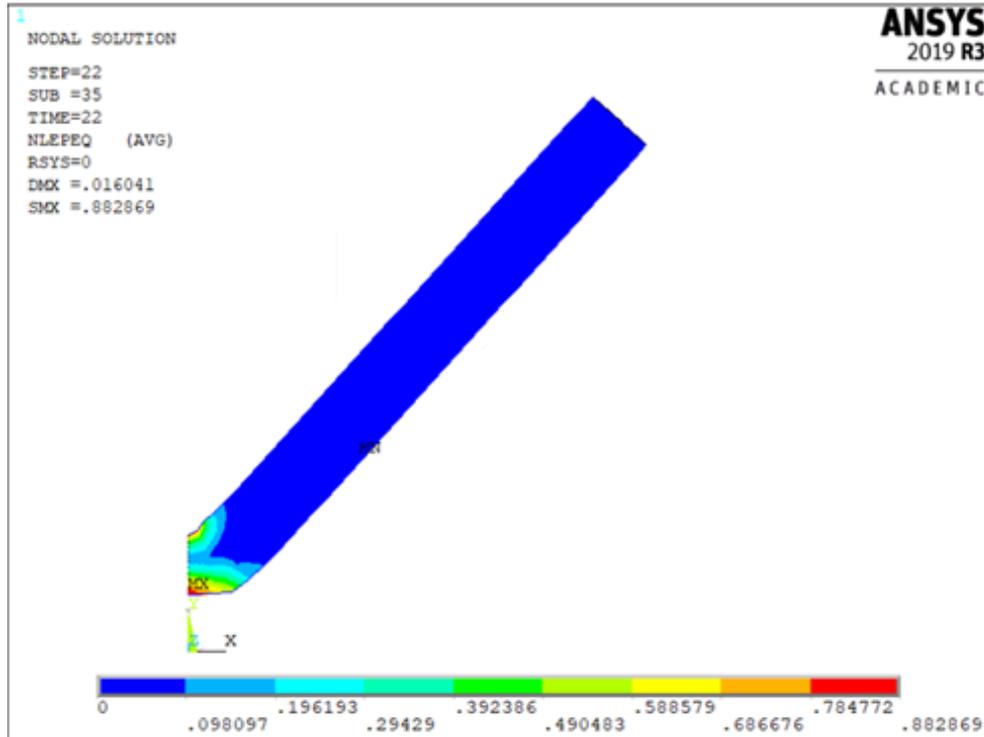


Figura 4- 9 Distribución equivalente de deformación plástica después de la recuperación elástica

Para poder comparar con precisión los resultados numéricos con los experimentales, se realiza un código en APDL donde se obtiene los datos de desplazamientos de los nodos de la geometría deformada después del análisis completado, y posteriormente se realiza medición del ángulo final con un software CAD.

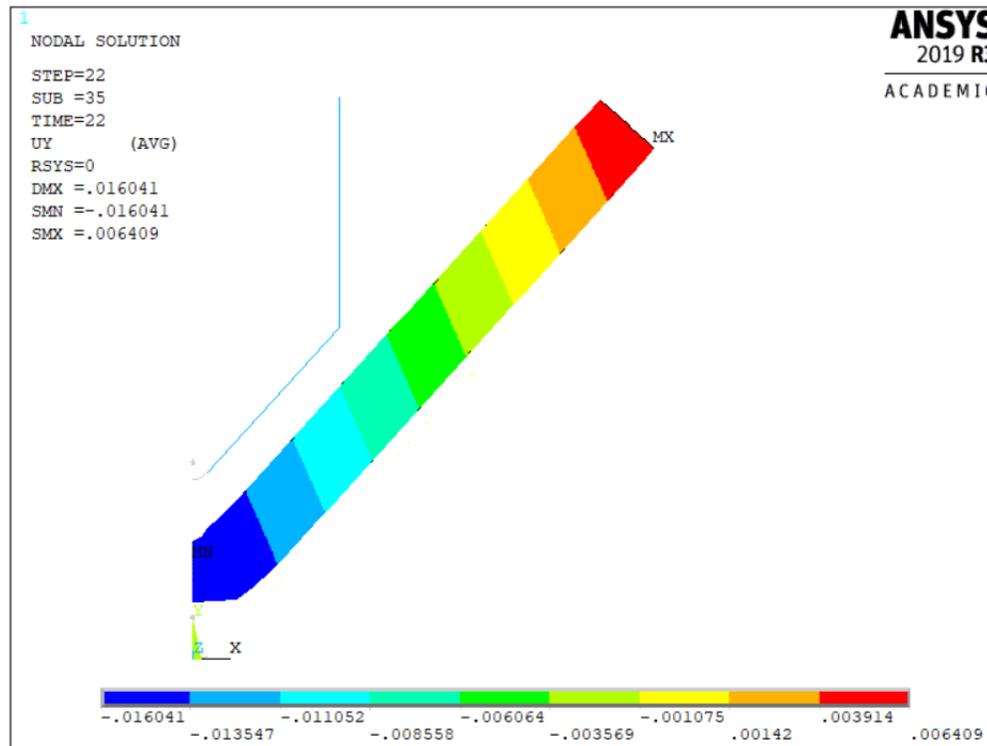


Figura 4- 10 Desplazamientos en Y

Los resultados experimentales y de la simulación con respecto al ángulo de doblado, se determinaron para el material DP580 en su estado de entrega con el modelo de fluencia de Hill-48 en el sentido de laminación. La descripción del ángulo de la recuperación elástica se puede encontrar en la Fig. 4-10, donde se observa que el modelo de Hill frente al ensayo experimental presenta un error relativo del 5,4%. En los trabajos de Konzack et al. (2018) y Li et al. (2011) se muestra que los parámetros geométricos tienen influencia aparente en la recuperación elástica, donde el modelo de Hill-48 tiene una predicción cercana a los datos experimentales en la medición de paredes verticales en el ensayo de conformado de riel S, para los aceros DP y TRIP. Por otro lado, el uso de modelos más complejos de criterio de fluencia que incluyen más parámetros de anisotropía mejoran la precisión de la estimación del retorno elástico como Yld2000-2d (Toros, Polat, & Ozturk, 2012), Barlat2005 (Jayahari, Gangadhar, Singh, & Balunaik, 2017) y modelos de endurecimiento como Yoshida-Uemori (Uemori, Sumikawa, Naka, Ma, & Yoshida, 2017), (Konzack et al., 2018) y Armstrong-Frederick, Geng-Wagoner (Eggertsen & Mattiasson, 2010) donde se describe endurecimiento cinemático mediante la pérdida de módulo elástico cuando el material está sometido a carga y descarga.

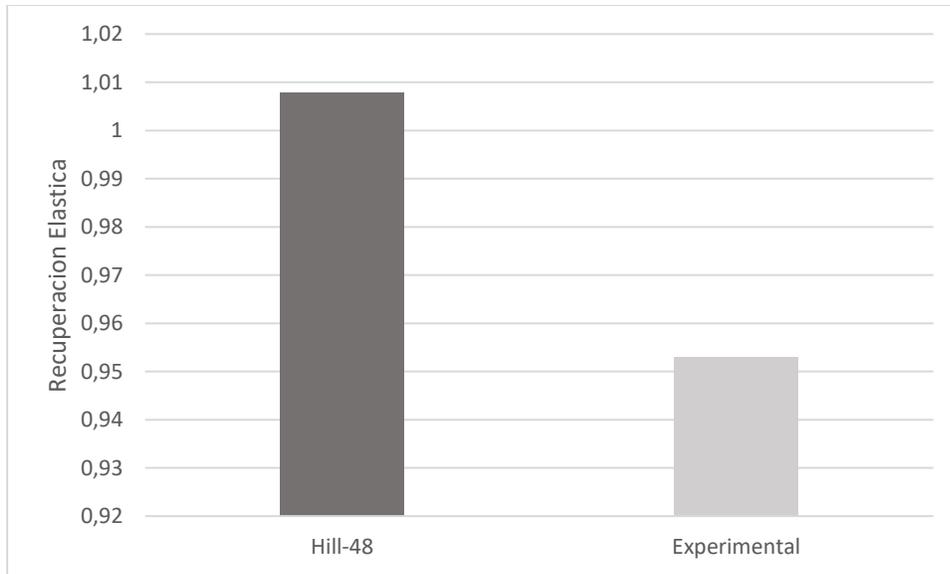


Figura 4- 11 Recuperación elástica mediante elementos usando el modelo Hill-48 y resultado experimental para el acero DP580 en su estado inicial

Conclusiones

Durante esta investigación se realizó la caracterización del acero Avanzado de Alta Resistencia en su estado inicial y tratado térmicamente para obtener las características en sus propiedades, logrando llegar a las siguientes conclusiones:

- A partir de los resultados obtenidos en el presente trabajo, se puede concluir que el tratamiento Intercrítico a temperaturas de 760°C y 820°C, presenta un cambio sustancial en la fracción de volumen de la martensita, formando islotes de martensita en los límites de grano de ferrita. El aumento del porcentaje de fracción de martensita exhibe una disminución de la ductilidad en aceros de doble fase.
- Para los materiales tratados con temperatura intercrítica de 760°C y 820°C, presentan un incremento en los tamaños de grano de martensita del 33% y 43%.
- En los ensayos de tracción uniaxial se evidenciaron diferencias en función de la temperatura intercrítica. Los aceros de doble fase con tratamiento térmico intercrítico presentan un aumento resistencia última y disminución de módulo de elasticidad, puede estar atribuido principalmente al tamaño de grano y fracción de volumen de la martensita.
- A partir de los resultados obtenidos de recuperación elástica para los aceros estudiados, se puede afirmar que dependiendo del ángulo de orientación frente a la dirección de laminación y a los cambios de propiedades mecánicas por la influencia de los tratamientos térmicos, el material de estado de entrega y temperatura 760°C exhiben un aumento de recuperación elástica para las direcciones de 45° y 90° frente a la dirección de laminación. Para el caso de tratamiento intercrítico de 820°C presenta un aumento en todas las direcciones evaluadas.
- La predicción de esfuerzo de fluencia y coeficientes de anisotropía de los criterios de fluencia de Hill-48 y Barlat-89 se calcularon utilizando los parámetros Lankford, donde el modelo de Barlat-89 en la descripción de la superficie de fluencia presenta mayor ajuste frente los datos experimentales.

- Los coeficientes de anisotropía plástica para los materiales estudiados en estados de deformación 8 y 12%, exponen un incremento de r conforme aumenta el ángulo respecto al eje de referencia del sentido de laminación (0°), es decir que a 90° el conformado es más favorable debido a q sus valores se acercan a 1, garantizando mayor isotropía.
- Los modelos constitutivos de anisotropía de Hill-48 y Barlat-89 en términos generales describen de manera acertada la superficie de fluencia y la anisotropía plástica en comparación de ensayos experimentales sencillos.
- Los valores de recuperación elástica presentaron una variación para cada dirección y tratamiento térmico, donde se evidencia que, a mayor proporción de martensita en la fase, tiene una mayor recuperación elástica.
- El modelo de Hill-48 proporciona resultados aceptables de predicción de la recuperación elástica para el acero DP mediante elementos finitos en el proceso de doblado en V, teniendo en cuenta que el error relativo es de 5,4%.

Trabajos futuros

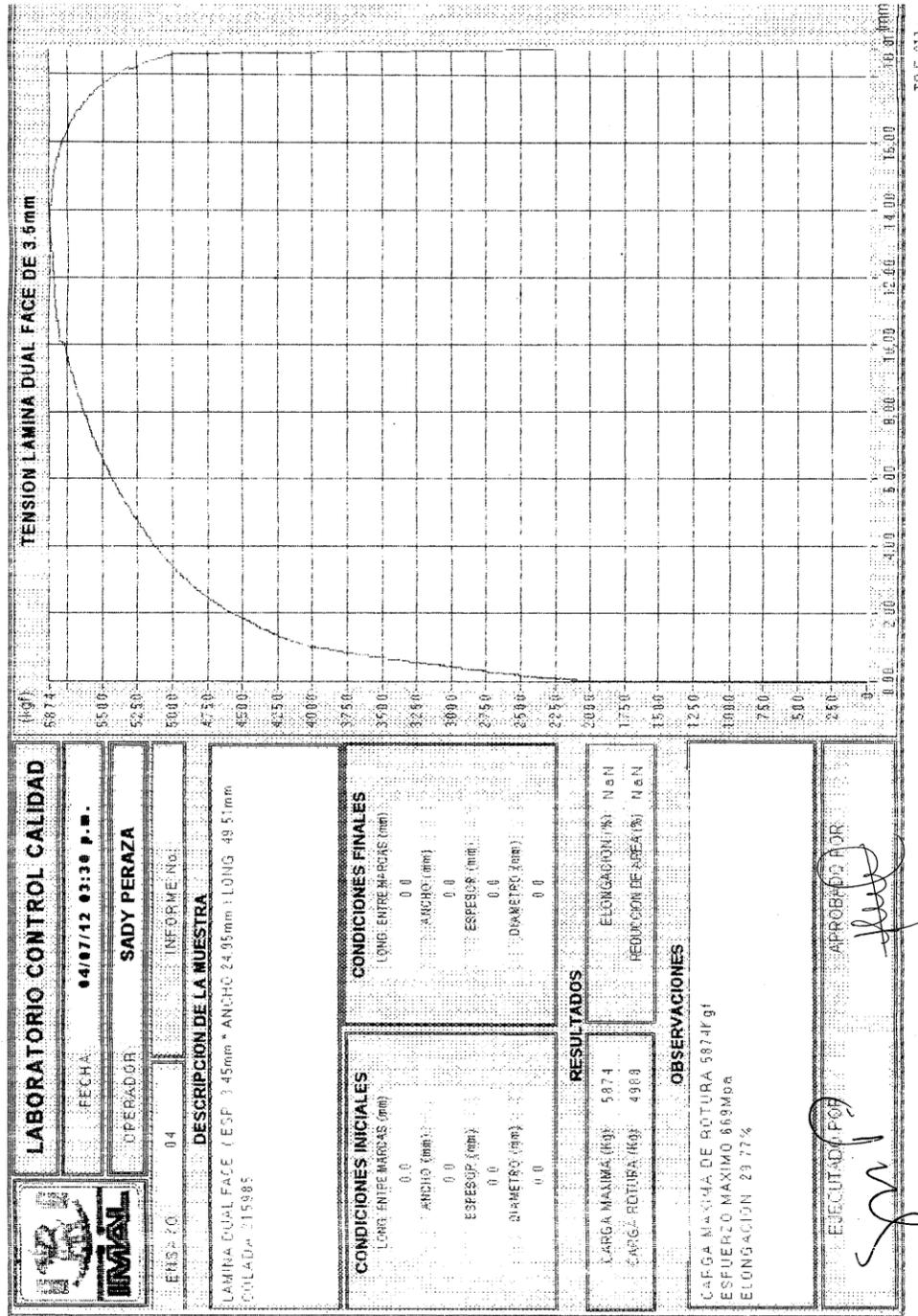
En el presente trabajo de tesis, se han abordado diferentes aspectos claves de desarrollo de la recuperación elástica donde han nacido nuevas ideas para futuras investigaciones hacia el desarrollo experimental y el desarrollo de nuevos modelos con el uso simulación numérica.

- Desarrollar ensayos de tracción biaxial para describir con mejor exactitud la superficie de fluencia con puntos experimentales.
- Realizar ensayos de tracción uniaxial de carga y descarga que permita conocer la pérdida del módulo de elasticidad.
- Evaluar la recuperación elástica con diferentes radios de doblado en el uso de matrices para conocer el efecto del radio y abordar geometrías más complejas en el proceso de conformado.
- Implementar modelos más complejos de fluencia que combinen el endurecimiento cinemático y la anisotropía plástica biaxial, empleando el método de los elementos finitos, que pueda describir y predecir con mayor precisión la recuperación elástica en procesos de conformado de aceros de doble fase.

Publicaciones y Congresos

- RODRIGUEZ-BARACALDO, Rodolfo; ARROYO-OSORIO, José Manuel y PARRA-RODRIGUEZ, Yeison. Influencia del proceso de revenido en el comportamiento mecánico de un acero de fase dual de uso industrial automotriz. *Ingeniare. Rev. chil. ing.* [online]. 2016, vol.24, n.1, pp.94-101. ISSN 0718-3305. <http://dx.doi.org/10.4067/S0718-33052016000100009>.
- Presentación Póster con el trabajo "Estudio Experimental y Numérico de Aceros Acanzados de Alta resistencia de Doble Fase". Congreso internacional de Materiales y Metalurgia. CONAMET 2014. Santa Fe, Argentina.
- Ponente con el trabajo "Estudio de la recuperación elástica en aceros avanzados de alta resistencia de doble fase. Congreso internacional de materiales 2013. Medellín, COL.

A. Anexo: Certificado material DP



LABORATORIO CONTROL CALIDAD FECHA: 04/07/12 03:30 P.M. OPERADOR: SADY PERAZA	
ERS 2 FO: 04 INFORME No:	DESCRIPCION DE LA MUESTRA LAMINA DUAL FACE (ESP 3.45mm * ANCHO 24.95mm * LONG 49.51mm) COLADA 215985
CONDICIONES INICIALES LONG. ENTRE MARCAS (mm): 0.0 ANCHO (mm): 0.0 ESPESOR (mm): 0.0 DIAMETRO (mm): 0.0	CONDICIONES FINALES LONG. ENTRE MARCAS (mm): 0.0 ANCHO (mm): 0.0 ESPESOR (mm): 0.0 DIAMETRO (mm): 0.0
RESULTADOS CARGA MAXIMA (kg): 587.4 CARGA ROTURA (kg): 498.8	ELONGACION (%): NaN REDUCCION DE AREA (%): NaN
OBSERVACIONES CARGA MAXIMA DE ROTURA 587.4kg ESFUERZO MAXIMO 889Mpa ELONGACION 29.77%	
EJECUTADO POR: <i>[Signature]</i> APROBADO POR: <i>[Signature]</i>	

TBF-037-a

Referencias bibliográficas

- R. Lagneborg, "New steels and steel applications for vehicles", *Materials and Design*, Volume 12, page 3-14. 1991.
- F.J. Gardiner, The springback of metals. *Transactions of ASME*, Volume 79, pp 1-9.1957.
- C.A. Queener, R.J. De Angelis, Elastic springback and residual stresses in sheet metal formed by bending. *Transactions of ASME*, Volumen, pp 757-768. 1968.
- K.C. Chan, S.H. Wang, Theoretical analysis of springback in bending of integrated circuit leadframes, *Journal of Materials Processing Technology*, Volumen 9, pp 111–115. 1999.
- T.X. Yu, L.C. Zhang, *Plastic Bending, Theory and Applications*. World Scientific. 1996.
- A Baba, Y Tozawa, Effect of tensile force in stretch-forming process on the springback. *Bulletin of the JSME*, Volume 7, pp 835-843,1964.
- Zhang, Z.T., Lee, D, Effect of process variables and material properties on the springback behavior of 2D-draw bending parts. In: *Automotive Stamping Technology*, SAE, pp 11–18. 1995.
- K.C. Chan, S.H. Wang, Theoretical analysis of springback in bending of integrated circuit lead frames, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 91 (1–3), pp. 111–115.1999.
- Y. Tozawa, Forming technology for raising the accuracy of sheet-formed products, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 22, pp 343–351. 1990.
- R.M. Cleveland, A.K. Ghosh, Inelastic effects on springback in metals. *Int J Plast*, Volumen 18, pp 769–785. 2002.
- D. Fei, P. Hodgson, Experimental and numerical studies of springback in air v-bending process for cold rolled TRIP steels, *Nuclear Engineering and Design*, Volume 236, pp. 1847–185. 2006.
- M. Banu, M. Takamura, T. Hama, O. Naidim, C. Teodosiu, A. Makinouchi, Simulation of springback and wrinkling in stamping of dual phase steel rail-shaped part, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 173, pp. 178–184. 2006.
- C. Gomes, O. Onipede, M. Lovell, Investigation of springback in high strength anisotropic steels, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 159 (1), pp. 91–98. 2005.
- S.A. Asgari, M. Pereira, B.F. Rolfe, M. Dingle, P.D. Hodgson, Statistical analysis of finite element modeling in sheet metal forming and springback analysis, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 203 , pp. 129–136. 2008.

- P. Chen, M. Koç, Simulation of springback variation in forming of advanced high strength steels, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 190 (1–3), pp. 189–198. 2007.
- B. Chongthairungruang V., “Experimental and numerical investigation of springback effect for advanced high strength dual phase steel”, *Materials and Design*, Volume 39, page 318-328. 2012.
- B. Chongthairungruang, V. Uthaisangsuk, S. Suranuntchai, S. Jirathearanat, “Springback prediction in sheet metal forming of high strength steels”, *Material & Design*, Volume 50, Pages 253–266. 2013.
- Robert H. Wagoner, Hojun Lim, Myoung-Gyu Lee, “Advanced Issues in springback”, *International Journal of Plasticity*, Volume 45, page 3–20; 2013.
- 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.
- Keeler S., Kimchi M. *Advanced High-Strength steels application guidelines versión 5*. World Auto Steel. 2014.
- WorldAutoSteel. Dual Phase (DP) Steels. <http://www.worldautosteel.org/steel-basics/steel-types/dual-phase-dp-steels/>. Acceso Octubre del 2013.
- Kang, P. ; Hou, Y. Q. ; Toms, D. ; Yan, N. D. ; Ding, B. Y. ; Gong, J., 2013. Effects of enzyme complex supplementation to a paddy-based diet on performance and nutrient digestibility of meat-type ducks. *Asian-Aust. J. Anim. Sci.*, 26 (2): 253-259
- A. Konieczny, "Advanced High Strength Steels - Formability," Great Designs in Steel Seminar, February 2003, American Iron and Steel Institute, and AHSS Guidelines at www.WorldAutoSteel.org.
- Lankford WI, Snyder SC, Bauscher JA (1950) New criteria for predicting the press performance of deep-drawing sheets. *Transaction ASM* 42:1196–1232
- Wech PI, Radtke L, Bunge HJ (1983) Comparison of plastic anisotropy parameters. *Sheet Metal Industries* 60:594–597
- Tresca H (1864) On the yield of solids at high pressures. *Comptes Rendus Academie des Sciences* 59:754 (in French)
- Mises R (1913) Mechanics of solids in plastic state. *Göttinger Nachrichten Mathematical Physics* 4:582–592 (in German)
- Hencky H (1924) On the theory of plastic deformations. *Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik* 4:323–334 (in German)
- Norton FH (1929) *The creep of steel at high temperatures*. McGraw-Hill, New York, NY
- Bailey RW (1929) *Creep of steel under simple and compound stresses and the use of high initial temperature in steam power plants*. Transmission in Tokyo Section Meeting World Power Conference, Konai-kai Publishing, Tokyo

Hershey AV (1954) The plasticity of an isotropic aggregate of anisotropic face centred cubic crystals. *Journal of Applied Mechanics* 21:241–249

Hosford WF (1972) A generalised isotropic yield criterion. *Journal of Applied Mechanics* 39:607–609

William F. Hosford, Robert M. Caddell - *Metal forming mechanics and metallurgy*, Third edition, Cambridge University Press. Page 209-215. 2007

F. Barlat, J. Lian, “Plastic behaviour and stretchability of sheet metals. Part I: a yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions”, *Int J Plasticity*, volume 5, pages 51–66. 1989.

Banabic D., Balan T., Comsa D.S., A new yield criterion for orthotropic sheet metals under plane-stress condition, *Proc. of the Conf. TPR2000*(Ed. Banabic D.), Cluj-Napoca, pp.217-224, 2000

S.L. Zang, C. Guo, S. Thuillier, M.G. Lee, A model of one-surface cyclic plasticity and its application to springback prediction, *Int J Mechanical & Science*, 53 (2011), pp. 425–435.

Bingtao Tang, Xiaoyang Lu, Zhaoqing Wang, Zhen Zhao, “Springback investigation of anisotropic aluminum alloy sheet with a mixed hardening rule and Barlat yield criteria in sheet metal forming”, *Materials & Design*, pages 2043-2050.2010.

K. Mattiasson, M. Sigvant, “An evaluation of some recent yield criteria for industrial simulation of sheet forming processes”, *Int J Mech Sci*, volume 50, pages 774–787. 2008.

F. Barlat, D.J. Lege, J.C. Brem, “A six-component yield function for anisotropic materials”, *Int J Plast*, 7 (1991), pp. 693–712

A.P. Karafillis, M.C. Boyce, “A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor”, *J Mech Phys Solids*, 41 (1993), pp. 1859–1886

F. Barlat, R.C. Becker, Y. Hayashida, Y. Maeda, M. Yanagawa, Chung et al., “Yielding description for solution strengthened aluminium alloys”, *Int J Plast*, 13 (1997), pp. 385–401

F. Barlat, Y. Maeda, K. Chung, M. Yanagawa, J.C. Brem, Hayashida et al., “Yield function development for aluminium alloy sheets”, *J Mech Phys Solids*, 45 (1997), pp. 1727–1763
J.F. Wang, R.H. Wagoner, D.K. Matlock, F. Barlat, “Anticlastic curvature in draw-bend springback”, *Int J Solids Struct*, 42 (2005), pp. 1287–1307

S.L. Zang, C. Guo, S. Thuillier, M.G. Lee, “A model of one-surface cyclic plasticity and its application to springback prediction”, *Int J Mech Sci*, 53 (2011), pp. 425–435

J. Kim, K.H. Chung, W. Lee, J. Kong, H. Ryu, Kim et al., “Optimization of boost condition and axial feeding on tube bending and hydro-forming process considering formability and spring-back”, *Met Mater Int*, 15 (2009), pp. 863–876

- M.O. Andar, T. Kuwabara, S. Yonemura, A. Uenishi, "Elastic-plastic and inelastic characteristics of high strength steel sheets under biaxial loading and unloading", *ISIJ Int*, 50 (2010), pp. 613–619sme
- J.W. Yoon, S.H. Hong, "Modeling of aluminum alloy sheets based on new anisotropic yield functions", *J Mater Process Technol*, 177 (2006), pp. 134–137
- Jiang, S.: Springback investigations, Master thesis, The Ohio State University, 1997
- Yoshida, F. and Uemori, T., A model of large-strain cyclic plasticity describing the Bauschinger effect and work hardening stagnation, *International Journal of Plasticity*, vol. 18, 2002, pp.661-686
- X.C. Li, Y.Y. Yang, Y.Z. Wang, J. Bao, S.P. Li, Effect of the material hardening mode on the springback simulation accuracy of V-free bending, *J Mater Proc Technol*, 123 (2002), pp. 209–211
- I.A. Burchitz, *Improvement of Springback Prediction in Sheet Metal Forming*, 2008.
- O.T. Sarikaya, *Analysis of heat treatment effect on springback in v- bending*, 2008
- Suchy, I., *Handbook of Die Design*, 2nd Ed., McGraw-Hill Book Company, Inc., 2006
- (Society of Manufacturing Engineers), *Die Design Handbook*, 3rd Ed., McGraw-Hill Book Company, Inc., 1990.
- Boljanovic, V., *Sheet Metal Forming Processes and Die Design*, 1st Ed, Industrial Press Inc., 2004.
- J. Sala Serra, *Caracterización y comparación de las propiedades mecánicas de dos chapas de acero avanzado de alta resistencia (AHSS): TRIP800 Y DP800*, 2008.
- D.Y. Yang, S.I. Oh, H. Huh, and Y.H. Kim, editors. *Proceedings of the 5th international conference and workshop on numerical simulation of 3D sheet metal forming processes, NUMISHEET 2002*, Jeju Island, Korea, 2002.
- S.S. Han and K.C. Park, An investigation of the factors influencing springback by empirical and simulative techniques. In *Proceedings of the 4th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Forming Processes, NUMISHEET 1999*, pages 53–58, Besancon, France, 1999.
- Z. Tekiner, An experimental study on the examination of springback of sheet metals with several thicknesses and properties in bending dies. *Journal of Materials Processing Technology*, 145(1):109–117, 2004.
- L.C. Zhang, G. Lu, and S.C. Leong. V-shaped sheet forming by deformable punches. *Journal of Materials Processing Technology*, 63(1-3):134–139, 1997.
- H. Livatyali and T. Altan. Prediction and elimination of springback in straight flanging using computer aided design methods: Part 1. Experimental investigations. *Journal of Materials Processing Technology*, 117(1-2):262–268, 2001.

- T. Kuwabara, Y. Asano, S. Ikeda, and H. Hayashi. An evaluation method for springback characteristics of sheet metals based on a stretch bending test. In Kergen R., Kebler L., Langerak N., Lenze F.-J., Janssen E., and Steinbeck G., editors, *Proceedings of IDDRG 2004. Forming the Future. Global Trends in Sheet Metal Forming*, pages 55 – 64, Sindelfingen, Germany, 2004.
- J.-T. Gau and G.L. Kinzel. An experimental investigation of the influence of the bauschinger effect on springback predictions. *Journal of Materials Processing Technology*, 108(3):369–375, 2001.
- W.L. Xu, C.H. Ma, C.H. Li, and W.J. Feng. Sensitive factors in springback simulation for sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 151(1-3):217–222, 2004.
- E. Bayraktar and S. Altintas. Square cup deep drawing and 2d-draw bending analysis of hadfield steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 60(1-4):183–190, 1996.
- F. Pourboghrat and E. Chu. Springback in plane strain stretch/draw sheet forming. *International Journal of Mechanical Sciences*, 37(3):327, 1995.
- G. Liu, Z. Lin, W. Xu, and Y. Bao. Variable blankholder force in u-shaped part forming for eliminating springback error. *Journal of Materials Processing Technology*, 120(1-3):259–264, 2002.
- Auto/steel partnership (A/SP), high-strength steel applications: design and stamping process guidelines, a special edition of in-depth advanced high-strength steel case studies, auto/steel partnership southfield, Michigan; June 2009. <<http://www.a-sp.org/publications.htm>>.
- Shimizu N, Tanaka A, Oue A, Mori T, Ohtsuki T, Apichartpiyakul C, Uchiumi H, Nojima Y, Hoshino H. Broad usage spectrum of G protein-coupled receptors as coreceptors by primary isolates of HIV. *AIDS*. 23:761-769, 2009
- K.P. Li, W.P. Carden, and R.H. Wagoner. Simulation of springback. *International Journal of Mechanical Sciences*, 44(1):103–122, 2002.
- R.H. Wagoner. Fundamental aspects of springback in sheet metal forming. In D.-Y. Yang, S.I. Oh, H. Huh, and Y.H. Kim, editors, *Proceedings of the 5th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Forming Processes, NUMISHEET 2002*, pages 13 – 24, Jeju Island, Korea, 2002.
- K. Li, L. Geng, and R.H.Wagoner. Simulation of springback: Choice of element. In M. Geiger, editor, *Advanced Technology of Plasticity 1999*, volume 3, pages 2091 – 2099, Nuremberg, Germany, 1999. Springer-Verlag.
- W.D. Carden, L.M. Geng, D.K. Matlock, and R.H. Wagoner. Measurement of springback. *International Journal of Mechanical Sciences*, 44(1):79–101, 2002.
- Russell LD et al (1990) Staging for laboratory species. In: Russell LD, Ettlín RA, Hikim APS, Clegg ED (eds) *Histological and histopathological evaluation of the testis*. Cache River Press, Clearwater, FL, pp 62–194

- W, Lems, "The change of Young's modulus after deformational low temperature and its recovery", Ph.D. Dissertation, Delft. 1963.
- I. Iwata and M. Matsui. Numerical prediction of spring-back behavior of a stamped metal sheet by considering material non-linearity during unloading. In Ken ichiro Mori, editor, Proceedings of NUMIFORM 2001, pages 693–698, Toyohashi, Japan, 2001.
- F. Morestin and M. Boivin. On the necessity of taking into account the variation in the young modulus with plastic strain in elastic-plastic software. *Nuclear Engineering and Design*, 162(1):107–116, 1996.
- Marra, K. M. Aços dual phase da Usiminas: características e potencial de aplicação em veículos automotores. 2º Workshop sobre inovações para o desenvolvimento de aços de elevado valor agregado - Foco indústria automotiva, 2008.
- V. Uthaisangasuk, U. Prah, W. Bleck, Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels, *Engineering Fracture Mechanics*, Volume 78, Issue 3, February 2011, Pages 469–486.
- Aydin Hueseyin, Kazdal Zeytin Havva, Kubilay Ceylan, Effect of Intercritical Annealing Parameters on Dual Phase Behavior of Commercial Low-Alloyed Steels, *Journal of Iron and Steel Research, International*, Volume 17, Issue 4, April 2010, Pages 73–78
- Sawitree Sodjit, Vitoon Uthaisangasuk, Micromechanical Flow Curve Model for Dual Phase Steels, *Journal of Metals, Materials and Minerals*, Vol.22 No.1 pp. 87-97, 2012
- O. Topcu, M. Uebeyli, On the microstructural and mechanical characterizations of a low carbon and micro-alloyed steel *Mater Des*, 30 (2009), pp. 3274–3278
- Wei Gan, S. S. Babu, Nick Kapustka, Robert H. Wagoner, Microstructural effects on the springback of advanced high-strength steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, November 2006, Volume 37, Issue 11, pp 3221-3231
- Alharthi, H. (2016). Accurate descriptions of the anisotropic plastic yielding behaviour of various metallic sheets.
- Dasappa, P., Inal, K., & Mishra, R. (2012). The effects of anisotropic yield functions and their material parameters on prediction of forming limit diagrams. *International Journal of Solids and Structures*, 49(25), 3528–3550
- Eggertsen, P.-A., & Mattiasson, K. (2010). On constitutive modeling for springback analysis. *International Journal of Mechanical Sciences*, 52(6), 804–818.
- Gawad, J., van Bael, A., & van Houtte, P. (2016). Multiscale Modelling of Mechanical Anisotropy. En D. Banabic (Ed.), *Multiscale Modelling in Sheet Metal Forming* (pp. 79–134).
- Hou, Y., Min, J., Guo, N., Lin, J., Carsley, J. E., Stoughton, T. B., ... Tekkaya, A. E. (2019). Investigation of evolving yield surfaces of dual-phase steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 116314.

- Hou, Y., Min, J., Lin, J., Liu, Z., Carsley, J. E., & Stoughton, T. B. (2017). Springback prediction of sheet metals using improved material models. *Procedia Engineering*, 207, 173–178.
- Jr, O. O., & Gomes, C. J. (s/f). Springback in High Strength Anisotropic Steel. 10.
- Konzack, S., Radonjic, R., Liewald, M., & Altan, T. (2018). Prediction and reduction of springback in 3D hat shape forming of AHSS. *Procedia Manufacturing*, 15, 660–667.
- Logan, R. W., & Hosford, W. F. (1980). Upper-bound anisotropic yield locus calculations assuming $\langle 111 \rangle$ -pencil glide. *International Journal of Mechanical Sciences*, 22(7), 419–430.
- Moayyedean, F., & Kadkhodayan, M. (2015). Combination of Modified Yld2000-2d and Yld2000-2d in Anisotropic Pressure Dependent Sheet Metals. *Latin American Journal of Solids and Structures*, 12, 92–114.
- Nilsson, K. (2019). Material modeling in Sheet Metal Forming Simulations: Quality comparison between comonly used material models.
- Ozsoy, M., Esener, E., Ercan, S., & Firat, M. (2014). Springback Predictions of a Dual-phase Steel Considering Elasticity Evolution in Stamping Process. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 39(4), 3199–3207.
- Ozturk, F., Toros, S., & Kilic, S. (2014). Effects of Anisotropic Yield Functions on Prediction of Forming Limit Diagrams of DP600 Advanced High Strength Steel. *Procedia Engineering*, 81, 760–765.
- Prates, P., Oliveira, M., Sakharova, N., & Fernandes, J. V. (2013). How to Combine the Parameters of the Yield Criteria and the Hardening Law. *Key Engineering Materials*, 554–557.
- Alharthi, H. (2016). Accurate descriptions of the anisotropic plastic yielding behaviour of various metallic sheets.
- Andrews. (s/f). Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures [J].
- ASTM E-517. (2016). ASTM E-517: Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal.
- ASTM E1245-03. (s/f). ASTM E1245—03: Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis.
- Banabic, D. (2010). Plastic Behaviour of Sheet Metal. En D. Banabic (Ed.), *Sheet Metal Forming Processes: Constitutive Modelling and Numerical Simulation* (pp. 27–140).
- Bandyopadhyay, K., Lee, M.-G., Panda, S. Kr., Saha, P., & Lee, J. (2017). Formability assessment and failure prediction of laser welded dual phase steel blanks using anisotropic plastic properties. *International Journal of Mechanical Sciences*, 126, 203–221.

- Barlat, F., Aretz, H., Yoon, J. W., Karabin, M. E., Brem, J. C., & Dick, R. E. (2005). Linear transformation-based anisotropic yield functions. *International Journal of Plasticity*, 21(5), 1009–1039.
- Barlat, F., & Lian, K. (1989a). Plastic behavior and stretchability of sheet metals. Part I: A yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions. *International Journal of Plasticity*, 5(1), 51–66.
- Bruschi, S., Altan, T., Banabic, D., Bariani, P. F., Brosius, A., Cao, J., ... Tekkaya, A. E. (2014). Testing and modelling of material behaviour and formability in sheet metal forming. *CIRP Annals*, 63(2), 727–749.
- Chen, K., Scales, M., & Kyriakides, S. (2018). Material hardening of a high ductility aluminum alloy from a bulge test. *International Journal of Mechanical Sciences*, 138–139, 476–488.
- Das, A., Ghosh, M., Tarafder, S., Sivaprasad, S., & Chakrabarti, D. (2017). Micromechanisms of deformation in dual phase steels at high strain rates. *Materials Science and Engineering: A*, 680, 249–258.
- Dasappa, P., Inal, K., & Mishra, R. (2012). The effects of anisotropic yield functions and their material parameters on prediction of forming limit diagrams. *International Journal of Solids and Structures*, 49(25), 3528–3550.
- Deng, N., Kuwabara, T., & Korkolis, Y. P. (2018). On the non-linear unloading behavior of a biaxially loaded dual-phase steel sheet. *International Journal of Mechanical Sciences*, 138–139, 383–397.
- Dos Santos, R. A. (2013). Influência da força pós dobra e da geometria da ferramenta no retorno elástico em processos de dobramento de aços de alta resistência. UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ, CURITIBA.
- Eggertsen, P.-A., & Mattiasson, K. (2010). On constitutive modeling for springback analysis. *International Journal of Mechanical Sciences*, 52(6), 804–818.
- Gawad, J., van Bael, A., & van Houtte, P. (2016). Multiscale Modelling of Mechanical Anisotropy. En D. Banabic (Ed.), *Multiscale Modelling in Sheet Metal Forming* (pp. 79–134).
- Groover, m. p. (2007). *Fundamentos de manufactura moderna*.
- Gutiérrez Castillo, D. (2012). Aplicación de criterios de conformabilidad en productos planos de aceros de alta resistencia (Universitat Politècnica de Catalunya).
- Hance, B. (2017). Practical Application of the Hole Expansion Test. *SAE International Journal of Engines*, 10, 247–257.
- Hashimoto, K., Kuwabara, T., Iizuka, E., & Yoon, J. W. (2010). Hole expansion simulation of high strength steel sheet. *International Journal of Material Forming*, 3(1), 259–262.
- Haus, S. A. (2011). Influencia do efeito bauschinger no retorno elástico em aços avançados de elevada resistência. CURITIBA.

- Hayat, F., & Uzun, H. (2011). Effect of Heat Treatment on Microstructure, Mechanical Properties and Fracture Behaviour of Ship and Dual Phase Steels. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 18(8), 65–72.
- Hill, R. (1948). A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 193(1033), 281–297.
- Hill, R. (1998). *The Mathematical Theory of Plasticity*. Clarendon Press.
- Hosford, W. F. (1972). A Generalized Isotropic Yield Criterion. *Journal of Applied Mechanics*, 39(2), 607–609.
- Hou, Y., Min, J., Guo, N., Lin, J., Carsley, J. E., Stoughton, T. B., ... Tekkaya, A. E. (2019). Investigation of evolving yield surfaces of dual-phase steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 116314.
- Hou, Y., Min, J., Lin, J., Liu, Z., Carsley, J. E., & Stoughton, T. B. (2017). Springback prediction of sheet metals using improved material models. *Procedia Engineering*, 207, 173–178.
- Imaoka, S. (2008). Hills Potencial. *Ansys* 11, 7.
- Jayahari, L., Gangadhar, J., Singh, S. K., & Balunaik, B. (2017). Investigation of high temperature forming of ASS 304 using BARLAT 3-Parameter Model. *Materials Today: Proceedings*, 4(2, Part A), 799–804.
- Jr, O. O., & Gomes, C. J. (s/f). Springback in High Strength Anisotropic Steel. 10.
- Kattimani, K., Kakamarim, P. K., & Tavildar, R. K. (2015). Springback Analysis of Wipe Bending Process by Ansys.
- Konzack, S., Radonjic, R., Liewald, M., & Altan, T. (2018). Prediction and reduction of springback in 3D hat shape forming of AHSS. *Procedia Manufacturing*, 15, 660–667.
- Lakshminarayanan, R. (2006, enero 1). CAE Simulation of Non-Linear Analysis—Modeling of Material Model using Isotropic Material Hardening Law.
- Li, H., Sun, G., Li, G., Gong, Z., Liu, D., & Li, Q. (2011). On twist springback in advanced high-strength steels. *Materials & Design*, 32(6), 3272–3279.
- Logan, R. W., & Hosford, W. F. (1980). Upper-bound anisotropic yield locus calculations assuming $\langle 111 \rangle$ -pencil glide. *International Journal of Mechanical Sciences*, 22(7), 419–430.
- Moayyedean, F., & Kadkhodayan, M. (2015). Combination of Modified Yld2000-2d and Yld2000-2d in Anisotropic Pressure Dependent Sheet Metals. *Latin American Journal of Solids and Structures*, 12, 92–114.
- Nilsson, K. (2019). Material modeling in Sheet Metal Forming Simulations: Quality comparison between comonly used material models.

- Ouakdi, E. H., Louahdi, R., Khirani, D., & Tabourot, L. (2012). Evaluation of springback under the effect of holding force and die radius in a stretch bending test. *Materials & Design*, 35, 106–112.
- Ozsoy, M., Esener, E., Ercan, S., & Firat, M. (2014). Springback Predictions of a Dual-phase Steel Considering Elasticity Evolution in Stamping Process. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 39(4), 3199–3207.
- Ozturk, F., Toros, S., & Kilic, S. (2014). Effects of Anisotropic Yield Functions on Prediction of Forming Limit Diagrams of DP600 Advanced High Strength Steel. *Procedia Engineering*, 81, 760–765.
- Panich, S., Uthaisangsuk, V., Suranuntchai, S., & Jirathearanat, S. (2014). Investigation of anisotropic plastic deformation of advanced high strength steel. *Materials Science and Engineering: A*, 592, 207–220.
- Prates, P., Oliveira, M., Sakharova, N., & Fernandes, J. V. (2013). How to Combine the Parameters of the Yield Criteria and the Hardening Law. *Key Engineering Materials*, 554–557.
- Saito, N., Fukahori, M., Minote, T., Funakawa, Y., Hisano, D., Hamasaki, H., & Yoshida, F. (2018). Elasto-viscoplastic behavior of 980 MPa nano-precipitation strengthened steel sheet at elevated temperatures and springback in warm bending. *International Journal of Mechanical Sciences*, 146–147, 571–582.
- Sarraf, I., & Green, D. (2018). Prediction of DP600 and TRIP780 yield loci using Yoshida anisotropic yield function. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 418, 012089.
- Sayed, A. A., & Kheirandish, Sh. (2012). Affect of the tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels. *Materials Science and Engineering: A*, 532, 21–25.
- Slota, J., & Spišák, E. (2008). Determination of flow stress by the hydraulic bulge test. *Metalurgija*, 47.
- Sun, S., & Pugh, M. (2002). Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite. *Materials Science and Engineering: A*, 335(1), 298–308.
- Tang, B., Lu, X., Wang, Z., & Zhao, Z. (2010). Springback investigation of anisotropic aluminum alloy sheet with a mixed hardening rule and Barlat yield criteria in sheet metal forming. *Materials & Design*, 31(4), 2043–2050.
- Toros, S., Polat, A., & Ozturk, F. (2012). Formability and springback characterization of TRIP800 advanced high strength steel. *Materials & Design*, 41, 298–305.
- Uemori, T., Sumikawa, S., Naka, T., Ma, N., & Yoshida, F. (2017). Influence of Bauschinger Effect and Anisotropy on Springback of Aluminum Alloy Sheets. *Materials Transactions*, 58(6), 921–926.

William, F. S., & Hashemi, J. (2004). Fundamentos De La Ciencia E Ingenieria De Materiales Edicion 4 William F. Smith, Javad Hashemi.

Xu, L., Barlat, F., Lee, M.-G., Choi, K. S., & Sun, X. (2012). Hole Expansion Of Dual Phase Steels.

Xue, X., Liao, J., Vincze, G., Pereira, A. B., & Barlat, F. (2016). Experimental assessment of nonlinear elastic behaviour of dual-phase steels and application to springback prediction. *International Journal of Mechanical Sciences*, 117, 1–15.

Yuan, W., Wan, M., Wu, X., Ma, B., Lu, X., & Yang, B. (2019). Influence of uniaxial tensile pre-strain on forming limit curve by using biaxial tensile test. *Chinese Journal of Aeronautics*.

S. Allain, Comportment mécanique des aciers: des mécanismes fondamentaux à la deformation macroscopique, thesis to obtain the academic accreditation to supervise research, HDR, Lorraine University, 2012.

Dual Phase steels, ArcelorMittal, United Kingdom, 2015 , report report.

Zhu, X., Wang, L. (2003): "Effect of continuous annealing parameters on the mechanical properties of cold rolled Si-Mn DP steel." *Special Steel*, 684-688.

C. Landron, Ductile damage characterization in Dual Dual-Phase steels using X X-ray tomo tomo-graphy, INSA INSA-Lyon, France, 2011 , PhD thesis thesis.

M.S . Niazi, Plasticity induced anisotro pic damage modeling for forming processesprocesses, University of Twente, Netherlands, 2012 , PhD Thesis Thesis.

Neil, T. (2011). Mechanical properties and microstructures of dual phase steels containing silicon, aluminum and. Lawrence Berkeley National Laboratory.

Gutiérrez, A. L. (2013). Análisis microestructural y de propiedades mecánicas a temperaturas elevadas de aceros avanzados de alta resistencia para el conformado en caliente. Universidad Autónoma De Nuevo León.

Lai Q., Brassart L., Bouaziz O., Gouné M., Verdier M., Parry G., Perlade A., Bréchet Yves y Pardoën T. (2015). Influence of martensite volume fraction and hardness on the plastic behavior of dual-phase steels: Experiments and micromechanical modelin. *International Journal of Plasticity*.

Vásquez, Angie Tatiana. (2018). influencia del tiempo de permanencia en el tamaño de grano de la martensita en un acero tratado a temperaturas intercríticas. universidad distrital francisco José de caldas.

Neil, T. (2011). Mechanical properties and microstructures of dual phase steels containing silicon, aluminum and. Lawrence Berkeley National Laboratory.

Fallahi, A. (2002). Microstructure-Properties Correlation of Dual Phase Steels Produced by Controleed Rolling Process.

