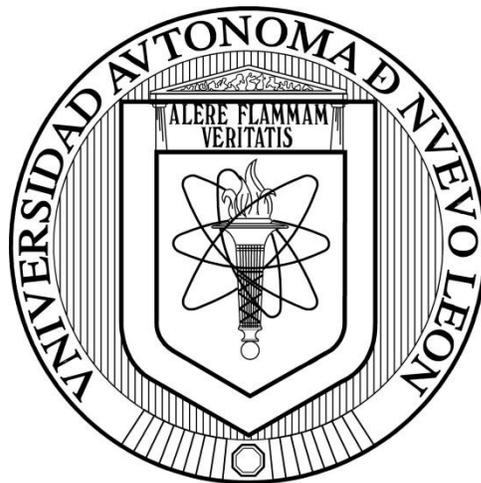


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL Y DE PROPIEDADES
MECÁNICAS A TEMPERATURAS ELEVADAS DE ACEROS
AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA PARA EL CONFORMADO
EN CALIENTE**

POR

ARIANA LISSETH ALVARADO GUTIÉRREZ

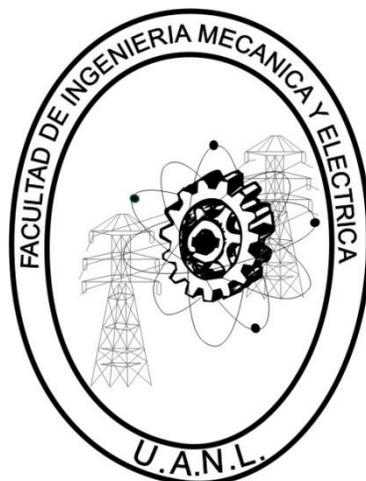
TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

CIUDAD UNIVERSITARIA

OCTUBRE 2013

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL Y DE PROPIEDADES
MECÁNICAS A TEMPERATURAS ELEVADAS DE ACEROS
AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA PARA EL CONFORMADO
EN CALIENTE**

POR

ARIANA LISSETH ALVARADO GUTIÉRREZ

TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

CIUDAD UNIVERSITARIA

OCTUBRE 2013

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “**Análisis microestructural y de propiedades mecánicas a temperaturas elevadas de aceros avanzados de alta resistencia para el conformado en caliente**” realizada por la Ing. Ariana Lisseth Alvarado Gutiérrez sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis

Asesor
Dra. Patricia del C. Zambrano
Robledo

Asesor
Dra. Guadalupe Maribel Hernández
Muñoz

Coasesor
Dr. Manuel Guadalupe Rodríguez Rodríguez

Vo. Bo.
Dr. Moisés Hinojosa Rivera

San Nicolás de los Garza, N.L., Octubre 2013

DEDICATORIA

A Dios, a mis queridos padres y
a mis ángeles que nunca me han dejado caer...
ángeles a los que llamo Amigos...

AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico dado durante la realización de este posgrado y por la oportunidad que me brindó de realizar una estancia en el extranjero.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL) y especialmente a mi segunda casa la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME), agradezco todo el apoyo brindado en infraestructura y recursos, al igual que al Centro de Investigación e Innovación en Ingeniería Aeronáutica (CIIA).

A la Dra. Patricia Zambrano que aparte de su gran apoyo en todo momento y de aportarme su conocimiento, siempre me ha brindado su amistad incondicional. Gracias Dra. Paty por sus consejos, regaños y su ejemplo, pero sobre todo gracias por guiarme en esta etapa de la vida y nunca dejarme sola... usted sin duda a sido unos de mis más valiosos ángeles.

A la Dra. Maribel Hernández que más que mi asesora es mi amiga, gracias Maribel por todos tus consejos y por siempre estar ahí. A todos los investigadores que me aportaron sus conocimientos. A mis compañeros y amigos Daniel, Citlalli, Jorge, Gabino, Mary Lara, Flor, y todos los chicos del CIIA de ambos laboratorios hermanos, Manufactura y Análisis de Falla.

A mi familia, mi madre Nico y mi padre Marzo, a mis hermanos Karla, Chuy, Deli, Fer, Toño, Dora y a mis pequeños mostritos, mis sobrinos que hubo momentos en los que me ausente y que saben que fue para concluir esta etapa de mi vida.

A mis grandes amigos Alma, Chio, Pau, Sam, Cris, Mores, Ricky, Ara, Judith, Chuy y Nery, por su comprensión en los momentos en que dije no a las reuniones.

Gracias a todos por creer en mí.

ÍNDICE

RESUMEN	
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	10
1.1 Objetivos	12
1.1.1 <u>Objetivo Científico</u>	12
1.2.2 <u>Objetivos Particulares</u>	12
1.2 Justificación	12
1.3 Breve descripción de Capítulos	13
CAPÍTULO 2. ANTECEDENTES	15
2.1 Introducción	15
2.2 Clasificación de los aceros de uso automotriz	17
2.3 Elementos aleantes	18
2.3.1 <u>Manganeso</u>	19
2.3.2 <u>Silicio</u>	19
2.3.3 <u>Cromo</u>	20
2.3.4 <u>Niobio</u>	20
2.3.5 <u>Molibdeno</u>	20
2.4 Mecanismos de endurecimiento	21
2.4.1 <u>Deslizamiento de dislocaciones</u>	21
2.4.2 <u>Transformación martensítica</u>	21
2.4.3 <u>Deformación de maclado</u>	22
2.5 Relación de ecuaciones esfuerzo vs deformación	22
2.6 Esfuerzo de fluencia	24
2.7 Evaluación del conformado	25
2.8 Diagramas limite de formabilidad (FLD)	25
2.9 Exponente de endurecimiento por deformación	27
2.10 Coeficiente de Anisotropía	28
2.11 Ductilidad	30
2.12 Efecto de la temperatura y velocidad de deformación	32

2.13 Resumen de investigación en aceros AHSS	34
CAPÍTULO 3. ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA	37
3.1 Descripción general de los AHSS	37
3.2 Metalurgia de los AHSS	39
<u>3.2.1 Doble fase (DP)</u>	40
<u>3.2.2 Transformación inducida por plasticidad (TRIP)</u>	42
<u>3.2.3 Fase compleja (CP)</u>	45
<u>3.2.4 Martensíticos</u>	46
<u>3.2.5 Ferríticos Bainíticos (FB)</u>	47
<u>3.2.2 Transformación inducida por maclado (TWIP)</u>	47
3.3 Conformado y/o formado de los AHSS	48
3.2 Aplicaciones de los AHSS en uso automotriz	51
CAPÍTULO 4. METODOLOGIA EXPERIMENTAL	56
4.1 Especificación de los materiales	57
<u>4.1.1 Composición química</u>	57
<u>4.1.2 Propiedades mecánicas</u>	57
4.2 Caracterización Microestructural	57
<u>4.2.1 Valoración de los materiales</u>	58
<u>4.2.2 Técnicas de preparación metalográfica</u>	58
<u>4.2.3 Análisis Químico</u>	61
<u>4.2.4 Microscopia Óptica</u>	62
<u>4.2.5 Microscopia Electrónica de Barrido (SEM)</u>	63
<u>4.2.6 Microdureza</u>	64
4.3 Ensayos de tensión	65
<u>4.3.1 Corte de probetas</u>	65
<u>4.3.2 Medición de probetas</u>	67
<u>4.3.3 Otras consideraciones</u>	67
<u>4.3.4 Realización de ensayos</u>	68
4.4 Corte de probetas después de ensayos	70
<u>4.4.1 Corte de probetas después de ensayos</u>	71
<u>4.4.2 Mediciones de RA</u>	72

4.4.3 Preparación metalográfica.....	72
4.4.1 Procesamiento de Datos.....	73
CAPÍTULO 5. RESULTADOS Y DISCUSIONES.....	74
5.1 Resultado.....	74
5.1.1 Composición química.....	74
5.1.2 Microestructura.....	76
5.1.3 Porcentaje de fases.....	79
5.1.4 Microdureza.....	80
5.2 Ensayos de tensión.....	81
5.2.1 Ensayos a temperatura ambiente.....	82
5.2.2 Anisotropía.....	88
5.2.3 Ensayos de tensión a diferentes temperaturas.....	91
5.3 Efecto de la velocidad de deformación y temperatura.....	99
5.3.1 Efecto de la temperatura en la elongación.....	100
5.4 Caracterización microestructural después de los ensayos.....	102
5.4.1 Microestructura.....	102
5.4.2 Fractura.....	107
CAPÍTULO 6. CONCLUSIONES.....	111
6.1 Recomendaciones.....	114
REFERENCIAS.....	115
APÉNDICE A.....	120
APÉNDICE B.....	123
APÉNDICE C.....	124
APÉNDICE D.....	129
APÉNDICE E.....	135

RESUMEN

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) son de suma importancia en el sector automotriz, son utilizados para la fabricación de distintas partes como lo es las puertas, suspensiones, chasis, refuerzos laterales, etc. Exhiben muy buenas propiedades como lo es su alta resistencia al impacto y su buena formabilidad; la combinación de ductilidad y resistencia que caracteriza a estos materiales es gracias a la combinación de fases presentes, es decir, se habla de aceros multifases, es por esta razón que obtienen una ventaja contra otros aceros del sector.

La investigación se desarrollo en base al estudio comparativo de dos aceros AHSS, los aceros Doble Fase (DP) y Transformación Inducida por Plasticidad (TRIP) para comprobar sus propiedades durante el proceso de conformado en ambos materiales.

Se desarrollaron ensayos de tensión a temperatura ambiente y a distintas temperaturas, con el fin de saber el comportamiento de ambos materiales al aplicarle una fuerza. Se analizó la anisotropía en los ensayos a temperatura ambiente y se predijo cual de los dos materiales es mas anisotrópico. Se realizo la caracterización después de los ensayados a distintas temperaturas para observar el aumento en el porcentaje de fases y la elongación de los granos, finalizando con el estudio de la fractura en ambos materiales.

En los ensayos del acero DP600 a elevadas temperaturas, al incrementar la temperatura, el porcentaje de elongación del acero aumenta, decreciendo el esfuerzo máximo. Para el acero TRIP780, a mayor incremento de temperatura, menor porcentaje de elongación y mayor esfuerzo. Algunos autores reportan que estos aceros a temperaturas entre 100 y 200°C sufren aumento en el esfuerzo máximo (UTS) teniendo una recaía (UTS) después de estas temperaturas y cercanas a la temperatura de Md.

CAPÍTULO I

INTRODUCCIÓN

El estudio de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS) remonta a hace más de 15 años. La revolución al descubrir sus propiedades de conformarse con poco esfuerzo y obtener una mayor resistencia en sus propiedades al obtener la pieza final hicieron de esta generación de acero una de las más importantes en el sector automotriz. La excelente combinación de ductilidad y resistencia que caracteriza a estos materiales es gracias a la combinación de fases presentes, es decir, se habla de aceros multifases, es por esta razón que obtienen una ventaja contra otros aceros del sector.

Los aceros que soportan altos esfuerzos y tienen buena formabilidad son necesarios en la transportación industrial, aportando con la reducción del peso un menor uso de combustible la conservando de la energía y el medio ambiente [1, 2].

La clasificación de aceros AHSS se divide en Aceros Doble Fase (DP), Transformación Inducida por Plasticidad (TRIP), Fase Compleja (CP), Martensíticos (MS), Ferríticos-Bainíticos (FB) y de Transformación Inducida por Maclado (TWIP). Las propiedades microestructurales y mecánicas de cada uno de estos aceros proporciona distintas características específicas al producto final. Dentro del Capítulo III se explica detalladamente estos aceros.

Los AHSS son utilizados en diferentes aplicaciones, especialmente en estructuras ligeras para automóviles [3], estratégicamente en partes que refuerzan la seguridad al momento de la colisión, debido a que una de las características de estos materiales es la absorción de energía en impactos. Algunos ejemplos de las partes automotrices fabricadas con los AHSS son los pilares, refuerzos laterales y parachoques.

El material de fabricación de los automóviles producidos en el mundo es por excelencia 99.9 % de acero. El restante de 0.01 por ciento es fabricado de otros materiales tal es el caso del Aluminio y un porcentaje mucho menor es fabricado de fibra de carbono (compositos). El peso de las puertas, caparazón, cajuela, chasis y transmisión es construido de acero o de otros metales ferrosos y alcanza hasta el 60 por ciento del peso final [4]. Técnicamente la importancia de reducir el peso del automóvil es crítica y cada vez más la industria manufacturera automotriz entra en considerables conflictos por fabricar automóviles más ligeros.

Una de las razones para incrementar el uso de los AHSS en la industria automotriz es precisamente reducir el peso del automóvil; reduciendo el calibre del acero se puede mejorar el rendimiento y ahorro de combustible, sin afectar la seguridad del conductor [5].

La investigación se centra en el estudio de dos aceros AHSS, los aceros DP600 y TRIP780. El estudio microestructural y mecánico realizado a estos aceros se realizó para predecir su comportamiento al momento de ser conformados, particularmente en este caso en caliente; para esto, es necesario indagar en sus propiedades mecánicas mediante pruebas de tensión a distintas temperaturas. Otras de las propiedades mecánicas importantes a estudiar es el comportamiento anisotrópico de ambos materiales y la dureza de cada uno. Fué necesario analizar el comportamiento micro estructural, ya que las fases involucradas, tamaño de grano y

dislocaciones presentes, combinado con la composición química, ayudan a definir las características de los aceros. Finalmente, la post caracterización microestructural, ayudó a predecir el comportamiento de ambos aceros para el conformado en caliente.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo Científico

Comparar las propiedades mecánicas y microestructurales de aceros DP600 y TRIP780 para identificar las principales diferencias al variar los parámetros de procesos, diferentes condiciones térmicas, así como diferentes velocidades de deformación del material.

1.1.2 Objetivos particulares.

- a. Evaluar el efecto de la temperatura sobre el esfuerzo y la elongación de los aceros DP600 y TRIP780
- b. Analizar el comportamiento anisotrópico de ambos materiales con respecto al conformado a realizar.
- c. Evaluar el efecto de la temperatura y la velocidad de deformación sobre el comportamiento de los aceros a estudiar
- d. Observar los porcentajes de fases presentes antes y después de la deformación de los materiales en base a los ensayos de tracción.

1.2 Justificación

Cada vez son más las industrias que cambian sus procesos al conformado en caliente, ya que este proceso es relativamente menos costoso conforme su producción se maximiza. Es por eso que los materiales Avanzados de Alta Resistencia, en este caso los aceros Doble Fase y los de Transformación Inducida por

Plasticidad, han tenido un crecimiento importante en la industria automotriz y hoy en día se tiene un interés importante en su desarrollo; gracias a la aportación que se puede lograr al hacer reducir el espesor de la lámina de acero, se podrá minimizar el peso del automóvil, entre otras buenas aportaciones de estos materiales. De tal manera que el estudio microestructural y mecánico es fundamental para predecir el comportamiento al ser sometidos a procesos industriales, como lo es el conformado en caliente de metales.

1.3 Breve descripción de Capítulos

Este trabajo de investigación se divide en seis capítulos. El capítulo II describe los antecedentes involucrados con el trabajo a investigar, tomando en cuenta la introducción teórica para el entendimiento de los fenómenos ocurridos en los aceros AHSS. Se encuentra una relación de autores con la descripción de los avances logrados en los aceros DP y TRIP, tomándose como referencias la existencia del trabajado en conformado de ambos aceros.

La descripción específica de los AHSS se encuentra en el capítulo III. Se detallan sus características metalúrgicas y se comparan las propiedades mecánicas con distintos aceros, en específico los aceros HSLA. Se explica brevemente el proceso de conformado o formado de los aceros AHSS en general. Define ambos procesos de conformado en caliente (conformado directo e indirecto). Finalmente, describe las aplicaciones de los aceros AHSS en la industria automotriz.

En el capítulo IV se resume la metodología experimental llevada a cabo durante la investigación. Se explican las especificaciones de ambos materiales, tanto químicas y físicas. Se explican los métodos y equipos utilizados para la caracterización mecánica (ensayos de tensión a temperatura ambiente y alta temperatura) y microestructural de las muestras. Se muestra el diseño de experimentos para los dos aceros y se describe la metodología experimental.

En el capítulo V se muestran los resultados y se discuten. Se comienza por el análisis químico, seguido por la microestructura y la cuantificación del porcentaje de fases de cada acero. Se discute la microdureza medida y se muestra la variación de los resultados gráficamente. Se analiza la anisotropía a temperatura ambiente. En seguida se valoran los ensayos de tensión, mostrando las gráficas esfuerzo deformación, tomando en cuenta los diferentes parámetros utilizados. Y por último, se discute la postcaracterización de ambos aceros.

En el capítulo VI se describen las conclusiones de los resultados discutidos y se dan recomendaciones para futuros trabajos científicos. Se complementa este último capítulo con las referencias tomadas de trabajos previos, incluyendo también los apéndices relacionados a cada capítulo.

CAPÍTULO II

ANTECEDENTES

2.1 Introducción

La humanidad se ha visto involucrada en un universo fabricado por diferentes tipos de materiales de los cuales destacan los de naturaleza metálica, polimérica, cerámica y todo lo derivado de las combinaciones de éstos. Los materiales han existido desde hace millones de años, es tanto así la importancia de éstos que los historiadores han clasificado las primeras edades de la humanidad, según como se hayan desarrollado (edad de Piedra, del Bronce y del Hierro) [6]. No es difícil imaginar que las investigaciones de nuevos materiales sigan en creciente demanda y más durante esta nueva era de ciencia, innovación y tecnología.

En los años de los ochenta, la industria automotriz revolucionó con la aparición de lo último en mejora de rendimiento y reducción de peso en el automóvil; los llamados aceros HSLA (High-Strength Low-Alloy Steels, por sus siglas en inglés), lograron reducir el peso de las carrocerías alrededor de un 35% y gracias a sus características mecánicas de hasta 550 MPa mejoraron la resistencia al impacto y a la torsión dejando atrás a los aceros al carbono convencionales de ese tiempo [4].

En estos últimos veinte años, y esto demuestra el dinamismo de la investigación científica, estos aceros han quedado superados por la nueva generación de aceros avanzados de alta resistencia. Esta revolución ha dado como fruto la aparición de nuevas familias de aceros, como los Dual Phase cuya microestructura está compuesta principalmente por ferrita, que proporciona ductilidad al material, e islas de martensita, que le confieren resistencia. O los aceros TRIP (siglas de Transformation Induced Plasticity), con una estructura de ferrita, bainita y austenita retenida, que proporciona una excelente ductilidad (permite conformar piezas de difícil geometría) y un endurecimiento por transformación martensítica durante el proceso de deformación. Esto se traduce en un impacto sobre el material, lejos de romperlo, lo endurece, repercutiendo de manera directa sobre la seguridad del vehículo. El siguiente paso y la ya futura generación de aceros avanzados de alta resistencia son dos nuevas familias de aceros: los TWIP (Twinning Induced Plasticity) y los súper bainíticos. Los primeros con ultra alto contenido en Manganeso (hasta 25%) conjugan alta resistencia con extrema ductilidad. Este nuevo tipo de aceros presenta complejas microestructuras, mezcla de martensita, bainita y/o austenita retenida que permiten el tan deseado efecto de endurecimiento por transformación. Los aceros súper bainíticos libres de carburos fundamentan sus excelentes propiedades de resistencia (~2,2GPa) y tenacidad (capacidad de absorber energía sin romperse) en la formación de microestructuras nano estructuradas [6].

Y así en los próximos años el reto medio ambiental también jugará un papel importante en el desarrollo de nuevos materiales metálicos, cerámicos, poliméricos o una combinación de todos ellos. La necesidad de reducir los contaminantes dentro del medio ambiente, como lo es reducir las emisiones de CO₂ va a afectar tanto a los procesos tradicionales de fabricación automotriz, como la incorporación de materiales más ligeros suponiendo un menor consumo unitario de combustible, trayendo con esto los desarrollos cada vez mejores de nuevas generaciones de materiales.

2.2 Clasificación de los aceros de uso automotriz.

Los aceros para la industria automotriz son clasificados en varias opciones [7,8]: una de ellas es usando un método basado en las características metalúrgicas. El más común es usar la designación de carbono, por ejemplo:

- Aceros de baja resistencia (carbono, libre de intersticiales)
- Aceros de Alta Resistencia Convencionales (HSS, como aleaciones carbono-manganeso, aceros endurecidos, aceros de alta resistencia libre de intersticiales, entre otros).
- Los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS, como por ejemplo los Dual Phase, TRIP, Complex Phase, Aceros Martensíticos, etc).

Otros aceros de alta resistencia incluyen los aceros FB (Ferríticos-Bainíticos), los aceros de plasticidad inducida, aceros nano, conformados en caliente y aceros tratados térmicamente después del conformado.

Alternativamente, una segunda clasificación está basada en las características de resistencia, ciertamente la literatura los define:

- Aceros HSS – Aceros de Alta Resistencia con límites elásticos entre 210 y 550 MPa y resistencia a la ruptura entre 270-700 MPa;
- Aceros AHSS – Aceros avanzados de Alta Resistencia, aceros con límites elásticos y de resistencia a la ruptura por encima de 550 y 700 MPa, respectivamente.
- Aceros UHSS – Aceros Avanzados de Ultra Alta Resistencia, maneja límites elásticos por encima de 1400 MPa

Finalmente, una tercera clasificación está basada en la evolución de varias características mecánicas o de parámetros de formabilidad, por ejemplo:

- Porcentaje de elongaciones

- Exponente de endurecimiento por deformación – n
- Relación de la expansión del agujero [9]

En relación con al tema de esta investigación, se tiene una clasificación específica de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS), diferenciándolos de los aceros comunes. Una de las clasificaciones más sobresalientes es la usada por la Ultra-Light Steel Automotive Body – Advanced Vehicle Concept (ULSAB-AVC), especifica el límite elástico (YS) y el esfuerzo último (UTS) de la siguiente manera:

$$XX/aaa/bbb$$

Donde XX representa el tipo de acero, aaa es el mínimo de YS en MPa y bbb es el mínimo de UTS en MPa. Un ejemplo es la designación del acero DP 280/600 con un mínimo de 280 MPa en límite elástico y un esfuerzo de tensión mínimo de 600 MPa [5].

2.3 Elementos aleantes

Como ya se ha mencionado, tanto la microestructura y composición química, entre otras propiedades del acero, juegan un papel importante en las propiedades mecánicas finales de la pieza; es por eso que se describirán los efectos que proporciona cada elemento químico en cada aleación. En la Figura 2.1 se resumen los efectos del proceso de la mayoría de los elementos aleantes [10]. En los párrafos siguientes, se describen los elementos que son más relevantes en las aleaciones estudiadas en la investigación.

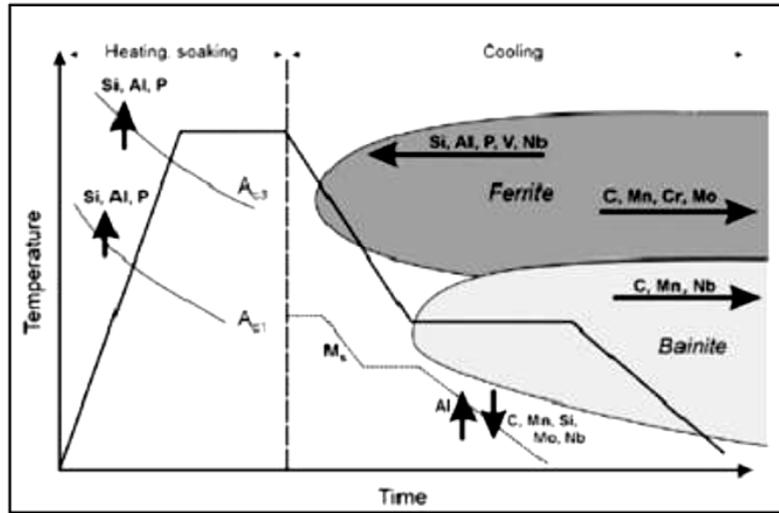


Figura 2.1. Diagrama de los efectos de los elementos químicos [10].

2.3.1 Manganeso

La principal característica del Mn es estabilizar la austenita. Grandes adiciones de Manganeso son usadas en muchos aceros TRIP (1.5-2.5 wt%) ya que las propiedades del manganeso contribuyen a estabilizar la austenita para la formación en volumen de la austenita retenida (f_{γ}). El manganeso incrementa la solubilidad del carbono en la austenita, lo que permite un gran enriquecimiento y disminuye la reacción de la perlita; pero un excesivo nivel de Mn puede promover la aparición de carburos en la austenita. El Manganeso en conjunto con el Silicio puede afectar la química de la superficie del acero haciendo imposible el recubrimiento de inmersión en caliente [10].

2.3.2 Silicio

El Silicio es un promotor de la transformación ferrítica [5]. Sin embargo es agregado a los aceros TRIP en cantidades alrededor de 1.5-2.5 wt%; al aumentar el contenido de Silicio conlleva un aumento en la fase de austenita retenida (f_{γ}). Se puede explicar mejor este comportamiento con la Figura 2.2 que muestra las curvas de f_{γ} por contenido del material de dos diferentes niveles de Si.

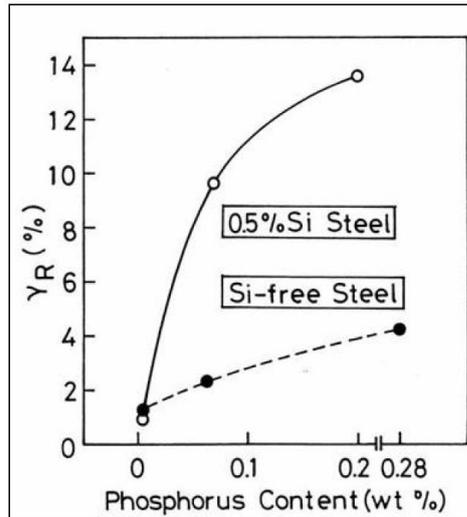


Figura 2.2. Efectos del Silicio y Fosforo sobre el contenido de la austenita retenida [10].

2.3.3 Cromo

El Cromo es un elemento que ayuda al acero a tener un alto esfuerzo a la tensión por lo general por encima de los 1000 MPa, reduciendo tan solo la elongación (15-25%). Tiene el efecto de aumentar la templabilidad de la austenita y previene la formación de ferrita durante el enfriamiento [10]. En general, el Cromo mejora la resistencia, la dureza, la resistencia al desgaste y la dureza en caliente [11].

2.3.4 Niobio

Este elemento igualmente ayuda al incremento de la dureza en el material, puede estabilizar los granos en la fase austenita, ayuda a que la ferrita tenga un tamaño de grano fino, así como precipita la austenita y la ferrita. El endurecimiento que proporciona es gracias a la formación por precipitación de carbonitruros [12].

2.3.5 Molibdeno

Se agrega para aumentar la tenacidad, la dureza en caliente y la resistencia a la termofluencia del material. También se mejora la templabilidad y así como en relación con otros aleantes forma carburos para la resistencia al desgaste.

Para los aceros Dual Phase el agregar los elementos de Cromo y Molibdeno ayuda a estabilizar las fases duras, características de este material. Mientras que el Carbono endurece la red cristalina bloqueando los deslizamientos de los planos atómicos al colocarse en los intersticiales de la red. Este último elemento es determinante para definir las propiedades mecánicas del acero.

2.4 Mecanismos de endurecimiento

Los aceros AHSS y específicamente los aceros TRIP tienen propiedades de endurecimiento sobre el material al deformarse; esto se debe a diferentes mecanismos que a continuación se describen.

2.4.1 Deslizamiento de dislocaciones

El deslizamiento por dislocaciones es el mecanismo de deformación más común en metales. Ocurre cuando se aplica una fuerza cortante sobre un metal, cuando esta fuerza llega al estado crítico ocasiona que los átomos se deslicen a lo largo del plano de deslizamiento provocando que el movimiento de la dislocación produzca un escalón en la superficie del metal o banda de deslizamiento, provocando que se deforme plásticamente.

2.4.2 Transformación martensítica

Ocurre en materiales que presentan una micro estructura de matriz austenítica (metaestable a temperatura ambiente), la austenita se transforma en martensita cuando se somete a deformación. Para garantizar una alta capacidad de conformado, la austenita retenida (f_{γ}) debe poseer la denominada estabilidad óptima, de forma que pueda experimentar una transformación progresiva que se manifestará como un aumento continuo del exponente de endurecimiento por deformación.

La estabilidad de la austenita depende de una serie de variables tales como la composición química, morfología y tamaño de la austenita retenida (f_{γ}) (cuanto más

fina será más estable), parámetros de proceso y las condiciones de conformado (temperatura, deformación y velocidad de deformación).

2.4.3 Deformación por maclado

Este mecanismo sucede en un plano a través del cual hay una desorientación especial de la imagen de la estructura cristalina. Las maclas pueden producirse cuando una fuerza cortante, que actúa a lo largo del límite de macla, hace que los átomos se desplacen de su posición. El maclado sucede durante la deformación o el tratamiento térmico de ciertos materiales [13].

2.5 Relación de ecuaciones esfuerzo vs deformación

Las propiedades mecánicas de los metales (YS, UTS %E) pueden describirse mediante las gráficas esfuerzo deformación después de realizar un ensayo de tensión, torsión o compresión. Estas gráficas permiten entender el comportamiento del metal bajo deformación y pueden ser aplicados durante el proceso de conformado en producción. Existen dos zonas importantes en una grafica de tensión-deformación, una es la deformación elástica donde el material sufre deformación pero no la suficiente para que su estructura atómica se vea afectada, volviendo a su estado original. En contraste cuando ocurre la deformación plástica (el material rebasa el límite elástico) el material sufre una deformación permanente en su estructura, donde al presentarse las dislocaciones a nivel atómico existiendo una disipación de energía lo que hace que el proceso se vuelva irreversible [12].

Existen factores como la sección transversal del espécimen a ensayar y la carga utilizada para deformar el material al realizar el ensayo y que proporcione datos contundentes para el entendimiento. Es por esto por lo que estos factores están normalizados con respecto a los parámetros de esfuerzo ingenieril y deformación ingenieril. El esfuerzo ingenieril (σ) se define bajo la siguiente relación:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (2.1)$$

Donde F es la carga instantáneamente aplicada perpendicularmente a la sección transversal en Newton (N), y A_0 es el área de sección original donde es aplicada la carga (en m^2).

La deformación unitaria ingenieril (ε) es definida acorde a:

$$\varepsilon = \frac{l_i - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (2.2)$$

Donde l_0 es la longitud inicial antes de aplicarle una carga, y l_i es la longitud ya deformada.

El módulo de Young o módulo de elasticidad (E) es explicado por la Ley de Hooke, donde se habla que el grado de deformación depende de la magnitud del propio esfuerzo, presentando una relación lineal. La siguiente ecuación describe esta relación:

$$\sigma = E\varepsilon \quad (2.3)$$

La Figura 2.3 representa el comportamiento elástico y plástico en la grafica de esfuerzo vs la deformación.

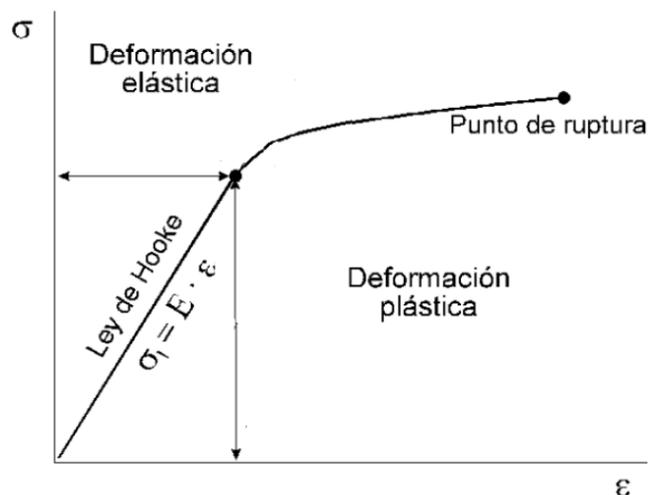


Figura 2.3 Grafico de esfuerzo vs deformación.

El esfuerzo y la deformación real son tomados en cuenta al relacionar el área en cada instante de la deformación. La Ley de Hooke no relaciona el cambio constante del área transversal durante la prueba. Por lo cual es necesario relacionar las siguientes ecuaciones de esfuerzo real (σ_r) y deformación real (ε_r), respectivamente:

$$\sigma_r = \frac{F}{A_i} \quad (2.4)$$

$$\varepsilon_r = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \quad (2.5)$$

Donde pueden reducirse a:

$$\sigma_r = \frac{\sigma}{1+\varepsilon} \quad (2.6)$$

$$\varepsilon_r = \ln(1 + \varepsilon) \quad (2.7)$$

2.6 Esfuerzo de fluencia

La relación típica esfuerzo-deformación presenta elasticidad por debajo del punto de fluencia, y endurecimiento por deformación arriba de dicho punto; esto obedece a la Ecuación de Ludwik-Hollomon (ecuación 2.8). La curva de fluencia describe la relación esfuerzo-deformación en la región donde tiene lugar el formado del metal. También indica el esfuerzo de fluencia del metal, la propiedad de resistencia que determina las fuerzas y la potencia requerida para realizar una operación particular de formado.

El esfuerzo requerido para continuar la deformación debe incrementarse para contrarrestar este incremento de la resistencia. El esfuerzo de fluencia se define como el valor instantáneo del esfuerzo requerido para continuar la deformación del material o mantener fluyendo al metal. La siguiente ecuación describe la resistencia a la fluencia del metal en función de la deformación:

$$Y_f = K\varepsilon^n \quad (2.8)$$

Donde Y_f es el esfuerzo de fluencia en MPa. K es el coeficiente de resistencia en MPa y n representa el exponente de endurecimiento por deformación del material.

2.7 Evaluación del conformado

El conformado por lo regular se puede predecir mediante diferentes ensayos mecánicos que proporcionan información interesante del metal. Es el caso de ensayos como los de tensión de tracción en diferentes direcciones de rolado, así como ensayos que simulan el mismo conformado. Los ensayos que deforman la chapa mediante la acción de un punzón semiesférico (tipo Erichssen, Nakazima, Bulge Test o Limiting Dome Height-LDH), simulan el estiramiento sufrido por el material en los útiles, o los ensayos de embutición de la copa que simulan los esfuerzos originados por la embutición (esfuerzos combinados de tracción radial y compresión tangencial (Prueba de copa rápida); este ensayo permite tener el LDR (Limite de radio de dibujo) que predice el máximo porcentaje de reducción del material sin que este llegue a romperse [14]. Otro ensayo muy popular en pruebas de conformado es el relación de la expansión del agujero que mide la resistencia al agrietamiento en borde de los aceros [15,16].

2.8 Diagramas limite de formabilidad (FLD)

El límite de esfuerzo se define por ser el esfuerzo que se encuentra lo suficientemente cerca de la región del encuellamiento. Los diagramas limite de formabilidad (“Forming Limit Diagrams o FLD”) muestran el límite de esfuerzo por

diferentes caminos de deformación [17]. Los FLD indican la cantidad de deformación que una lamina puede soportar en las dos direcciones del plano, representada por una deformación mayor (también llamada “major strain”) en el eje de las ordenadas y una deformación menor (también llamada “minor strain”) en eje de las abscisas [18] (véase Figura 2.4).

Estos diagramas pueden relacionarse con programas de simulación por elementos finitos para entender el efecto de los aceros al conformarse, así como tener un criterio de falla amplio. Los diagramas FLD representan de manera confiable la estabilidad del acero al ser conformado, involucrando las deformaciones unitarias que pueden producir inestabilidad o fractura.

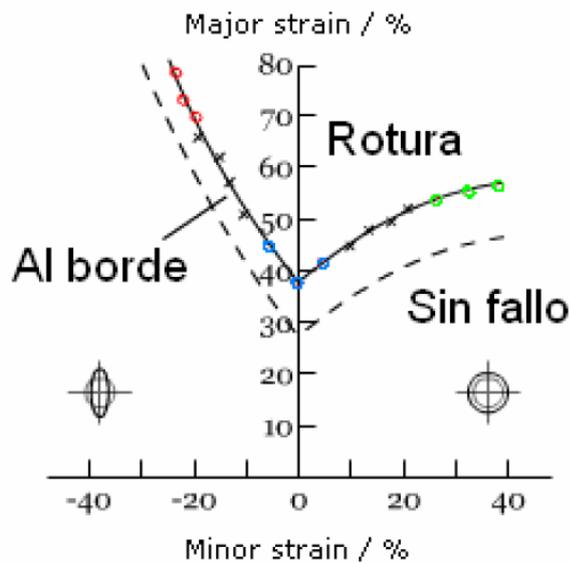


Figura 2.4 Ejemplo de diagrama limite de formabilidad [14,18]. Muestra la zona mayor y menor deformación.

Existen factores que se relacionan con los diagramas FLD y afectan la formabilidad del metal, por ejemplo el exponente de endurecimiento por deformación “ n ”, el coeficiente de anisotropía “ r ” y el factor de sensibilidad a la velocidad de deformación “ m ” [17]. El valor de n puede estar relacionado con los

diagramas FLD y r esta mejor relacionado con la embutición profunda (deep-drawing) [18].

2.9 Exponente de endurecimiento por deformación

Como ya se había mencionado, la ecuación empírica de Ludwik-Hollomon [14,19] describe el comportamiento esfuerzo real - deformación real de algunos materiales durante un ensayo de tracción.

En la ecuación de Ludwik-Hollomon el esfuerzo real σ se describe en términos de la deformación real ϵ así que:

$$\sigma = K\epsilon^n$$

Donde K es el coeficiente de endurecimiento y n es el exponente de endurecimiento por deformación. La Figura 2.5 muestra como varía la forma de la curva a medida que el valor de la exponente n cambia, para un valor constante de K . Cuanto mayor es n menor capacidad de endurecimiento por deformación ($\sigma_{\max} - \sigma_y$) tiene el material. Cuanto mayor es el valor de n para un espesor dado de chapa, más incrementa verticalmente la FLC.

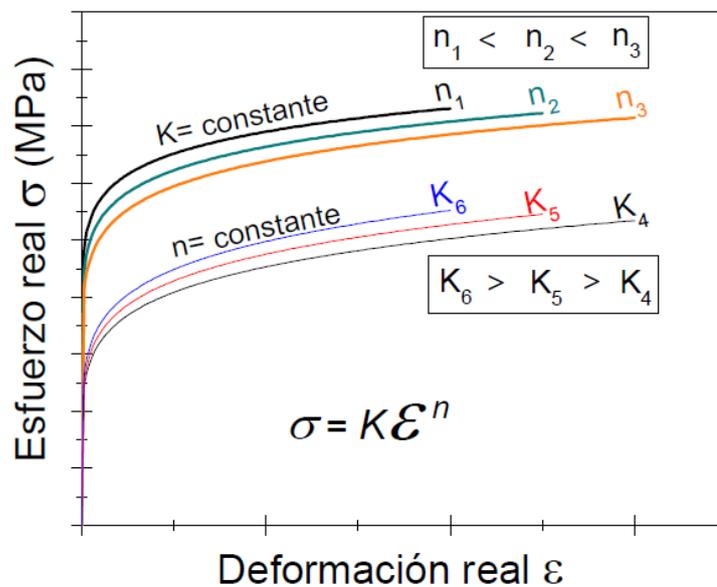


Figura 2.5 Relación de n y k para ecuación Ludwik-Hollomon (empírica).

Como el exponente de endurecimiento n y el coeficiente K forman parte de la misma ecuación, se puede observar que un aumento de la resistencia máxima del material, es decir un mayor valor de K para una n constante (Figura 2.4), tiene el efecto de desplazar verticalmente hacia abajo la FLC.

2.10 Coeficiente de Anisotropía

El valor “ r ” es un parámetro que indica la habilidad de la lámina de acero a resistir al adelgazamiento o por el contrario, el engrosamiento cuando el espécimen se encuentra en fuerzas de tensión o compresión [20]. En una lámina de metal, la anisotropía plana (Δr) y la anisotropía normal (\bar{r}) son valores que se deben de tomar en cuenta, ya que el valor de r varía dependiendo del ángulo respecto a la dirección de rolado. La norma ASTM E-517 define la relación de deformación plástica (r) como la relación de la deformación verdadera que se ha producido en la dirección del ancho perpendicular a la dirección del esfuerzo aplicado y el plano de la hoja, simultáneamente a la deformación verdadera en dirección del espesor.

La ecuación propuesta que define a la anisotropía normal (\bar{r}) es:

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (2.9)$$

La ecuación que define la anisotropía plana (Δr) es:

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2} \quad (2.10)$$

Para obtener ambos valores de anisotropía para los distintos grados es necesario obtener la relación de deformación plástica que a su vez ésta relacionada con la deformación de ancho inicial y final, así como la relación de deformación de espesor inicial y final, en base a una probeta plana:

Relación de deformación plástica:

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad (2.11)$$

Relación de deformación de ancho inicial y final:

$$\varepsilon_w = \ln\left(\frac{W_0}{W_i}\right) \quad (2.12)$$

Relación de deformación de espesor inicial y final:

$$\varepsilon_t = \ln\left(\frac{t_0}{t_i}\right) \quad (2.13)$$

Ambos valores están relacionados con la conformabilidad del acero, por ejemplo la anisotropía normal (\bar{r}) está relacionada con la profundidad del embutido, alcanzándose satisfactoriamente. En cambio la anisotropía plana (Δr) se relaciona con la formación de orejas.

La Figura 2.6 muestra el embutido de tres copas a partir de las láminas donde la anisotropía normal \bar{r} es diferente pero cuya anisotropía plana Δr es positiva. Es decir, cuanto mayor es \bar{r} mayor es la profundidad de la copa. La aparición de orejas irregulares a la altura de las copas dependerá del valor positivo o negativo de la anisotropía plana Δr . Cuando $\Delta r > 0$ aparecerán orejas a 0° y 90° con respecto a la dirección de laminación. Cuando $\Delta r < 0$ las ojerías aparecerán a los 45° con respecto a la dirección de laminación. La combinación de altos valores de anisotropía normal \bar{r} y valores cercanos a cero de anisotropía plana Δr representa un embutido óptimo con profundidades mayores y menos formación de orejas.

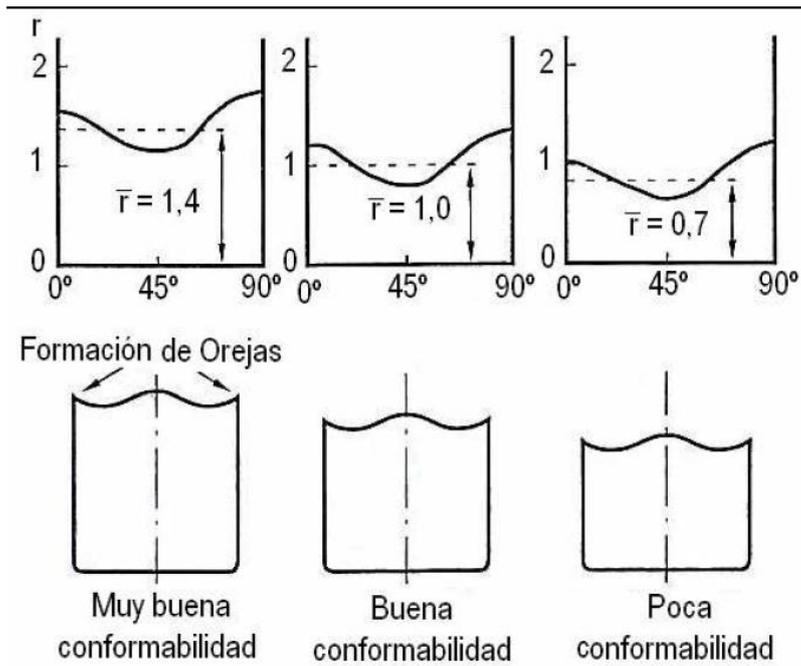


Figura 2.6 Efecto de la anisotropía normal \bar{r} en la conformabilidad para un valor positivo de anisotropía plana Δr .

2.11 Ductilidad

Otras de las propiedades importantes que se miden en un ensayo de tensión y que nos da información acerca de cómo se puede comportar el material al ser conformado es la ductilidad. La misma se define como la medición del grado de la deformación plástica que se ha mantenido en la fractura. Un material que experimenta poca deformación plástica a la ruptura es llamado frágil. Una demostración ilustrativa del comportamiento de un material dúctil contra un frágil es mostrada en la Figura 2.7.

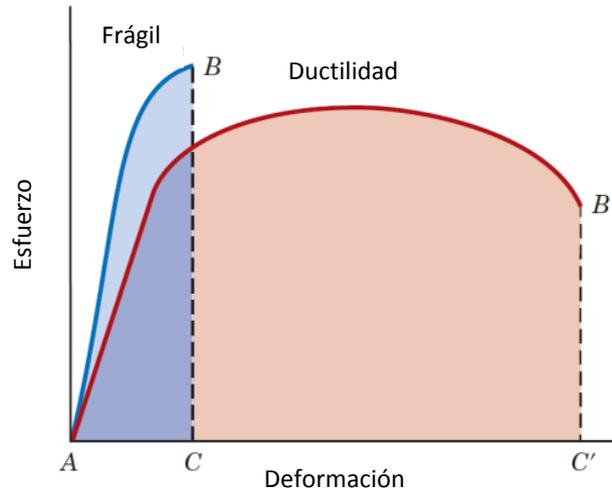


Figura 2.7 Representación esquemática del esfuerzo vs deformación del comportamiento frágil y dúctil de los materiales a la fractura [21].

La ductilidad puede ser expresada y medida mediante el porcentaje de elongación y porcentaje de reducción de área. El porcentaje de elongación (% EL) es el porcentaje de la deformación plástica a la fractura ó:

$$\% EL = \left(\frac{l_f - l_0}{l_0} \right) \times 100 \quad (2.14)$$

Donde l_f es la longitud medida después de la fractura. La l_0 es por lo regular un valor definido en norma, es comúnmente 50 mm.

El porcentaje de reducción de área (% RA) es definido como:

$$\% RA = \left(\frac{A_0 - A_f}{A_0} \right) \times 100 \quad (2.15)$$

Donde A_0 es la sección transversal medida originalmente y la A_f es el área se sección transversal medida en el punto de fractura.

Los metales poseen un grado de ductilidad a temperatura ambiente; sin embargo cuando son sometidos a temperaturas su comportamiento tiende a un cambio. El conocimiento de la ductilidad del material es importante por dos razones;

la primera es que indica al diseñador el grado que la estructura se deformará plásticamente después de la fractura. Segundo, especifica el grado disponible de la deformación durante las operaciones de fabricación [21].

2.12 Efecto de la Temperatura y Velocidad de Deformación

La temperatura juega un papel importante al momento de ser combinada en los procesos industriales. Los materiales bajo condiciones de temperatura, ya sea a altas o bajas temperaturas, toman nuevas propiedades modificando las características iniciales del acero. En los procesos como el conformado en caliente, aumentar la temperatura hasta por encima de los 900 °C puede ayudar al prensado del acero, ya que a altas temperaturas el esfuerzo de tensión (UTS) decrece y por otro lado, la elongación aumenta dándole facilidad al material de ser conformado. Este comportamiento descrito anteriormente es característico de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia en condiciones de alta temperatura.

Dentro de la investigación de S. Gündüz [22] describe el comportamiento anterior, para un acero Doble Fase donde demuestra que el UTS decrece linealmente con el incremento de la temperatura de temple, pero muestra la diferencia que el YS se mantiene constante.

Yong y Zhuang [23] demuestran que la temperatura de deformación en caliente afecta las propiedades mecánicas del acero TRIP rolado en caliente e igualmente la elongación del material se incrementa con el aumento de la temperatura de temple.

Por otro lado la sensibilidad a la velocidad de deformación es otro aspecto importante en tomar en cuenta, durante el trabajado en caliente.

En investigaciones como la de Hoon Huh [24] concluyen que la velocidad de deformación tiene un efecto distinto, tanto en la forma y magnitud de la superficie de fluencia del material, en este caso en el acero TRIP. En otro estudio igualmente concluyen que el límite elástico se incrementa al aumentar la velocidad de deformación [25].

En muchas operaciones de formado, la velocidad de deformación es igual a la velocidad del punzón o de otro elemento móvil del equipo. Se visualiza mejor realizando el ensayo de tensión, como la velocidad del cabezal de la maquina con respecto al cabezal. Dada la rapidez de deformación, la velocidad de deformación se define:

$$\varepsilon = \frac{v}{h} \quad (2.16)$$

Donde la ε corresponde a la velocidad de deformación real (m/seg/m) en s^{-1} . La h es la altura instantánea de la pieza de trabajo que se deforma (m).

Si la velocidad de deformación v es constante durante la operación, entonces ésta varía al cambiar h , debido al esfuerzo de tensión o compresión. La velocidad de deformación puede alcanzar $1000 s^{-1}$ o más para algunos procesos de formado de metal.

En las temperaturas de trabajo en caliente, el esfuerzo de fluencia depende de la velocidad de deformación. El efecto de la velocidad de deformación sobre las propiedades de resistencia se conoce como sensibilidad a la velocidad de deformación. En la Figura 2.8 se observa el efecto al aumentar la velocidad de deformación, se incrementa la resistencia a la deformación.

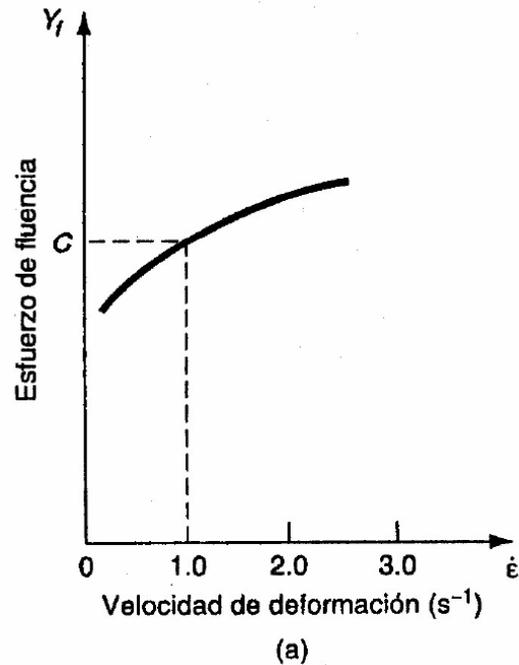


Figura 2.8. Efecto de la velocidad de deformación sobre la resistencia a la fluencia a alta temperatura de trabajo.

Al trabajar en frío la velocidad de deformación puede tener un efecto mínimo sobre el esfuerzo de fluencia, en cambio al trabajar en caliente el efecto puede ser significativo.

2.13 Resumen de investigaciones en aceros AHSS

En la Tabla 2.1 se muestra algunas investigaciones realizadas hasta ahora de los aceros AHSS dentro del tema del formado. También se describen los estudios que hablan de las características mecánicas bajo influencia de temperatura. Estos trabajos se han tomado en cuenta en este estudio del conformado de los aceros Dual Phase y TRIP.

Tabla 2.1 Relación de las investigaciones realizadas bajo el tema del conformado en caliente y propiedades mecánicas de los aceros Dual Phase y TRIP.

Autor (s)	Lugar y año de de Publicación	Aportación
T. Yong & LI Zhuang	China, 2012	Comportamiento mecánico y microestructural del TRIP a altas temperaturas. Concluyen que la temperatura afecta fuertemente a las propiedades mecánicas del TRIP rolando en caliente.
K. Zhu, D. Barbier & T. Iung	Francia, 2012	Utilizan dos técnicas: FEG-SEM y EBSD para cuantificar las fases de los aceros AHSS; ayudando a entender el comportamiento de las complejas fases de estos aceros.
J. Huh, H. Huh & C. Lee	Corea, 2012	Estos investigadores estudian la relación de la velocidad de deformación sobre las propiedades de anisotropía del TRIP y DP; concluyen que la anisotropía tiende a disminuir a una velocidad de deformación más alta.
F. Hayat & H Uzun	Turquia, 2011	Analizan las propiedades mecánicas de 4 aceros DP en alta temperatura, observan la fractura del material, habiendo un cambio del material al cambiar las propiedades al aplicar el tratamiento térmico.
Andrey M. Ilinich, et al.	Estados Unidos, 2011	Estudia las influencias anisotrópicas del DP500, analizando la fractura del material; mostrando elongaciones estables pero diferencias importantes con respecto a los grados de rolado.
R.H. Wagoner, et al.	Estados Unidos, 2011	Realizan pruebas de formabilidad (relación R/t) en los DP y analizan el tipo de falla.
M. J. Quintana Hdz	México, 2010	Caracteriza los Dual Phase con grano ultra fino. Concluyen que al tener un coeficiente de endurecimiento por deformación sea elevado para evitar inestabilidad y defectos durante los procesos de conformado.
	India,	Estudia la microestructura martensítica en base a tres

Debdulal Das, et al.	2009	Tratamientos Térmicos (enfriamiento intermedio-IQ, etapa de enfriamiento-IA y recocido intermedio-SQ) ya que la influencia de la martensita morfológica sobre la nucleación y el crecimiento de microfisuras pueden relacionarse con el esfuerzo de ductilidad.
S. Gunduz, et al.	Turquia, 2009	Estudia los efectos de las propiedades mecánicas de los aceros DP bajo la influencia de la temperatura, teniendo en cuenta la temperatura martensítica y los precipitados en la ferrita.
S. Winkler, et al.	Canadá, 2008	Realiza estudios de formabilidad a tubos de Dual Phase tomando en cuenta la velocidad de deformación y la influencia de la temperatura sobre este acero.

CAPÍTULO III

ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA (AHSS)

3.1 Descripción general de los AHSS

El desarrollo de los aceros para uso en la fabricación de automóviles ha intentado satisfacer la continua demanda de la reducción en peso, incluso teniendo en cuenta la presencia de dispositivos de seguridad cada vez más eficaces y sofisticados.

Dos factores importantes han estado impulsando el desarrollo de nuevos productos de acero para la industria automotriz. El primero es el deseo de una mayor economía de combustible, que además de diseño, se controle en gran parte por el espesor del acero. A fin de abordar el aspecto de reducir el calibre del material, se necesitan productos con resistencia más alta, mejor ductilidad y conformabilidad. El segundo se enfoca en el rendimiento y la seguridad, el factor principal es la capacidad del acero para una mayor absorción de energía. Para este aspecto los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS) con aumento en elongaciones totales y en particular con elongaciones uniformes, son los seleccionados para implementarse en este tipo de manufactura automotriz. Es por eso, que los AHSS representan una solución óptima para estas aplicaciones, así pues el desarrollo de esta

familia de aceros sigue en crecimiento, generando materiales aún mejores tanto en la manufactura del proceso como para la seguridad del conductor.

Los aceros AHSS son clasificados en tres diferentes generaciones, la primera generación basada principalmente en aceros con una base de ferrita en su micro estructura; se incluyen los aceros DP, TRIP, CP y los aceros martensíticos (MART). Una segunda clasificación son los aceros austeníticos con un alto contenido de Manganeso y algunos con agregados de Aluminio. Una tercera categoría se centra en el último avance de estos aceros, la tercer generación son aceros con combinaciones de esfuerzo y ductilidad de propiedades muy por encima de la primera generación de AHSS. Esta generación pudiera ser producida por varias combinaciones de martensita con austenita estable. Un ejemplo de esta generación son los aceros TWIP [26].

La diferencia fundamental entre los grados de aceros convencionales (HSS) y los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) es ciertamente su microestructura: los aceros HSS son monofásicos, con una matriz ferrítica; en cambio los aceros AHSS son aceros multifase que contienen ferrita residual, martensita, bainita y /o austenita retenida, en cantidades y proporciones adecuadas para obtener las características mecánicas deseadas [7, 8, 9].

Con las buenas propiedades de esta familia de aceros de alta resistencia y los éxitos obtenidos en sus procesos, cada vez más empresas se motivan a seguir investigando sobre los nuevos tipos y grados de AHSS para incorporarlos a la producción.

Una clasificación grafica se describe en la Figura 3.1. Muestra la combinación de esfuerzo-ductilidad de dos familias de acero hipotéticas con una variedad sistemática de fracciones de volumen martensíticos y propiedades de varias

clases de aceros convencionales y aceros AHSS. Se muestran composiciones de ferrita + martensita ó austenita estable + martensita.

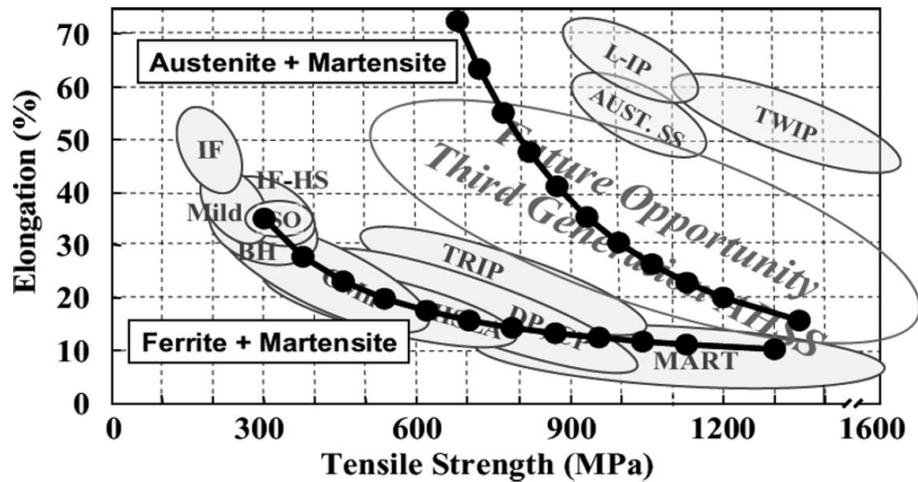


Figura 3.1 Curva de la Banana. Representa el decremento de la elongación con respecto al esfuerzo [27].

3.2 Metalurgia de los AHSS

El proceso de fabricación de los AHSS es aún más complejo que los aceros convencionales. Es por esta razón que el control de la fabricación debe ser alto ya que se basa en los porcentajes de las diferentes fases presentes en estos aceros. Dentro de esta clasificación nos encontramos con los llamados aceros Doble Fase (DP, acrónimo de Dual Phase), los de Transformación Inducida Plásticamente (TRIP, acrónimo de TRansformation-Induced Plasticity), los Aceros de Fase Compleja (CP, Complex Phase), los Ferríticos-Bainíticos (FB, Ferritic-Bainitic), los Aceros de Transformación Inducida por Maclaje (TWIP, acrónimo de Twinning-Induced Plasticity), los Aceros “Formados en Caliente” (HF) y los “Termotratables después del formado” (PFHT) [8].

En este capítulo se describen cada uno de estos aceros para tener un mejor entendimiento de su comportamiento microestructural y mecánico. También se

ilustran algunas comparaciones en propiedades mecánicas con los aceros convencionales de Alta Resistencia (HSS).

3.2.1 Doble fase (DP)

Los aceros doble fase se caracterizan por tener una matriz ferrítica con islas de martensitas (islotes). Su alta resistencia se logra según la cantidad de martensita presente. Estos aceros son fabricados con un alto control de enfriamiento de la austenita para después mejorarlos con la aparición de bainita. Es de suma importancia el tratamiento térmico que se le da después, ya que de este proceso depende la obtención de la fase dura del material.

En la Figura 3.2 se muestra la microestructura esquemática del acero DP, ilustrando las islas de martensita dentro de la ferrítica. Esta fase suave de ferrita, entrega al acero una excelente ductilidad. Cuando estos aceros se deforman, el esfuerzo se concentra en los límites de grano de la ferrita rodeado por las islas de martensita, creando así una alta velocidad de endurecimiento por deformación característico de estos aceros [8,9]. La ferrita presente se encuentra entre un 85-90% total de su micro estructura [7], esto antes de sufrir deformación.

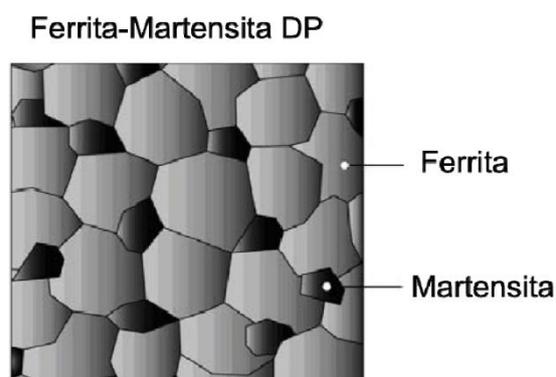


Figura 3.2. Micro estructura esquemática del acero Doble Fase.

Fuente: International Iron and Steel Institute

La Figura 3.3 ilustra el rango de valores en resistencia que posee el DP comparado con su porcentaje de elongación. El efecto de endurecimiento incrementa el valor del límite elástico con una elevada temperatura de envejecimiento. Los elementos aleantes como el manganeso, el cromo, el molibdeno, vanadio y níquel ayudan a la formación de martensita en este tipo de aceros [8,9].

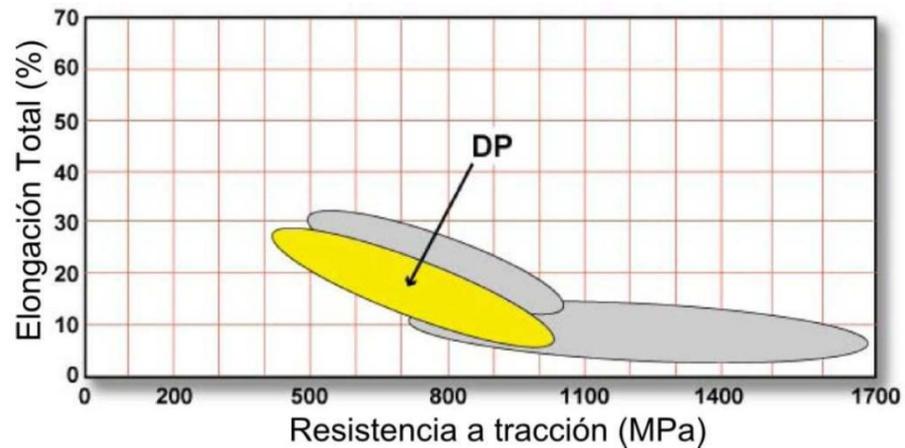


Figura 3.3 Ubicación del DP en rangos de Elongación y Resistencia.

Fuente: International Iron and Steel Institute

La fuerza del rolado en frío y el recocido de los aceros doble fase son principalmente controlados por la fracción de volumen de la martensita, la ductilidad y la formabilidad, incluyendo la resistencia de la fractura localizada, son controladas por el esfuerzo relativo de la martensita y ferrita así como el tamaño de partícula de la martensita y su distribución [28]. Para lograr la necesidad de durabilidad para producir martensita en el enfriamiento, los aceros DP por lo regular contienen altos contenidos de Mn que pueden ser agregados hasta un 2 wt%. La presencia del alto contenido del Mn resulta en una deformación no homogénea y una formabilidad menos óptima [29].

3.2.2 Transformación inducida por plasticidad (TRIP)

Como se muestra en la Figura 3.4 la microestructura de los aceros TRIP es una formación de varias fases donde la ferrita y bainita son las que forman la matriz. Las fases bainíticas y martensíticas serán las encargadas de darle al material una alta resistencia. También se puede presentar un porcentaje de austenita retenida (alrededor del 5%).

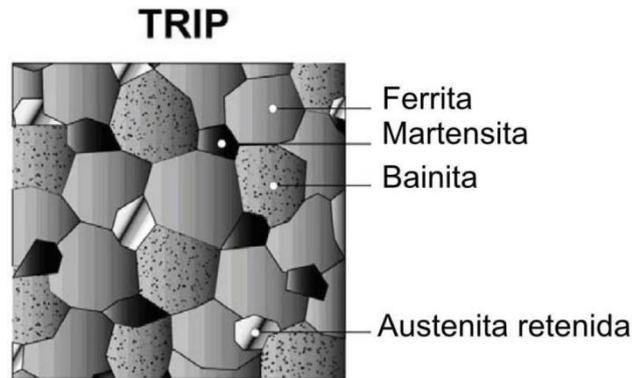


Figura 3.4. Micro estructura esquemática del acero TRIP.

Fuente: International Iron and Steel Institute

Es común que en estos aceros se de la aparición de una fase dura durante la deformación, ésta aparece en torno a la ferrita creada por un endurecimiento por deformación como el observado en los aceros DP. Sin embargo, en los TRIP la austenita retenida también se transforma progresivamente en martensita con el aumento de tensión, con lo cual aumenta más la dureza consiguiendo niveles más altos en comparación con los del DP. En los aceros TRIP también intervienen la velocidad de deformación, factor importante para las propiedades que afectan a la resistencia al impacto [9].

La Figura 3.5 detalla el lugar donde se encuentran estos aceros en base a su porcentaje de elongación y la resistencia a la tracción, se puede observar que los aceros TRIP se encuentran por encima de los doble fase en el comportamiento de elongación y muy similares en resistencia.

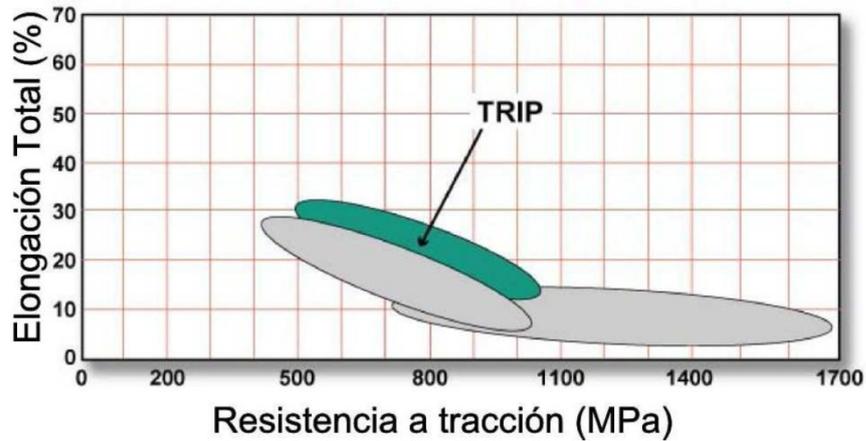


Figura 3.5. Ubicación del TRIP en rangos de Elongación y Resistencia.

Fuente: International Iron and Steel Institute

El nivel de austenita retenida que se transforma en martensita dependerá del contenido de carbono de la composición química de cada acero. A bajos niveles de carbono la austenita retenida empezará a transformarse inmediatamente bajo deformaciones. A altos niveles de carbono la austenita retenida será más estable y se transformará con niveles de esfuerzos mayores. Esto será la causa de que este material tenga una excelente capacidad para absorción del impacto, e irá aumentando conforme aumente la deformación [8,9].

En la Figura 3.6 se ilustra una curva esfuerzo vs deformación de los aceros DP350/600 y TRIP350/600 en comparación con un acero convencional HSLA 350/450. Nótese que para el acero Dual Phase se tiene un mayor incremento en el punto de fluencia en comparación con los TRIP, pero éstos siguen aumentando el esfuerzo máximo cuando los DP ya van en decremento, así como también su elongación es más en los TRIP, esto debido a las transformaciones que sufre este material. También se puede notar porque los AHSS han sobrepasado a los aceros convencionales (HSS), ya que estos últimos no compiten con las excelentes propiedades mecánicas de los AHSS.

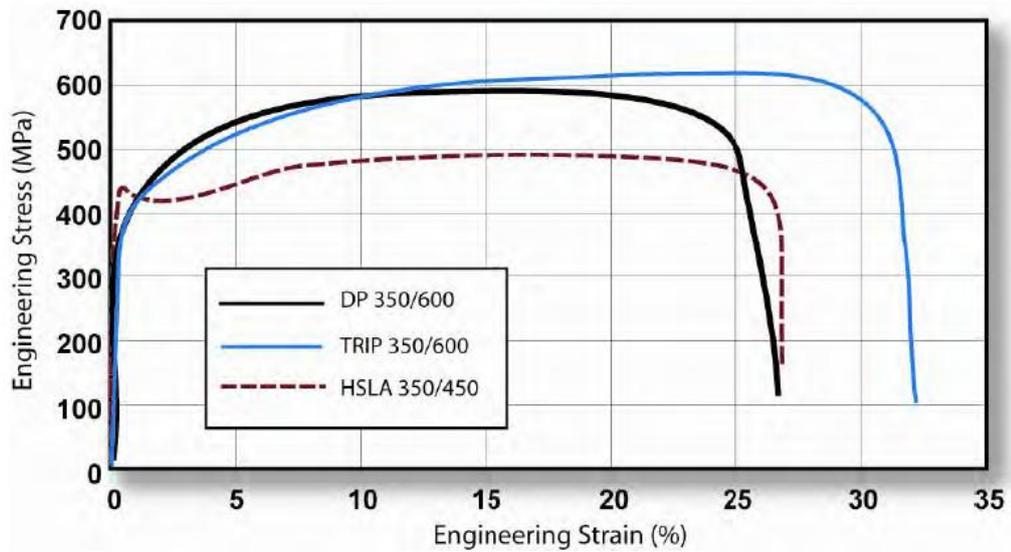


Figura 3.6 TRIP350/600 con un crecimiento en elongación total con respecto a los aceros DP350/600 y HSLA 350/450.

Los aceros DP y TRIP pueden ser producidos en rolado en frío o caliente, sin embargo hoy en día el interés se enfoca en los aceros de bajo carbono laminados en frío y sometidos a ciclos térmicos como se ilustra en la Figura 3.7. Los aceros de bajo carbono enfriados rápidamente a una temperatura intercrítica da como resultado los aceros DP con la microestructura que los caracteriza (ferrita + martensita). Si el enfriamiento es detenido y la transformación se lleva a cabo a una temperatura intermedia, se obtiene una microestructura como en los aceros TRIP que es el resultado de este enfriamiento. En cada ruta de procesamiento, la micro estructura final depende del control de un gran número de variables, incluido el contenido de las aleaciones en elementos, la microestructura principal, la temperatura del recocido antes del enfriamiento, el tiempo de la temperatura de calentamiento y los rangos de enfriamientos, y la incorporación de ciclos adicionales asociados con los tratamientos de galvanizados, etc [26].

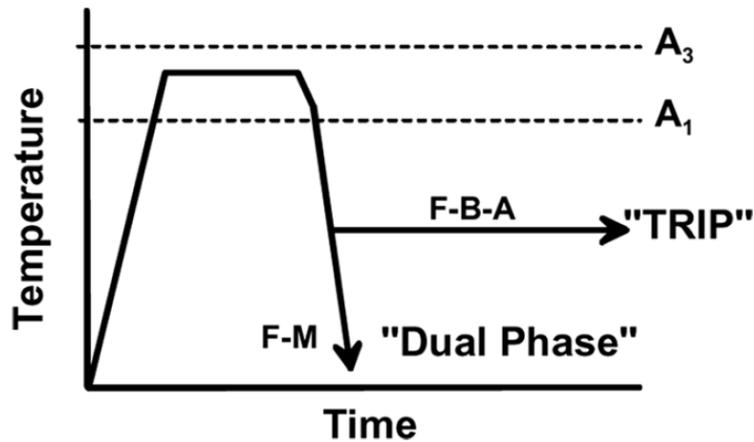


Figura 3.7 Esquema del diagrama para el procesamiento de los aceros TRIP y DP [27].

3.2.3 Fase compleja (CP)

Los aceros de fase compleja presenta una alta resistencia a la tracción. La Figura 3.8 ilustra este comportamiento de alta fuerza. La microestructura está compuesta por pequeñas cantidades de martensita, austenita retenida y perlita en una matriz de ferrita y bainita. Contiene un grano muy fino producido por recristalización o por acción de microaleantes. Comparándolos con los aceros doble fase, los Aceros de fase compleja contienen un mayor límite elástico con una misma tensión de rotura de máximo a 800 MPa, conteniendo una alta capacidad de deformación residual.

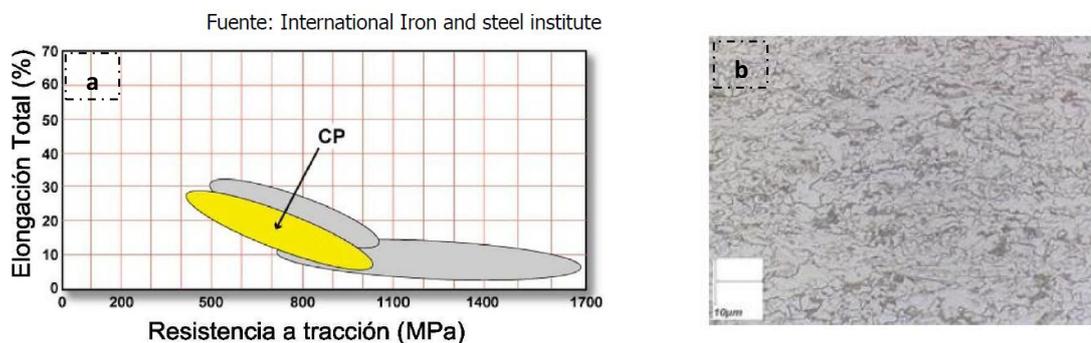


Figura 3.8 a). Ubicación del CP en rangos de Elongación y Resistencia. b) Microestructura de un CP800 rodado en caliente.

Estos aceros además de tener propiedades altas de límites elásticos, así como interesantes propiedades de deformación en plegado con un buen comportamiento en la deformación de bordes recortados, permiten realizar elementos estructurales livianos mediante procesos de conformación en frío [30].

3.2.4 Martensíticos (MS)

La matriz de estos aceros se transforma en su mayoría a una matriz de martensita transformándose durante el proceso de templado, conteniendo pequeñas cantidades de bainita y ferrita. Estos aceros son los que mayor resistencia mecánica alcanzan teniendo valores incluso hasta 1700 MPa [8]. Se pueden someter a un post-calentamiento para reducir su fragilidad y aumentar su conformabilidad ya que así se aumenta su ductilidad. El carbono es el encargado de aumentar la resistencia mecánica, pero otros elementos como el Mn, Si y Cr pueden aumentar esta característica también. Su química es más ajustada, esto para producir una menor austenita retenida y formar precipitados.

La principal ventaja entre estos aceros y los convencionales HSS y DP, es que los aceros martensíticos tienen muy buenas propiedades en expansión, alto endurecimiento (n) y un incremento en la elongación total [8].

La Figura 3.9 muestra el nivel de esfuerzo en el que se encuentra los aceros Martensíticos.

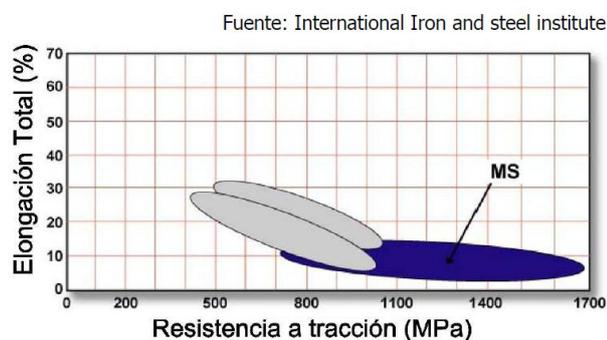


Figura 3.9. Ubicación del MS en rangos de Elongación y Resistencia.

3.2.5 Ferríticos-Bainíticos (FB)

Estos aceros poseen una alta capacidad de elongación (véase Figura 3.10). Tanto el tipo de grano que contiene (morfología) así como su microestructura de tipo ferrítica y bainítica es lo que le da mayor resistencia mecánica. Estos aceros tienen una gran ventaja contra los demás, pues contienen una gran capacidad para conformación de bordes y aparte poseen una buena soldabilidad y altas resistencias a la fatiga.

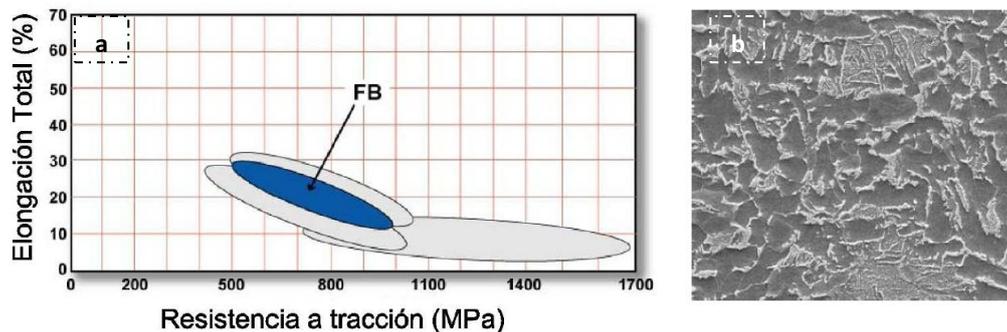


Figura 3.10. a) Ubicación del FB en rangos de Elongación y Resistencia.

b) Micro estructura de un FB 540 rodado en caliente.

Fuente: International Iron and Steel Institute

3.2.6 Transformación inducida por maclado (TWIP)

La principal característica de estos aceros es que tienen un alto contenido de manganeso (Mn), lo que les da las propiedades de completamente austeníticos a temperatura ambiente. Como su nombre lo indica cuenta con el efecto llamado efecto twinning que es el encargado de su elevada capacidad de deformación. Este efecto tiene la característica del emparejamiento o hermandad en los granos que actúan como multitud de bordes de grano, combinando una alta resistencia con una alta conformabilidad. Una ventaja es la buena capacidad para mantener sus propiedades a temperaturas criogénicas.

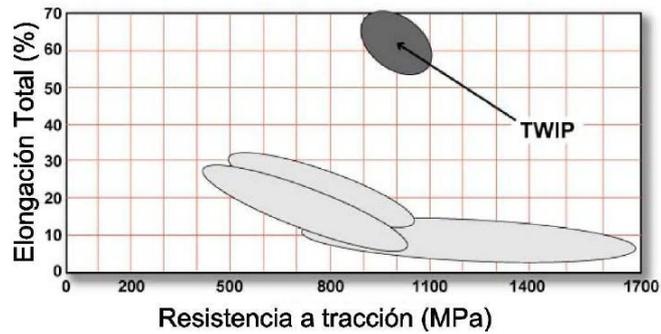


Figura 3.11 Ubicación del TWIP en rangos de Elongación y Resistencia.

Fuente: International Iron and Steel Institute

3.3 Conformado y/o formado de los AHSS

El conformado en caliente es definido como el proceso en el que la pieza en bruto es calentada a una temperatura hasta la región auténica estabilizada cerca de los 900 °C por tiempo definido, formando y realizando el templeado del acero al mismo tiempo [31]. Este proceso presenta ciertas ventajas durante el conformado de los aceros AHSS, ya que al aumentar la temperatura los aceros contienen una mayor ductilidad y esto alivia las fuerzas que generan durante el conformado; así como otros fenómenos, por ejemplo la restauración dinámica o el agrietamiento y ruptura en zonas críticas de piezas finales, lo que repercute en pérdidas para la industria automotriz.

Otra definición del proceso de conformación en caliente consiste en calentar la chapa previamente en un horno entre 825 °C – 830 °C (cerca de la temperatura de austenización), para después colocar la chapa en un molde para la operación de conformado y mientras se realiza esta operación, la pieza se enfría por conducción de la chapa y el troquel, dado que los útiles están refrigerados y esta hace que la pieza se enfríe rápidamente, obteniendo una estructura final martensítica [32].

Existen diferentes mecanismos de conformación en caliente. Se dividen en dos tipos: la directa e indirecta; prácticamente la diferencia entre ambos métodos está en la secuencia de su proceso. En el conformado en caliente directo la pieza en bruto es calentada a una temperatura de alrededor de 900-950 °C e inmediatamente es

colocada en el molde y es formada a alta velocidad. Una vez que termina la estampación la pieza se endurece mediante un enfriamiento específico.

Por el contrario, en el proceso de conformado en caliente indirecto los componentes son primeramente conformados en frío entre un 90-95% de la pieza final. La preforma es calentada hasta la temperatura de austenitización en el horno y después endurecida en el molde. La intención inicial de este método es reducir lo abrasivo de las herramientas sobre la superficie del molde [33]. En la Figura 3.12 se ilustran ambos procesos de conformación en caliente.

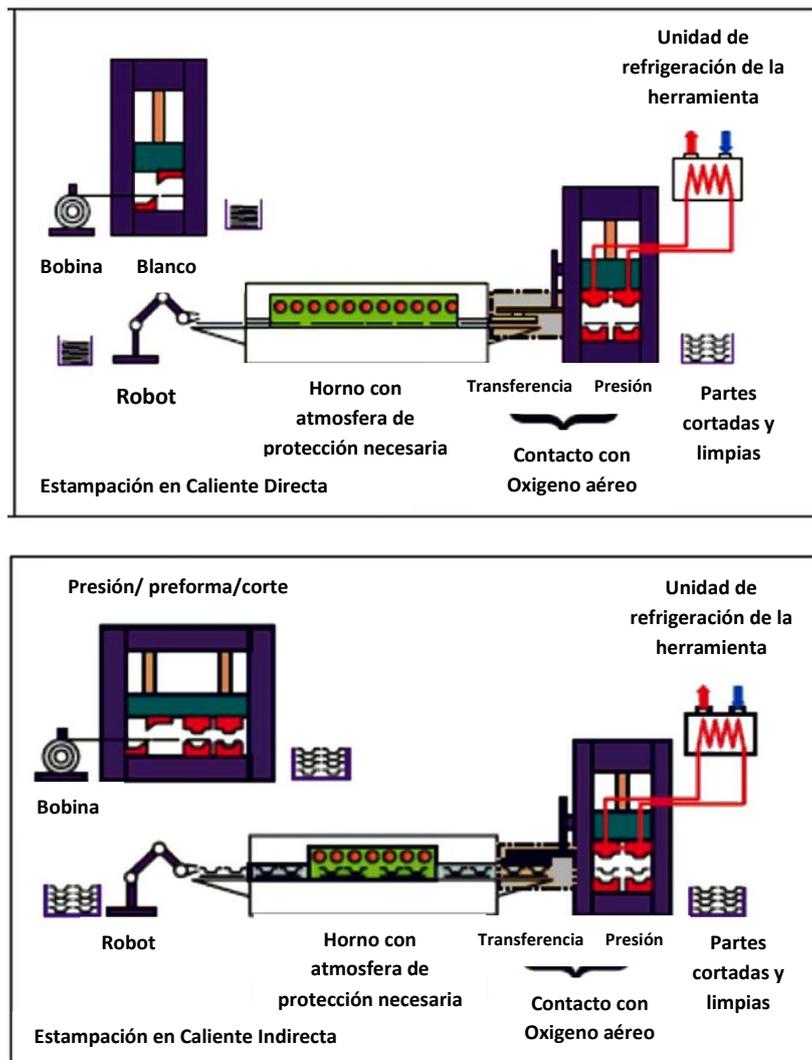


Figura 3.12 Tipos de conformados. Directa e indirecta conformación en caliente

Los aceros al Boro (entre 0.002 y 0.005%) son los más utilizados en este tema de conformado en caliente en donde su proceso está relacionado con el Hot-Forming (HF) y Post-Forming Heat-Treatable (PFHT). Sin embargo, existen trabajos como los de Iglesias Valle [28] y H. L. Yi y Bhadeshia [34] que investigan el comportamiento de los acero AHSS como el Dual Phase en este tipo de procesos.

La Figura 3.13 representa los cambios que sufre la chapa en las diferentes fases del procesos de conformado en caliente.

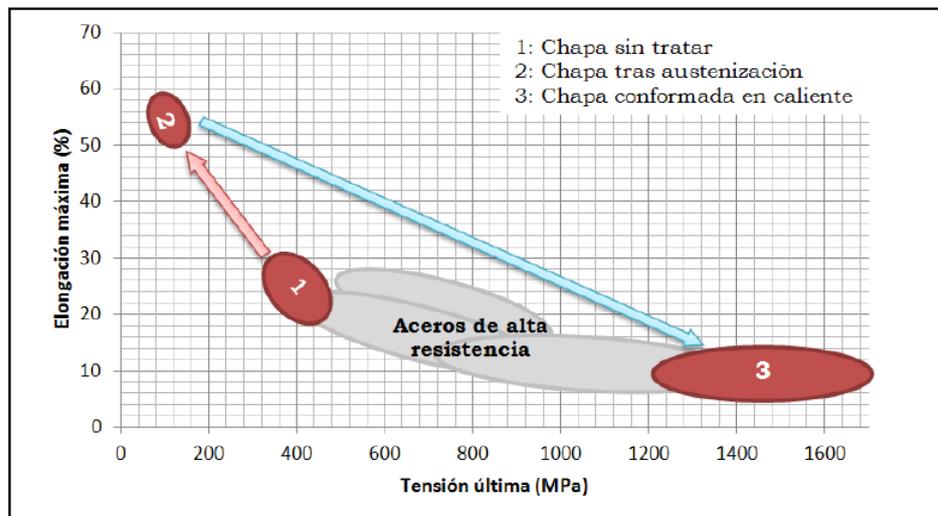


Figura 3.13 Tensión última y elongación para diferentes etapas de conformado en caliente [32].

Un aspecto importante a considerar en estos procesos es la oxidación que sufren los aceros al someterse a altas temperaturas, es por esto que las chapas suelen llevar un recubrimiento de protección que puede ser de varios tipos, esto no afecta el proceso de estampación [32,35].

El PFHT es un método general para desarrollar un acero de mayor resistencia. El principal problema de este método es mantener la geometría de las piezas durante y después del proceso de tratamiento térmico [8]. La Figura 3.14 se muestra donde se encuentra localizado el proceso de PFHT; en el punto 1 se obtiene una elongación mayor para después elevar la resistencia mediante el tratamiento térmico (punto 2).

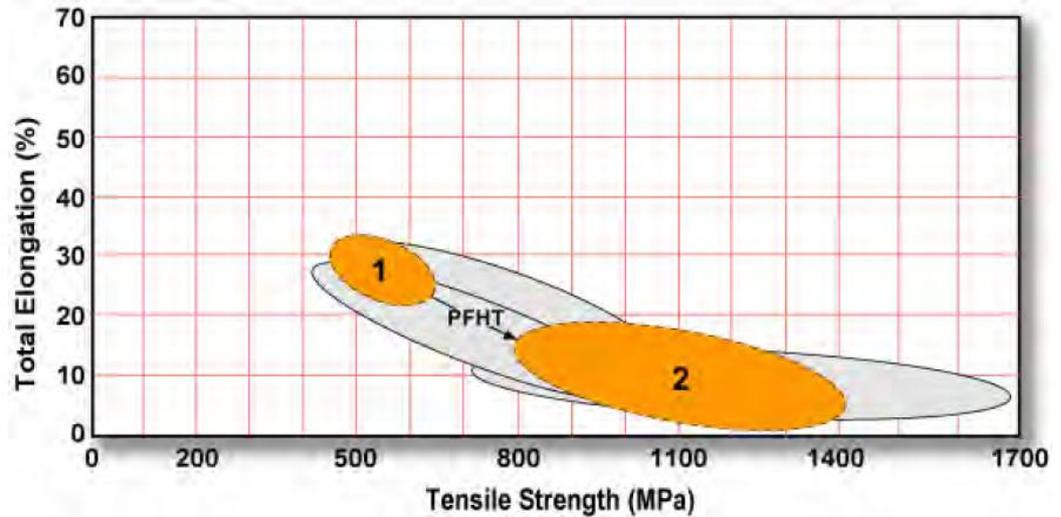


Figura 3.14 Tensión última y elongación para diferentes etapas de conformado en caliente [8].

Es necesario conocer al material con el que se va a trabajar ya que esto involucra saber diseñar el producto final. Con esto también hay que tener un amplio conocimiento de los útiles con los que conformaran las piezas para prevenir pérdidas económicas. Aparte de los útiles como las herramientas de corte, existen diferentes problemáticas en relación al tema, pero un buen método para este tipo de problemáticas es simular los procesos (métodos de elementos finitos) que dan cierta información de los comportamientos de recuperación elástica y tensiones de útiles por ejemplo.

3.4 Aplicaciones de los AHSS en uso automotriz

Los AHSS al poseer propiedades de una alto esfuerzo y ductilidad son utilizados para fabricar componentes de automóviles con menos espesor y menos peso, pero con altas capacidades de absorción de energía. Los diferentes grados de aceros que se clasifican dentro de la familia de los AHSS se distribuyen en la fabricación de distintos componentes automotrices, es decir, no se utiliza el mismo grado de acero en la construcción de todo el automóvil, si no que cada pieza debe tener ciertas propiedades y debe ser fabricada del grado de acero adecuado para

cumplir los requerimientos de seguridad, principalmente. Pero para esto se debe conocer las propiedades y diseño de la pieza, es por eso que se toman en cuenta los siguientes puntos [5]:

- **Rigidez:** La rigidez de un componente se ve afectada por el módulo de elasticidad del material (E), así como su geometría. El módulo de elasticidad es constante para el acero, lo que significa que el cambio de grado de acero no afecta a la rigidez. Por lo tanto, para mejorar la rigidez, la geometría del componente debe ser cambiado. Los AHSS ofrecen una gran flexibilidad en este punto.
- **Esfuerzo.** La fuerza de un componente depende de su geometría y el rendimiento y / o resistencia a la tracción. Los AHSS proporcionan una ventaja en la flexibilidad de diseño sobre aceros de alta resistencia convencionales debido a su capacidad de conformación superior y sus características de endurecimiento.
- **Fatiga.** Las propiedades de fatiga de los componentes estructurales dependen de la geometría, el grosor, las cargas aplicadas y los límites de resistencia de materiales. El límite de resistencia de un material aumenta con la resistencia a la tracción.
- **Absorción a choques.** El potencial de absorción de energía se puede evaluar basándose en el área bajo las curvas de esfuerzo-deformación. El mejor rendimiento de los AHSS en comparación con los aceros de alta resistencia clásicos es que se asocia con una mayor tasa de endurecimiento de trabajo y alta tensión de flujo.
- **Formabilidad.** Los AHSS en general tienen una mayor tasa inicial de endurecimiento por trabajo, su mayor resistencia a la tracción final y, especialmente en los aceros DP los cuales tienen menor relación de resistencia a la fluencia que de resistencia a la tracción. Todas estas ventajas combinadas con una excelente elongación, alta resistencia y buena capacidad de deformación.

La Figura 3.18 destaca los componentes que son fabricados con los distintos tipos de aceros empleados en un vehículo. Clasifica las piezas dependiendo del rango de tensión última del acero y del lugar estratégico que se colocan en el diseño del automóvil para un mejor rendimiento y seguridad.

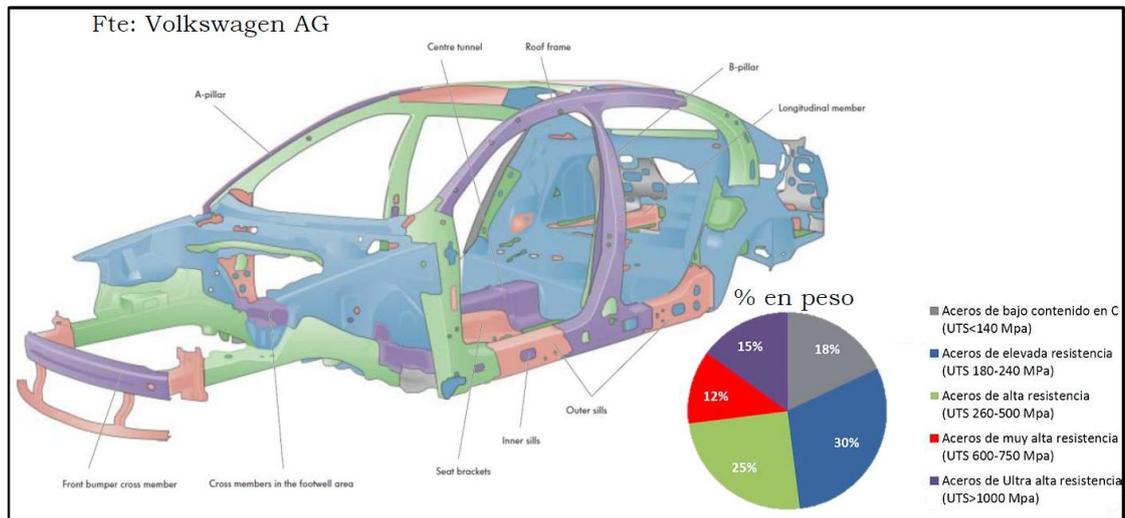


Figura 3.18 Clasificación del uso en piezas de los Aceros en general [31].

En el pasado, el proceso de selección de materiales para los componentes de carrocería de vehículo se basaba únicamente en sus propiedades mecánicas medidas en los ensayos estáticos. Los miembros de consorcio ULSAB-AVC adoptaron un enfoque significativamente diferente al diseño de la estructura del cuerpo. Decidieron utilizar la dependencia establecida de resistencia del acero en la velocidad de deformación. Esto es debido al hecho de que las velocidades de deformación en condiciones de choque son mucho más altas que durante las pruebas estáticas. Las tasas de deformación más altas inducen una mayor resistencia del material deformado que a su vez, resulta en una mayor absorción de energía [5].

Los pilares A y B y las piezas que cierran el habitáculo del vehículo son los componentes que demandan mayores requisitos de resistencia mecánica. Esta distribución hace que la transmisión de esfuerzos en caso de impacto distribuya las tensiones generadas a lo largo de los elementos con mayor resistencia [31]. Los pilares laterales A y B son fabricados con los aceros DP y los TRIP (Pilar longitudinal B), véase Figura 3.16.



Figura 3.19 Pilar B refuerzo (izq) y Pilar longitudinal A (der) [36].

En la Tabla 3.1 se muestra los materiales que clasifican la ULSAB-AVC, dependiendo de sus propiedades mecánicas, así como la aplicación que se le da a cada acero según su tipo. Se enlistan todos los grados de aceros AHSS resaltando los estudiados en este trabajo.

Tabla 3.1 Lista de materiales AHSS [5].

Grado de Acero	YS (MPa)	UTS (MPa)	EL Total (%)	Valor n (5-15%)	r-bar	Código de Aplicación *
Mild 140/270	140	270	38-44	0.23	1.8	A, C, F
BH 210/340	210	340	34-39	0.18	1.8	B
BH 260/370	260	370	29-34	0.13	1.6	B
IF 260/410	260	410	34-38	0.20	1.7	C
DP 280/600	280	600	30-34	0.21	1.0	B
IF 300/420	300	420	29-36	0.20	1.6	B
DP 300/500	300	500	30-34	0.16	1.0	B
HSLA 350/450	350	450	23-27	0.22	1.0	A, B, S
DP 350/600	350	600	24-30	0.14	1.1	A, B, C, W, S
DP 400/700	400	700	19-25	0.14	1.0	A, B

TRIP 450/800	450	800	26-32	0.24	0.9	A,B
HSLA 490/600	490	600	21-26	0.13	1.0	W
DP 500/800	500	800	14-20	0.14	1.0	A, B, C, W
SF 570/640	570	640	20-24	0.08	1.0	S
CP 700/800	700	800	10-15	0.13	1.0	B
DP 700/1000	700	1000	12-17	0.09	0.9	B
MART 950/1200	950	1200	5-7	0.07	0.9	A, B
MnB	1200	1600	4-5	n/a	n/a	S
MART 1250/1520	1250	1520	4-6	0.07	0.9	A

*Código de aplicación: A – Ancillary parts, B – Body structure, C – Closures, F-Fuel Tank, S – suspension/ Chasis, W–Wheels.

CAPÍTULO IV

METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Este capítulo presenta la metodología experimental llevada a cabo en esta tesis, se describen los métodos utilizados en la preparación de muestras y las diferentes técnicas de caracterización seleccionadas. En la investigación se han seleccionado dos tipos de aceros de la familia AHSS, son el DP600 perteneciente a la clasificación de los aceros doble fase y el TRIP780 pertenece a la familia de Transformación inducida por plasticidad.

Para comparar los beneficios de estos dos tipos de aceros dentro de la industria automotriz y así poder seleccionar el mejor de ellos para los fines establecidos dentro del proyecto, se llevo a cabo la caracterización micro estructural, así como ensayos mecánicos de tensión a diferentes temperaturas, incluidos ensayos a temperatura ambiente y microureza Vickers.

A continuación se describe la metodología experimental:

- Caracterización micro estructural y mecánica del material
- Desarrollo experimental de ensayos
- Caracterización microestructural y mecánica después de los ensayos
- Análisis de resultados

4.1 Especificación de los materiales

Las especificaciones del material fueron proporcionadas por la empresa Metalsa S.A. de C.V. en las tablas 4.1 y 4.2 se pueden observar las condiciones iniciales.

4.1.1 Composición química

En la tabla 4.1 se enlista la composición química de ambos aceros a estudiar.

Tabla 4.1 Composición química nominal del acero DP600 y TRIP780

Grado de Acero	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al	%Nb
DP600	0.10	0.20	0.80	0.01	0.002	0.040	0.015
TRIP780	0.10	2.17	2.05	0.01	0.0001	--	--

4.1.2 Propiedades mecánicas

En la Tabla 4.2 se muestra las propiedades mecánicas de los aceros a estudiar.

Tabla 4.2 Propiedades mecánicas del DP600 y TRIP780

Grado de Acero	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	% EL
DP600	450	700	16
TRIP780	567	848	23

4.2 Caracterización Microestructural

La evaluación microestructural de los dos materiales estudiados se realizó antes de iniciar los ensayos mecánicos, para verificar y comparar las condiciones del material y establecer las mejores condiciones de procesamiento.

4.2.1 Valoración de los materiales

Los dos aceros siguen diferentes rutas de procesamiento al ser laminados, el acero DP600 es laminado en caliente, en tanto el acero TRIP780 es un acero laminado en frío. Los materiales que se proporcionaron fueron extraídos de rollos correspondientes a cada material; se presentaban en forma de lámina, para el caso del TRIP780 con un espesor de 2.80 mm, para el acero DP600 con un espesor de 2 mm.

4.2.2 Técnicas de preparación metalográfica

Cada material se preparó metalográficamente para su estudio microestructural, composición química y dureza. Se inició con el corte de especímenes, éstos se montaron en baquelita, se desbastaron y pulieron. Todo lo anterior para obtener micrografías que nos muestran su microestructura y fases presentes en cada uno de los materiales. A continuación se describe detalladamente cada paso realizado en esta preparación.

- a. **Corte de especímenes.** Se inició con el corte de cada una de las láminas, obteniendo especímenes de 2cm^2 en dos diferentes sentidos (longitudinal y transversal) de cada acero con respecto a la dirección de laminación. Por el tamaño de las láminas primero se realizó un corte a lo ancho de las mismas en una cortadora Sierra-cinta marca *Rong Fu Industry Co LH*, modelo *RF-812N Bandsaw*; posteriormente se realizaron los cortes más finos en una cortadora de precisión marca *Struers* modelo *Discoton-60* (véase Figura 4.1). ambos cortes utilizando el refrigerante correspondiente. Se cortaron cuatro especímenes para la preparación metalográfica y otros dos para la composición química.



Figura 4.1 a) Sierra cinta Rong Fu Industry Co LH, modelo RF-812N Bandsaw, b) cortadora de precisión marca Struers modelo Discoton-60.

- b. **Encapsulado.** Una vez realizados los cortes, los especímenes se encapsularon en una montadora marca *Struers* modelo *CitoPress-10* (véase Figura 4.2) con una resina de baquelita oscura de la misma marca; se prepararon en total 4 especímenes dos en sección transversal y dos en sección longitudinal, solo un set por cada acero. Mismos especímenes fueron utilizados para las indentaciones en los ensayos de microdureza.
- c. **Desbaste y pulido.** Seguidamente al encapsulado se procedió a desbastar y pulir cada uno de los especímenes y hasta obtener un acabado espejo. Esta preparación se realizó con el Método A (ver tabla 4.3) que consiste en programar la pulidora automática marca *Struers* modelo *TegraPol-25* (véase Figura 4.3) utilizada en la preparación de estos especímenes y con ayuda de un brazo automático de la misma marca y modelo *TegraFprce-5* (Figura 4.3) fueron devastados y pulidos uniformemente. Para terminar en acabado espejo se utilizó un paño metalográfico extra y se pulió con alúmina $0.1 \mu\text{m}$ por un espacio de 10 minutos.
- d. **Revelación Metalográfica.** La solución utilizada para el ataque químico en el caso del TRIP780 fue 4 % de Picral y 2 % del compuesto metabisulfito de sodio. Primero se utilizó el reactivo Picral (4g ácido pícrico, 100ml etanol) y después para pintar las fases metalográficas e identificarlas se utilizó el

compuesto metabisulfito de sodio. Para el caso del DP600 se utilizó el ataque químico con llamado Nital al 2% (2gr de ácido nítrico, 98 ml etanol).

Tabla 4.3 Método A utilizado en la pulido de los especímenes.

Superficie	Suspensión/Lub.	Tiempo
SiC-Pap #320	Agua	1 m 40 s
Largo	DiaP.All/Lar.	5 m 0 s
Mol	DiaP-Mol	8 m 30 s
Chem	OP-U	1 m 40 s



Figura 4.2 Montadora marca Struers modelo CitoPress-10

Una vez preparados los especímenes y reveladas las fases metalográficas de cada material, se procedió al análisis microestructural con las diferentes técnicas apropiadas para el análisis. Estas técnicas y equipos utilizados se describen más adelante.



Figura 4.3 a) Pulidora automática marca Struers modelo TegraPol-25, y brazo automático de modelo TegraForce-5

4.2.3 Análisis Químico

Para verificar la composición química de ambos materiales, se realizó el estudio de análisis químico mediante la técnica de espectrometría de emisión óptica. Para esto se utilizó un Espectrómetro de emisión de óptica, marca BELEC y modelo VarioLab (ver figura 4.4).

La técnica consiste en pasar una corriente eléctrica a través de la muestra (esta sirve como electrodo) produciendo una chispa y emitiendo una luz, de acuerdo al espectro de esta luz emitida se calculan los elementos presentes en cada espécimen, comparados con una base de datos contenida en el software del equipo.



Figura 4.4 Espectrómetro de emisión de óptica, marca BELEC y modelo VarioLab

Como ya se explicó, la radiación emitida en forma de luz es dispersada en sus longitudes de onda, midiendo la intensidad de las líneas espectrales.

Para asegurar los resultados mediante esta técnica, la superficie de los especímenes deben estar completamente planas y asegurar que no se tengan relieves que puedan causar las discontinuidades de la chispa.

4.2.4 Microscopia Óptica

Los estudios de microscopia proporcionan las características micro estructurales de cada material, y mediante estas técnicas se puede definir tamaño de grano, forma y distribución, descubrir defectos como dislocaciones y cuantificar las fases de cada aleación, etc.

Para la obtención de las micrografías de cada uno de los materiales involucrados se utilizó un microscopio óptico de platina invertida modelo *Axio Observer.Z1m* de la compañía Carls Zeiss, capaz de analizar las imágenes con fases metalográficas reveladas químicamente, así como proporcionar el porcentaje semicuantitativo de cada fase que se encuentra presente (Ver Figura 4.5).



Figura 4.5 Microscopio Óptico de platina invertida Modelo *Axio Observer.Z1m*.

Las micrografías fueron observadas a 200x, 500x y 1000x aumentos del lente óptico (véase apéndice A), para fines comparativos, las micrografías tomadas en un aumento de 200 x son las que se discuten en el siguiente capítulo.

4.2.5 Microscopia Electrónica de Barrido (SEM)

La microscopia electrónica de barrido es una técnica que permite visualizar los materiales a escalas nanométricas y micrométricas en comparación con lo mostrado en la microscopia óptica. Uno de los mayores usos de la microscopia electrónica de barrido es la obtención de imágenes topográficas a altas magnificaciones. Las imágenes pueden ser tomadas en dos tipos de detectores, ya sea en detector de electrones retrodispersados o detector de electrones secundarios, dependiendo de la naturaleza de la muestra y lo que se quiere estudiar.

Con la ayuda de un microscopio Electrónico de Barrido marca Jeol, modelo JSM6510 LV a bajo vacío (véase Figura 4.6), se observaron e identificaron las fases presentes en el acero TRIP780, ya que por su complejidad al observar la austenita retenida, se tuvo que recurrir a esta técnica. Así también se examinaron las fracturas de cada uno de los materiales después de haber sido ensayadas a las temperaturas correspondientes.



Figura 4.6 Microscopio Electrónico de Barrido (SEM), marca Jeol modelo JSM6510 LV.

4.2.6 Microdureza

Una manera de cuantificar que tan duro es un material es medir la resistencia que éste opone al ser penetrado por otro objeto duro. Para medir la resistencia de los materiales se realizaron ensayos de microdureza Vickers que consiste en utilizar un indentador de diamante en forma de pirámide, el cual forma entre sus caras un ángulo de 136° , este indentador penetra en el material a medir dejando una muesca o huella y a partir del lente microscópico del mismo equipo es posible medir la misma para obtener la dureza del material.

Para cuantificar la dureza de cada material antes de los ensayos de tensión, se realizaron mediciones en cada acero. Para los ensayos de microdureza se utilizó un Micro durómetro marca *Shimadzu modelo HMV2* (ver Figura 4.7).

La carga utilizada en las indentaciones fue de 9.807N en un tiempo de penetración de 10 segundos por cada espécimen. Se realizaron 10 indentaciones por cada espécimen para posteriormente obtener el promedio de las mismas.



Figura 4.7 Microdurómetro marca *Shimadzu modelo HMV2*

4.3 Ensayos de tensión

Para determinar las propiedades mecánicas de los aceros TRIP780 y DP600 se realizaron ensayos de tensión uniaxiales, tomando consideraciones que se describen a continuación.

4.3.1 Corte de probetas

El corte de las probetas ensayadas se realizó bajo la norma ASTM E8 mediante una máquina de corte por agua y arena, (véase Figura 4.8).

En estos ensayos las probetas utilizadas fueron en forma rectangular y planas (debido a la condición inicial del material) y las dimensiones de cada probeta fueron de 20 cm de longitud total y 2 cm de ancho. Teniendo en sección reducida 5 cm (sección calibrada). El esquema representativo de la probeta ensayada se muestra en la Figura 4.9.



Figura 4.8 Máquina de corte por agua y arena donde se realiza los cortes de probetas.

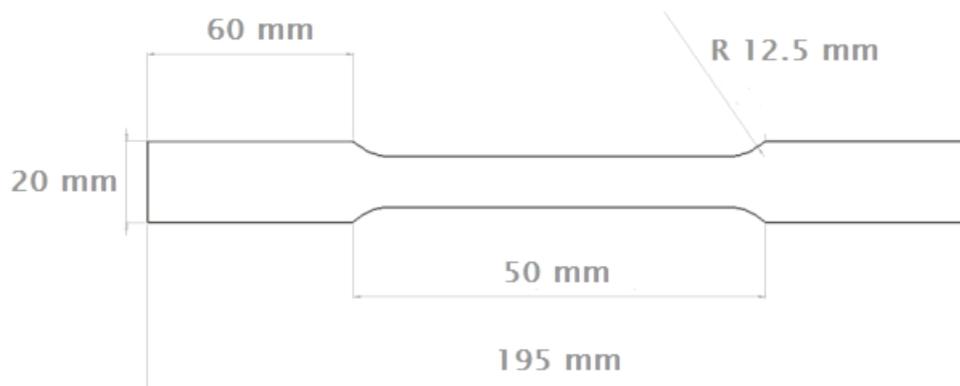


Figura 4.9 Dibujo de probetas. Dimensiones de probetas utilizadas.

Se realizaron diversos cortes a cada uno de los materiales en diferentes sentidos con respecto a la dirección de laminación. Primeramente se cortaron probetas en tres diferentes orientaciones: 0° , 45° y 90° los cuales son necesarios para el análisis anisotrópico para obtener la relevancia estadística se obtuvieron tres probetas en cada orientación. Además se cortaron cuatro probetas más en la dirección de laminación (0°) para ensayar dos velocidades de deformación que también se toman en cuenta dentro de la experimentación. Después se cortaron dos set de 12 probetas para cada material a 0° con respecto a la dirección de laminación, para ensayar a las velocidades de deformación y temperaturas propuestas en el diseño de experimentos planteado. Tomando en cuenta este último caso se consideraron dos repeticiones por cada condición de ensayo; la tabla 4.4 muestra la matriz de experimentos llevada a cabo para el desarrollo de esta tesis

Tabla 4.4 Diseño de experimentos para el desarrollo de esta tesis.

Cortes de probeta TRIP780 y DP600		
<i>Velocidad (s^{-1})</i>	<i>Orientación</i>	<i># Probetas por material</i>
0.00833	0°	3

0.00833	45°	3
0.00833	90°	3
0.01	0°	2
0.1	0°	2
0.01	0°	6*
0.1	0°	6*

* Probetas para ensayar a alta temperatura.

4.3.2 Medición de probetas

Antes de cada ensayo se midió cada probeta con un vernier digital *Mitutoyo*, modelo *CD-6" CSX*. Se midieron tanto el ancho como el espesor para obtener el área inicial. Se tomaron entre cinco y diez mediciones y se obtuvo el promedio de todos los valores. Después de ser medidas, cada probeta fue marcada delimitando la sección reducida del cuello (50 mm, aproximadamente).

4.3.3 Otras consideraciones

En las pruebas realizadas al acero DP600 se tuvo que maquinar un adaptador para las mordazas del equipo *Shimadzu Autograph AG-X 300 kN* utilizado. Esto debido a que solo se tienen accesorios para pruebas en alta temperatura en probetas cilíndricas y las actuales son planas. En la Figura 4.10 se puede observar el dibujo en tridimensional del adaptador utilizado.

Para las pruebas a temperatura media y alta se utilizó una tarjeta de adquisición de datos National Instruments modelo cDAQ-9188XT con un termopar tipo "K" para sensar la temperatura de la prueba y lograr registrar todos los datos obtenidos.

También fue necesario en las pruebas de menor temperatura una mufla o plancha *Talboys Hotplate/Stirero* para alcanzar la temperatura deseada y poder ensayar.

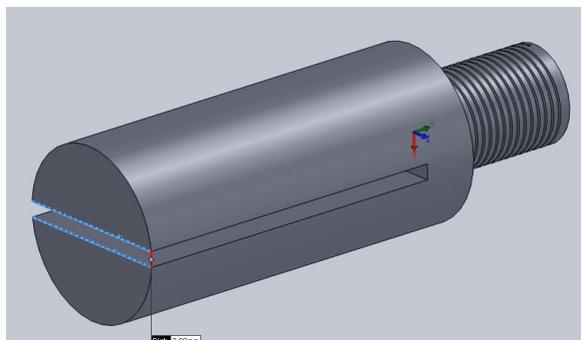


Figura 4.10 Dibujo de en 3D de aditamento utilizado en ensayos de tensión del acero DP600.

4.3.4 Realización de ensayos

Una vez fabricadas las probetas y tomando las consideraciones pertinentes, se realizaron los ensayos mecánicos de acuerdo a las Tablas 4.5 y 4.6 que muestra la matriz de experimentos tanto a temperatura ambiente como a diferentes temperaturas. Ambas tablas señalan las velocidades de deformación tomadas en la experimentación. Se toman tres velocidades de deformación: 0.00833, 0.01 y 0.1 s⁻¹. Solo en la velocidad de 0.00833 s⁻¹ se realizaron los ensayos para determinar la anisotropía de los materiales.

Tabla 4.5 Matriz de experimentos de los aceros TRIP780 y DP600 a temperatura ambiente y diferentes velocidades de deformación.

Matriz de experimentos (TA)			
Material: TRIP780 y DP600			
s-1	0°	45°	90°
0.00833	✓	✓	✓
0.01	✓	--	--
0.1	✓	--	--

Tabla 4.6 Matriz de experimentos de los aceros TRIP780 y DP600 diferentes temperaturas y velocidad de deformación.

Matriz de experimentos:				
Ensayos a Temperatura				
		T1	T2	T3
TRIP780	s⁻¹	50°C	75°C	150°C
	0.01	✓	✓	✓
	0.1	✓	✓	✓
DP600	s⁻¹	400°C	500°C	600°C
	0.01	✓	✓	✓
	0.1	✓	✓	✓

Los ensayos mecánicos se realizaron en tres diferentes maquinas universales, esto debido a las diferentes temperaturas utilizadas en esta investigación.

En la máquina de tensión de 60 toneladas marca *MTS Criterion modelo 64* se realizaron los ensayos a temperatura ambiente en los tres sentidos de laminación (0°, 45° y 90°), a dos distintas velocidades (0.00833 y 0.01 s-1). El alcance en velocidad de deformación del este equipo no permitía realizar los ensayos a 0.1 s-1, razón por la cual se tuvo que buscar otra opción de equipo. Sólo en este caso no se cumplió con el objetivo de no mezclar parámetros en diferentes equipos.

En la máquina de tensión servo hidráulica marca *MTS Landmark modelo 64725 A* donde se realizaron los ensayos a temperaturas menores; el horno con el que cuenta este equipo tiene una estabilidad por encima de los 70 °C y alcanza los 1200 °C, por esta razón se realizaron los ensayos del material TRIP780 a 75°C y 150°C. Los ensayos a 50°C se tuvieron que realizar mediante el calentamiento previo de cada probeta en una plancha ya mencionada anteriormente, controlando la temperatura con el termopar y la tarjeta de adquisición de datos para controlar la

temperatura deseada. Estos últimos ensayos se realizaron en este equipo, así como también los ensayos a 0.1 s^{-1} a temperatura ambiente de ambos materiales.

Los ensayos a mayor temperatura se realizaron en la máquina de tensión *Shimadzu Autograph AG-X 300 kN* el horno de este equipo tiene una estabilidad por encima de los 300°C , en este equipo se realizaron los ensayos de 400 , 500 y 600°C . En la Figura 4.11 se muestran los tres equipos de tensión utilizados.

En cada caso después de medir y delimitar la sección reducida de cada probeta, se colocaron en la respectiva maquina de tensión, se cargaron los parámetros establecidos por cada máquina y se inició con la prueba; en el caso de los ensayos a temperatura se colocó el termopar, previo al ensayo se realizó la comunicación entre la tarjeta de adquisición de datos y la computadora para poder verificar que la temperatura de cada ensayo fuese la correcta.

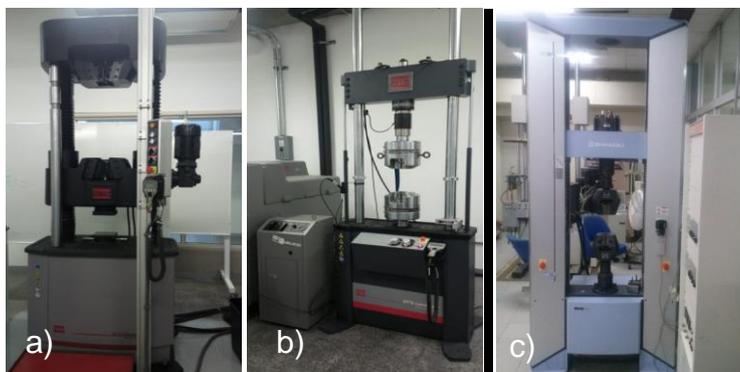


Figura 4.11 a) Maquina MTS Criterion 64, b) Maquina MTS Landmark 64725 A, c) Maquina Shimadzu Autograph AG-X 300 kN

4.4 Caracterización después de ensayos de tensión

En esta sección se describe la caracterización microestructural y mecánica realizada después de terminar los ensayos con los distintos parámetros, se procedió a

realizar esta última fase del proyecto para comparar los resultados obtenidos. Se inició con la caracterización de las probetas ensayadas; para seleccionar que probetas se le realizaría la postcaracterización se analizaron detalladamente los resultados de ductilidad (curvas de reducción de área RA) y el comportamiento de las curvas esfuerzo vs deformación.

4.4.1 Corte de probetas después de ensayos

Para realizar estos cortes se utilizó la cortadora de diamante marca Struers modelo Secotom-10, utilizando un discos de corte de Oxido de Aluminio de 22 mm de diámetro. Fue necesario utilizar este tipo de cortadora por lo delicado de la zona fracturada. Cada probeta fue seccionada en tres partes, los primeros dos cortes se realizaron en cada extremo opuesto a la fractura, aproximadamente a 10 mm del inicio de la fractura; se obtuvieron dos especímenes por cada probeta. Uno de los extremos cortados se utilizó para observar la fractura mediante el Microscopio Electrónico de Barrido, SEM. El otro extremo se utilizó para observar los granos elongados mediante una metalografía. El tercer corte se le realizó al espécimen que se tomo para analizar la fractura mediante SEM, se realizó el corte al centro de la sección en la zona transversal de la fractura, obteniendo dos secciones en la fractura en sentido transversal (Ver Figura 4.12). Estos cortes se realizaron después de obtener las fotomicrografías por la técnica de microscopia electrónica de barrido y medir cada fractura en ancho y espesor.

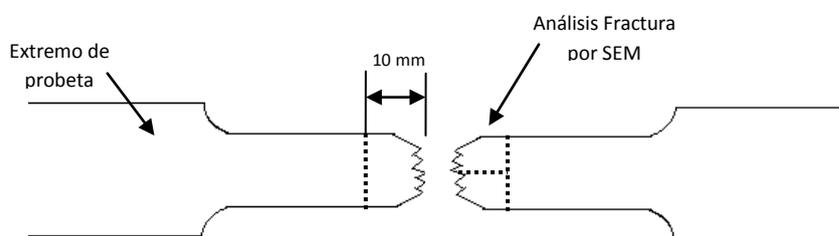


Figura 4.12 Esquema de los cortes realizados en los extremos de la fractura de una probeta. Las distancias mostradas son aproximadas.

En la Figura 4.12 se muestra un esquema de los cortes realizados a los extremos de las probetas ya ensayadas hasta la fractura. El segundo corte hecho al extremo de la fractura de la probeta se hace después de las mediciones de “reducción de área” ya que se mide el área de fractura para cada par de extremos de todos los ensayos. Este tercer corte se le realizó al mismo espécimen que se seleccionó para observar su fractura.

4.4.2 Mediciones de RA

El cálculo de reducción de área (véase ecuación 2.10) es un parámetro importante para estudiar la ductilidad de los metales. Se midieron los espesores a lo largo de las probetas ensayadas y se sacó un promedio del ancho para cada probeta. Se realizó manualmente con un vernier marca Mitutoyo.

4.4.3 Preparación metalográfica

Después de realizar las mediciones de reducción de área y haber tomado fotomicrografías de cada fractura, se prosiguió a preparar metalográficamente las probetas ensayadas para la caracterización de ambos materiales después de los ensayos.

Inicialmente, las probetas cortadas (ver Figura 4.12) se montaron en resina metalográfica conductora de la marca Struers. El montaje se hizo por cada probeta y se montó una sección transversal y la sección longitudinal, teniendo una sola pieza por probeta (incluido ambos cortes).

Después de esto, el procedimiento para la preparación metalográfica posterior fue el mismo que se realizó al material antes de ser ensayados (Ver sección 4.2.2); con la diferencia de que el ataque químico utilizado en esta caracterización fue el Nital al 2%, para revelar la microestructura generada después del ensayo.

4.5 Procesamiento de Datos

Todos los datos arrojados por los diferentes equipos de tensión utilizados fueron procesados, evaluados y graficados posteriormente. Los datos arrojados por el termopar fueron también procesados para obtener las curvas de calentamiento.

CAPÍTULO V

RESULTADOS Y DISCUSIONES

En este capítulo se presentan los resultados de la caracterización microestructural y mecánica de los aceros TRIP780 y DP600. Se comparan aspectos importantes como la composición química, diferencia micro estructural, así como también las propiedades mecánicas a diferentes temperaturas y velocidad de deformación. Así mismo se analiza la anisotropía del material a temperatura ambiente.

5.1 Resultados

5.1.1 Composición química

Del análisis químico realizado a cada una de las muestras se obtuvieron los resultados presentados en la Tabla 5.1.

La cantidad de carbono en el acero TRIP780 es similar a la reportada por el fabricante, en comparación con el porcentaje en el acero DP600 donde se reporta una disminución en el carbono; se toma en cuenta que el carbono es el principal elemento endurecedor del acero. Otros elementos, como el manganeso, el silicio o el fósforo, también intervienen en el ajuste del nivel de resistencia del acero; como es el caso de estos dos aceros de alta resistencia.

El tener adiciones de cromo y molibdeno ayuda a obtener las fases duras en los aceros multi-fases (TRIP, DP). En el análisis químico realizado en ambos aceros presentan estos elementos químicos, sin embargo el Molibdeno se presenta en menor proporción en comparación del Cromo que se encuentra presente en mayor cantidad.

Tabla 5.1 Composición química del los aceros TRIP780 y DP600.

Identificación	TRIP780	DP600
% C	0.092	0.087
%Cu	0.012	<0.0050
% Si	2.534	0.183
% Mn	1.925	0.764
% P	<0.0050	<0.0050
% S	<0.010	<0.0050
% Cr	0.021	0.023
% Ni	0.017	0.031
%Mo	<0.0050	<0.0050
% Al	0.016	0.032
% B	<0.0020	<0.00030
% Co	0.0080	0.020
% Nb	<0.00005	0.014
% Ti	<0.0020	<0.0010
% V	<0.0050	0.0045
% W	<0.010	<0.010
% Zr	0.0023	<0.0020

5.1.2 Microestructura

La microestructura encontrada en cada material nos permite conocer las distribuciones y porcentajes de fases presentes. En las micrografías de la Figura 5.1a y 5.1b del material DP600 se puede observar que está compuesto por fases de ferrita y martensita. Se observa mayor concentración de ferrita siendo esta fase la que domina en porcentaje. En la Figura 5.1b se puede distinguir la formación de líneas de fase martensítica que se han formado por el proceso de laminación del acero. La martensita presente en el DP600 se muestra uniforme en la microestructura, esta descripción se puede distinguir mejor en la micrografía de sección longitudinal (Figura 5.1a). La presencia de martensita ayuda al material a tener la resistencia demandada. Al estar bajo deformación, la martensita se dilata, produciendo deformaciones locales en la matriz ferrítica, que estas a su vez son creadas por dislocaciones en la estructura cristalina, aportando así el incremento del límite elástico.

Con respecto al material TRIP780 (micrografías 5.1c y 5.1d) se encuentra constituido por ferrita, bainita y austenita retenida; se observan algunas islas de martensita. La fase de austenita retenida se encuentra presente en forma de burbujas, se puede observar mejor en el corte transversal del espécimen (Figura 5.1d). La bainita se encuentra uniforme en el material y se presenta en proporción equivalente a la ferrita, pueden ser observadas mejor en la micrografía de sección transversal. En ambos acero se observan algunas precipitados dispersos en la microestructura. Al tener presencia de bainita nos describe que el acero TRIP780 tiene una combinación de resistencia y ductilidad. La austenita retenida es transformada en martensita durante la deformación del material. Es decir, durante el proceso de conformado la austenita retenida junto con la ferrita ayuda a que sean fáciles de conformar para después obtener las propiedades de resistencia que aporta la martensita al final del proceso.

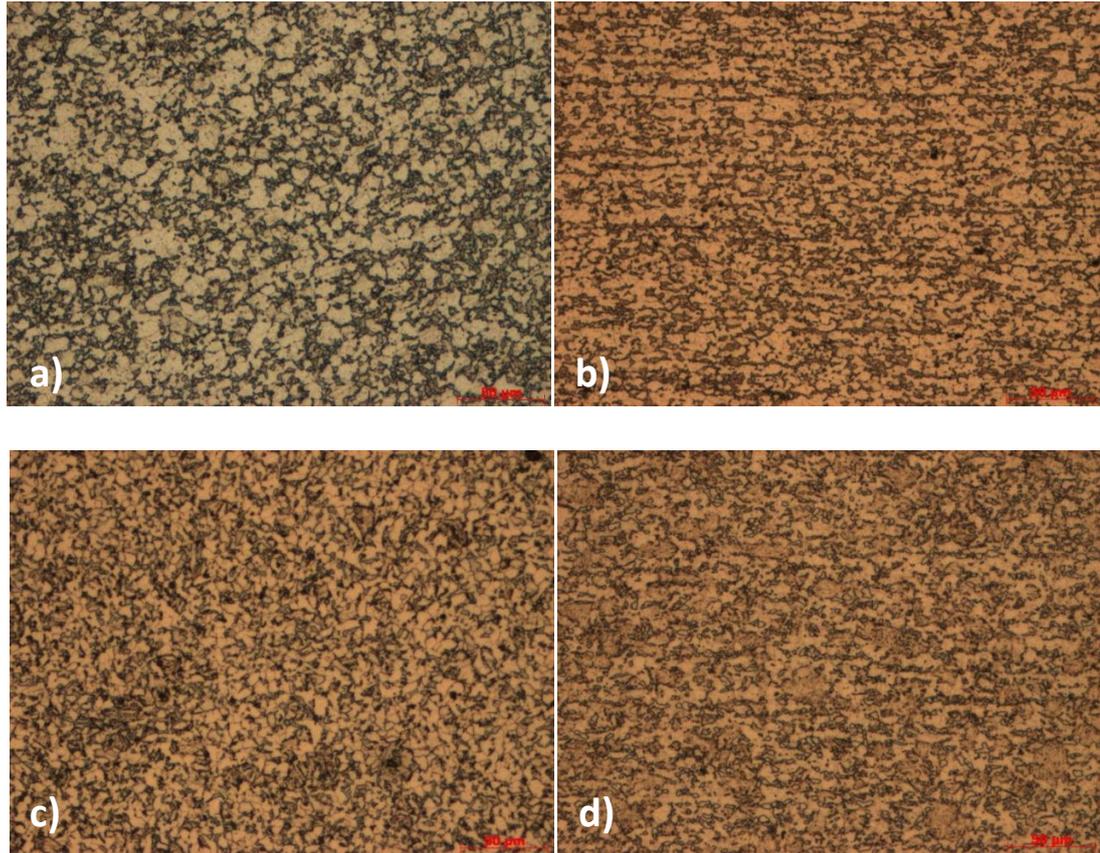


Figura 5.1 a) y b) Micrografías en sección longitudinal y transversal respectivamente del acero DP600 a 200x, c) y d) Micrografías en sección longitudinal y transversal respectivamente del acero TRIP780 a 200x. Ambas tomadas en un microscopio óptico Axion Observer.Z1m.

Para tener un mejor entendimiento de las fases presentes en el TRIP780 se tomaron micrografías con la ayuda del Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) a tres diferentes magnificaciones (2000x, 3000x y 6000x). En las Figuras 5.2 y 5.3 se observan las fases que se encuentran presentes en el TRIP780. Estas imágenes se tomaron en el modo de electrones secundario.

La micrografía de la Figura 5.2a fue tomada a 2000 x, pueden identificarse fases como la bainita que se observa en zonas tipo picadura o líneas finas de color blanco; la austenita retenida se define en el límite de grano en forma de pequeñas burbujas de color blanco intenso y la martensita que se encuentra en menor proporción son las zonas oscuras cerca de la fase bainítica. La Figura 5.2b define mejor las burbujas de austenita retenida y la bainita.

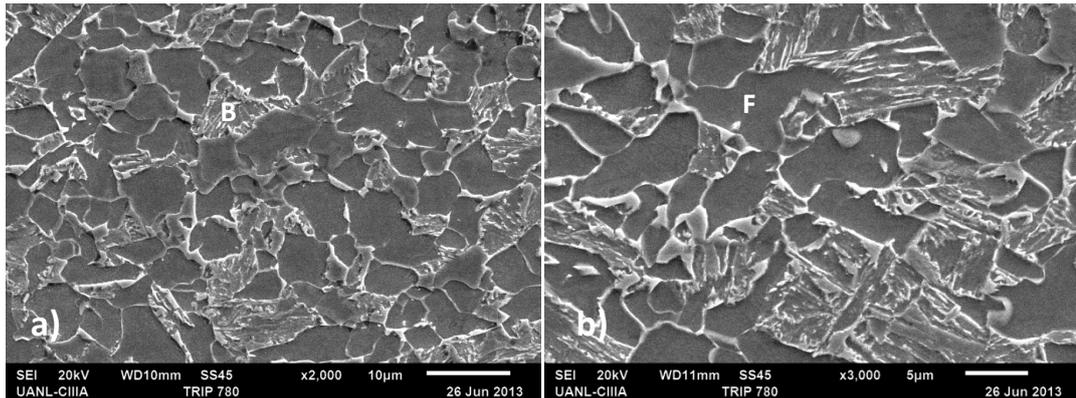


Figura 5.2 a) Micrografía a 2000x y b) Micrografías a 3000x del acero TRIP780.

La Figura 5.3 nos revela las micrografías a 6000x donde se distingue claramente la austenita retenida y la fase bainítica. Con la ayuda de una magnificación mayor proporcionada por el SEM se pudo identificar mejor las fase que mediante el Microscopio Óptico no se podían visualizar, tal es el caso de la austenita retenida.

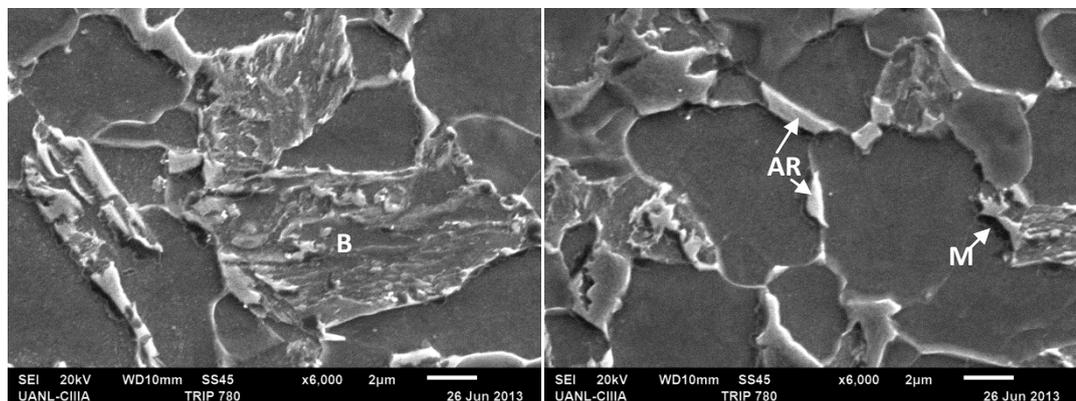


Figura 5.3 Micrografías tomadas a 6000x del acero TRIP780.

En la figura 5.4 se muestra las micrografías del acero DP600 a 2000x y 3000x. Representa las fases ferrita (zona oscura) y martensita (zonas claras). Se aprecia en ambas micrografía la presencia de carburos que precipitan en la matriz ferrítica. Al tener precipitados en la microestructura del DP600 nos confiere propiedades como la dureza.

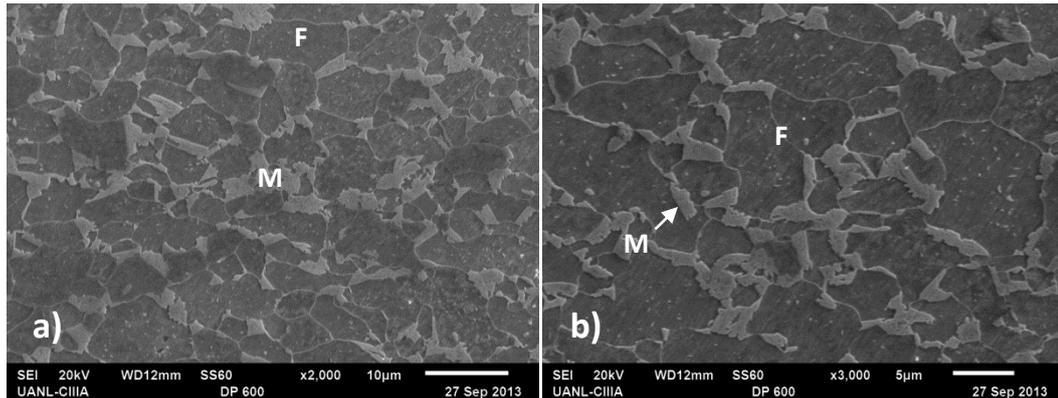


Figura 5.4 a) Micrografía a 2000x y b) Micrografías a 3000x del acero TRIP780

5.1.3 Porcentaje de Fases

La Figura 5.5 muestra el porcentaje de fase de ambos materiales. Los datos mostrados presentan semi-cuantitativamente la cantidad de martensita que se encuentra en el DP600 y cuanta fracción de bainita, martensita y austenita retenida se tiene en el TRIP. Como se puede observar en los porcentajes para el DP600 se tiene la fase martensítica considerable para justificar el esfuerzo máximo. En cambio para el TRIP780 se debe considerar que la austenita retenida se encuentra en menor proporción. Hay que recordar que la obtención de este porcentaje de fase fue mediante el análisis de ciertas imágenes tomadas por el microscopio óptico, declarando en el software que fases se quieren analizar y cuáles son las fases.

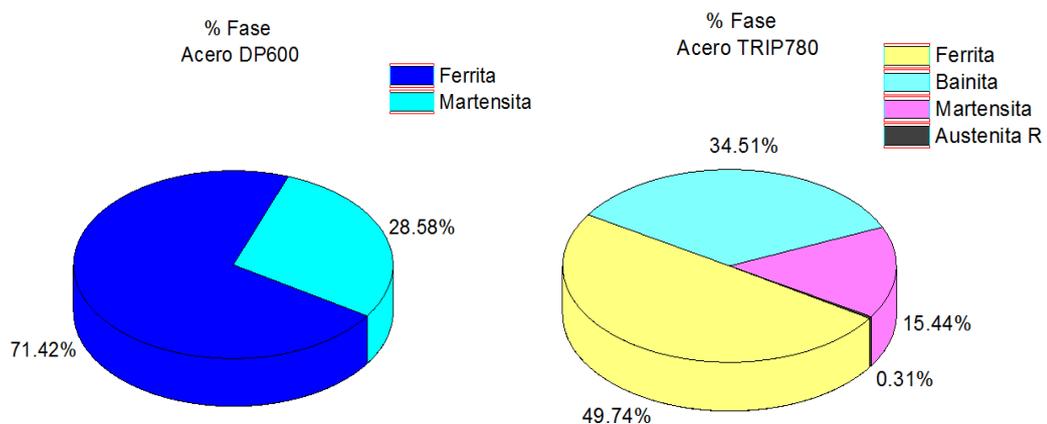


Figura 5.5 representa los porcentajes de fases de los aceros DP600 y TRIP780, tomado por medio del analizador de imágenes obtenido del software del Microscopio Óptico.

5.1.4 Microdureza

A continuación presentan los resultados de las indentaciones realizadas a cada material para obtener la microdureza. En la Tabla 5.2 se encuentran dichos valores de micro dureza.

Para el acero TRIP780 la variación de los valores de HV se mantuvo constante, teniendo variación al inicio y final de la medición. Por el contrario, como se observa en la Figura 5.6 la tendencia del acero DP600 va en aumento en las mediciones, observándose un brinco entre las mediciones 6 a la 7, esto puede haber surgido al tomar la fase del material más dura (martensita), lo que hizo que estos valores aumentaron.

Los valores de dureza obtenidos se encuentran dentro de rango reportado en la literatura y se consideran aceptables.

Tabla 5.2 Resultados de dureza de ambos materiales. TRIP780 y DP600

Dureza Vickers HV		
	DP600	TRIP780
1	191	293
2	193	285
3	194	282
4	199	284
5	197	281
6	199	280
7	208	282
8	212	282
9	211	282
10	213	293
Prom	202	285

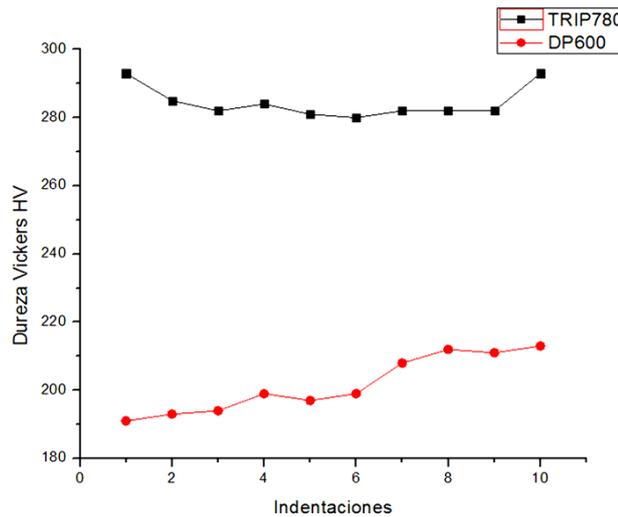


Figura 5.6 Tendencia de la dureza en ambos materiales.

5.2 Ensayos de Tensión

En los ensayos de tensión se obtuvo el esfuerzo de cedencia (σ_y ó YS), esfuerzo máximo (σ_{max} ó UTS), porcentaje de elongación (%EL), exponente de endurecimiento por deformación (n-valor) y coeficiente de resistencia (K).

El esfuerzo de cedencia se obtuvo al 0.2% de la deformación real (ϵ) tal como lo describe la norma ASTM E8M-00. El porcentaje de Elongación (%EL) se midió a la fractura del acero. Los valores de n y k fueron medidos mediante la ecuación del logaritmo de la gráfica del esfuerzo real contra el logaritmo de la gráfica de deformación real, n y k son la intersección con el eje; las propiedades se basan en la ecuación de Hollomon (ecuación 2.8).

El valor de n es definido como el exponente de endurecimiento por deformación, es una medida que se toma al aumentar la resistencia y dureza de un material causada por la deformación plástica. El coeficiente de resistencia, k, es una constante experimental que mide que tan resistente es el material, donde es

numéricamente igual al valor extrapolado del esfuerzo real en la deformación real de 1.0 [37, 38].

Para tener una confiabilidad estadística en los resultados se ensayaron de dos a tres repeticiones por cada condición, presentando las curvas promedio de estos resultados.

5.2.1 Ensayos a temperatura ambiente

Estos ensayos fueron realizados a tres distintas velocidades de deformación. La velocidad de 0.00833 s^{-1} se toma estándar para ensayar las probetas a tres grados de orientación: 0° (RD), 45° (DD) y 90° (TD) y así obtener los cálculos de la anisotropía del material (valor r). Los demás ensayos a temperatura ambiente se realizaron a las dos velocidades propuestas anteriormente (0.01 s^{-1} y 0.1 s^{-1}), esto para tener un punto de comparación contra las pruebas realizadas a diferentes temperaturas.

La Figura 5.7a, muestra el esfuerzo contra la deformación real del acero DP600 a los tres grados de orientación. Se describen varios fenómenos dentro del ensayo; en la elongación total a la dirección transversal de rolado (90°) se tuvo un aumento en comparación con la dirección a 0° . Este comportamiento es parecido al reportado por Wu y Bahmanpu [39], donde estudian tres grados de aceros DP entre ellos el DP600; a pesar de que el comportamiento para los otros dos grados mayores de DP es contrario, el reportado para el DP600 se comporta parecido al de esta investigación. A 90° el esfuerzo máximo (UTS) aumentó y a los 45° disminuye. En cambio el esfuerzo de cedencia (YS) a la dirección de rolado (0°) es mayor que en las otras dos orientaciones. El valor de n para la dirección transversal de rolado (90°) presenta un aumento, mientras que el valor de k es menor en esta orientación, siendo mayor en la dirección de rolado (0°). El valor de k a 0° puede estar relacionado con el aumento del esfuerzo de cedencia (YS) tomando en cuenta que en esta dirección

(0°) el material es mas elástico, obteniendo una mayor resistencia. En cambio a 90° el material tiene un comportamiento plástico mayor teniendo un aumento en dureza pero con una disminución en resistencia.

Como se muestra en la Figura 5.7 b se representa la grafica de esfuerzo contra deformación del acero TRIP780 a las tres distintas orientaciones. Para el acero TRIP780 posiblemente se puede tener una mayor influencia en el valor de anisotropía, donde por ejemplo, en la dirección transversal (90°) la elongación disminuye en comparación con la dirección de rolado (0°). Esta suposición se comprobará con los resultados mostrados más adelante con los valores de r . A 90° el esfuerzo de cedencia (Y_S) es mayor a comparación con los otros dos grados. Tourki [40] en su estudio al acero AISI 304 inducido por transformación muestra que efectivamente estos aceros inducidos por transformación tienen variación en el esfuerzo de cedencia. El esfuerzo máximo (UTS) también aumenta en la dirección transversal (90°) y a 0° es el valor más bajo reportado. Se notó que conforme aumentaba la inclinación del grado, los valores de Y_S , UTS y k aumentaban, caso contrario al valor de n donde éste disminuye conforme aumenta el grado.

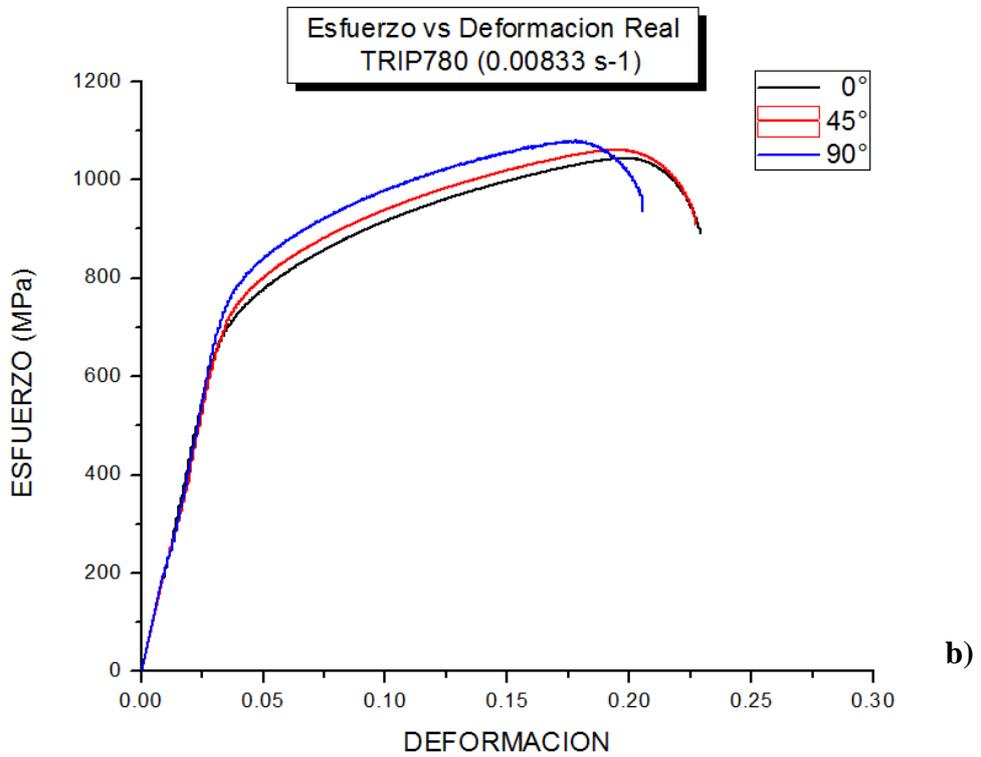
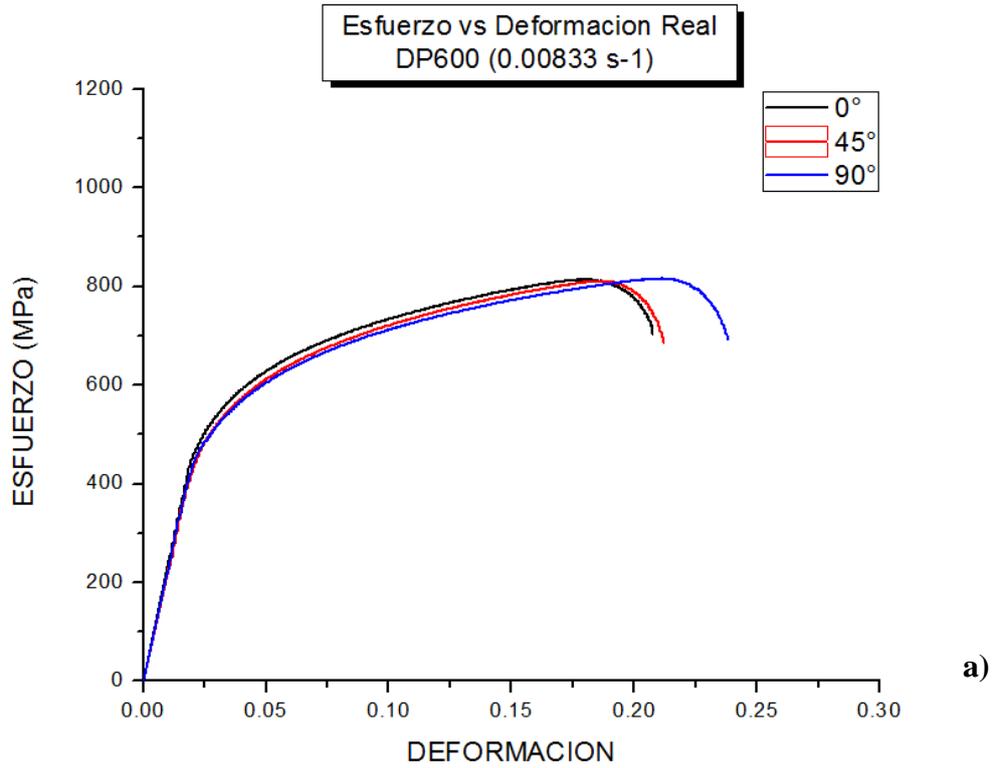


Figura 5.7 Grafica Esfuerzo vs Deformación a) DP600 y b) TRIP780 a 0.00833 s^{-1} a 0° , 45° y 90°

El porcentaje de fase de la austenita retenida tiene gran influencia en el comportamiento mecánico del acero TRIP780. Yanlin He y autores [41] mencionan que la transformación gradual de austenita retenida en la matriz del acero TRIP es inducida por la deformación.

Existe diferencia entre ambos materiales, sobre todo en las direcciones de 0° y 90° del rolado del material. Si se observa bien el acero TRIP780 tiene un comportamiento contrario en la elongación total, donde para este acero es menor a 90° y para el DP600 es mayor a esta misma dirección. Otra de las diferencias es que el UTS en la dirección de 45° para el DP600 es el menor reportado, pero para el caso del TRIP780 el menor fue en la dirección de 0° . El esfuerzo de cedencia (YS) también tuvo sus variaciones entre ambos materiales, para el DP600 este valor fue mayor a 0° y para el TRIP780 el mayor fue a 90° .

En la Figura 5.8a se muestran las graficas esfuerzo deformación del acero DP600 a las diferentes velocidades de deformación (0.00833 , 0.01 y 0.1 s^{-1}). Para este acero el comportamiento a la velocidad de deformación de 0.1 s^{-1} sobre la elongación total (%E) y el esfuerzo máximo (UTS) es mayor que a 0.01 s^{-1} . Con la observación anterior se puede decir que para este acero, a mayor velocidad de deformación mayor es la elongación total (%EL) y el esfuerzo máximo (UTS). Sin embargo, no hubo sensibilidad a la velocidad de deformación para el esfuerzo de cedencia (YS), donde no se registro cambio.

En la Figura 5.8b se muestra ahora la sensibilidad a la velocidad de deformación del acero TRIP780, donde se notó mayor diferencia en las propiedades. Como se observa a la velocidad de 0.1 s^{-1} aumentó el esfuerzo de cedencia (YS) y el esfuerzo máximo (UTS). A la velocidad de deformación de 0.01 s^{-1} se registró un ligero aumento en la elongación.

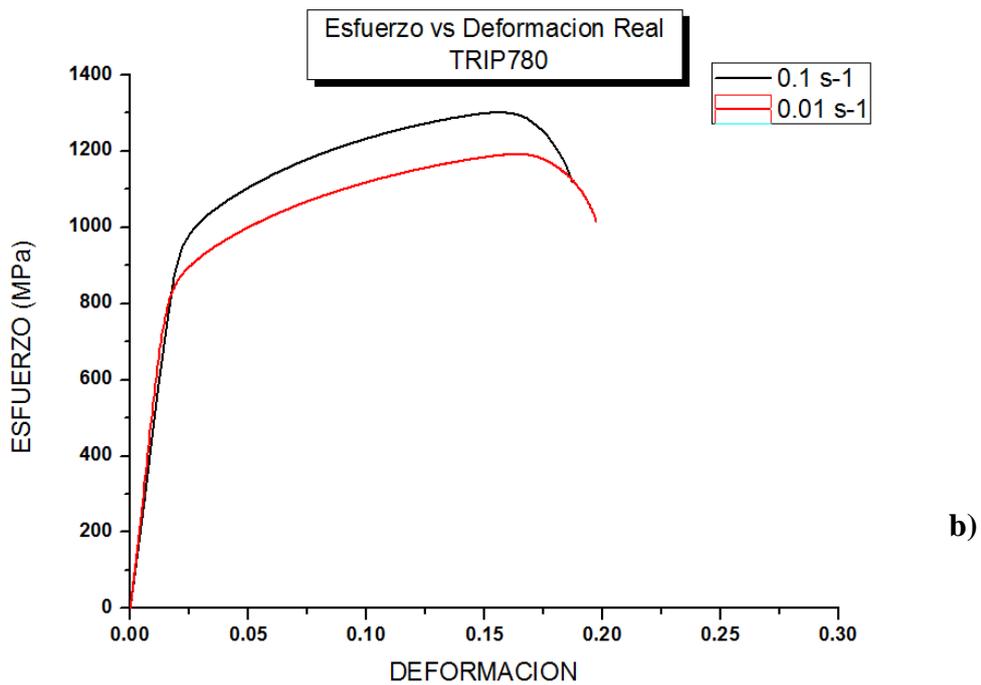
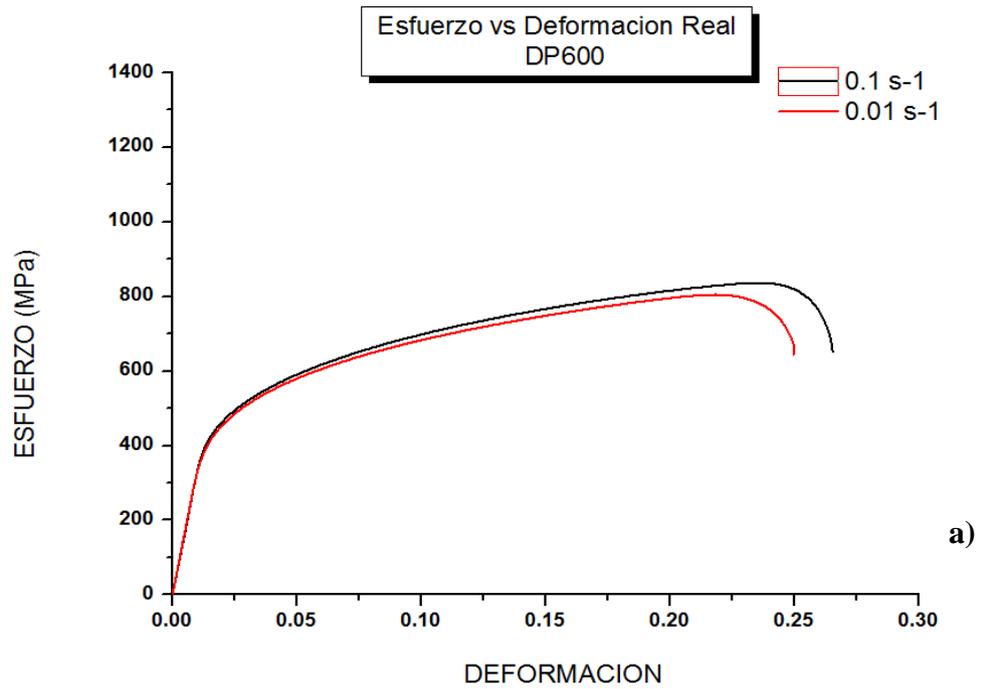


Figura 5.8 Graficas Esfuerzo vs Deformación a 0.01 y 0.1 s⁻¹ a) DP600 y b) TRIP780 a una sola dirección de rolado (0°). Para fines comparativos con ensayos a Temperatura.

Huh y autores [20], muestran en su estudio que el YS y UTS aumentan con el incremento de la velocidad de deformación para el acero TRIP590 y mencionan que el acero DP780 es menos sensible a la velocidad de deformación. Lo cual en esta investigación se comprobó que precisamente que los valores del YS y UTS en el TRIP780 se vieron afectados al variar la velocidad de deformación y que para el acero DP600 no tuvo sensibilidad alguna.

La Figura 5.9 visualiza mejor el comportamiento de los esfuerzos máximo y de cedencia de ambos aceros con respecto a la orientación de rolado. Esta grafica nos da un panorama amplio de como el UTS y YS se comportan con forme aumenta el grado de rolado. Es el caso del acero DP600 que confirma el comportamiento notado en las gráficas esfuerzo vs deformación, donde a los 0 °C el esfuerzo de cedencia es el más alto reportado, en contraste al de 90 °C que es el más bajo. Este comportamiento como se observa es que no sigue una tendencia de aumentar el esfuerzo máximo o de cedencia conforme aumenta el grado de rolado. Para el caso del acero TRIP780, el esfuerzo de cedencia a los 90 °C se desfasa con respecto a los demás grados, ya que aumenta en esta dirección.

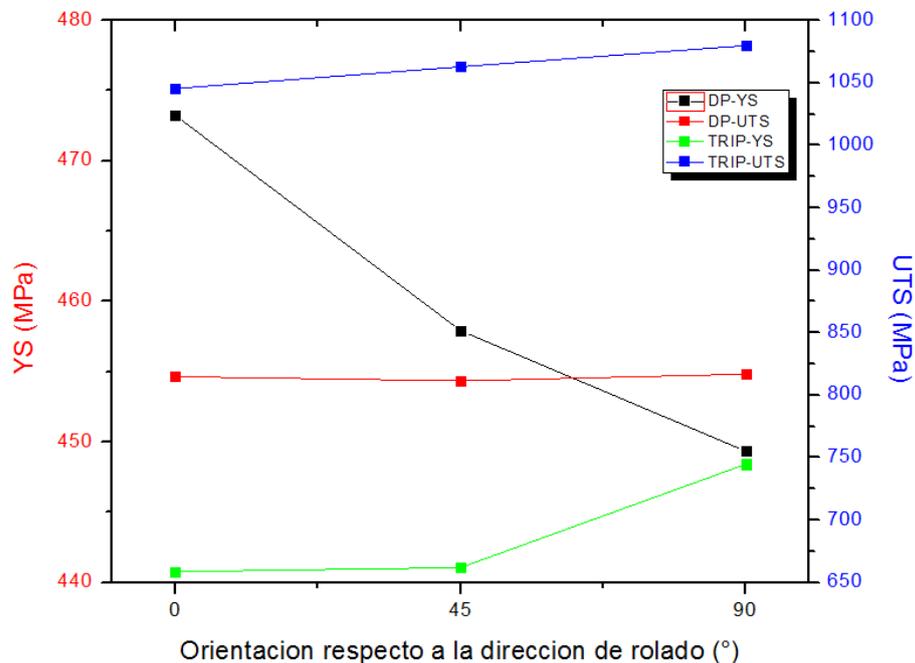


Figura 5.9 Comportamiento del YS y UTS con respecto al grado de rolado a la velocidad de deformación de 0.00833 s^{-1}

5.2.2 Anisotropía

Fue de suma importancia en esta investigación determinar los valores de anisotropía plana (Δr) y la anisotropía normal (\bar{r}) ya que estos valores proporcionan información la cual es útil en el proceso del conformado de los aceros, al darnos información sobre el nivel de conformado de un material.

Con las ecuaciones reportadas en el capítulo II se calcularon los valores de anisotropía en ambos materiales, los mismos se reportan en la Tabla 5.3.

Haciendo un análisis de los resultados del coeficiente r de ambos materiales (Tabla 5.3) se explica que aparentemente el TRIP780 presenta un mejor comportamiento anisotrópico, más no quiere decir que sea el óptimo ya que aunque es mayor no se tiene un valor cercano a 1 que brinde un mejores propiedades

Tabla 5.3 Cálculo de coeficiente de anisotropía plástica o r para ambos aceros

(Apéndice B)

DP600						
°	"r" de probetas ensayadas			Promedio	\bar{r}	Δr
0	0.55550851	0.54227003	0.61315874	0.57031243	0.46635964	-0.0544187
45	0.49340766	0.52864397	0.45865535	0.49356899		
90	0.27205735	0.24040484	0.41150227	0.30798815		
TRIP780						
°	r de probetas ensayadas			Promedio	\bar{r}	Δr
0	0.7206662	0.47927228	0.54728167	0.58240672	0.5712944	-0.05273994
45	0	0.59275147	0.60257727	0.59766437		
90	0.51601056	0.48984598	0.51646991	0.50744215		

El valor mayor de r que se presenta en el TRIP780, nos habla de un conformado mejor en condiciones de embutición profunda, lo cual nos dice que este material a primer impresión, tendrá una mejor respuesta a este tipo de operaciones a comparación del DP600.

En cuanto a la anisotropía plana (Δr) los valores en ambos materiales están por debajo de 0, lo que nos dice que se tendrán formación de orejas a 45° con respecto a la dirección de laminación.

A pesar de los bajos valores de r , ambos materiales se consideran buenos en los procesos de conformabilidad. Sin embargo, tener resultados combinados de alta anisotropía anormal (\bar{r}) y valores cercanos a 0 de anisotropía plana (Δr), nos garantiza un embutido óptimo con profundidades mayores y menos formación de orejas.

La Figura 5.10 representa la relación de deformación plástica en ambos materiales a una sola velocidad de deformación (0.00833 s^{-1}). Los valores de anisotropía mostrados para el acero DP600 explican el decremento de r conforme aumenta el grado de rolado con respecto a la laminación, es decir que a 90° el conformado es pobre. Caso similar pasa con el acero TRIP780 que a esta misma orientación presenta el valor más bajo en r .

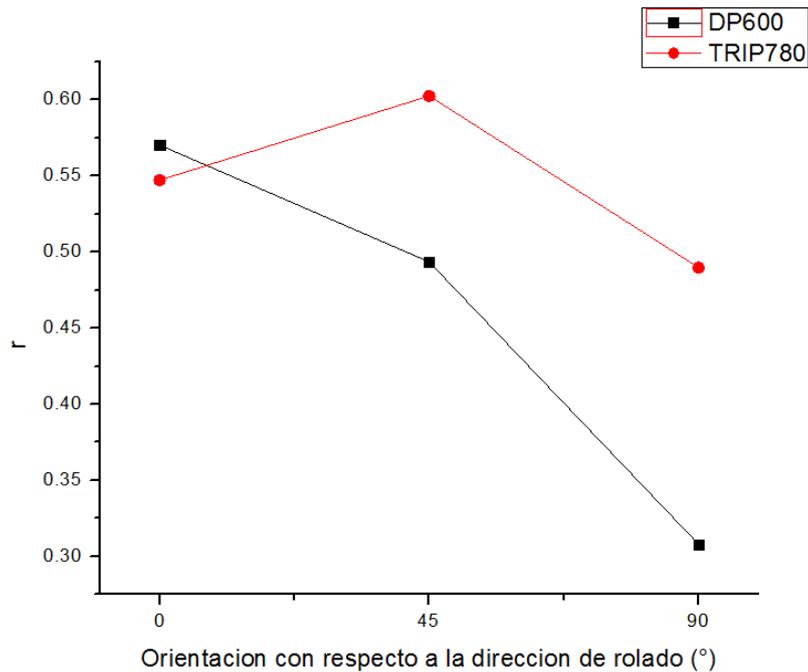


Figura 5.10 Relación de la deformación plástica (DP600 y TRIP780) a la velocidad de deformación de 0.00833 s^{-1} con respecto a las direcciones de rolado.

En la representación grafica de la Figura 5.10 se puede visualizar la influencia de las orientaciones de rolado con respecto a la deformación plástica (r). La deformación plástica (r) disminuye conforme aumenta los grados, esto para el caso del acero DP600. Se tiene un cambio notorio entre los valore de 0° a 90° correspondientes a esta material. Para el acero TRIP780 el valor alto reportado de r fue a 45° , siendo igualmente a 90° el valor más bajo reportado.

Se muestra en la Tabla 5.5 el resumen de propiedades mecánicas de todos los ensayos a temperatura ambiente.

Tabla 5.4 Resumen de propiedades de los aceros a Temperatura Ambiente, con las tres velocidades de deformación. Valores tomadas de grafico de esfuerzo vs deformación reales.

Acero	Velocidad (s ⁻¹)	Orientación	σ_y (Mpa)	Σ_{max} (Mpa)	% EL	n	k
DP600	0.00833	0°	473.25	814.75	19.15	0.1927	1150.01
		45°	457.92	811.45	21.57	0.1935	1130.06
		90°	449.35	816.72	20.53	0.1955	1133.97
	0.01	0°	388.91	804.52	25.12	0.2064	1109.69
	0.1	0°	412.08	836.12	27.53	0.2386	1203.09
TRIP 780	0.00833	0°	658.70	1045.38	23.96	0.1961	1447.77
		45°	661.91	1062.79	21.49	0.1885	1457.81
		90°	744.67	1079.74	20.38	0.1801	1461.17
	0.01	0°	876.02	1021.62	23	0.1506	1580.88
	0.1	0°	832.86	1192.79	21	0.1353	1683.06

5.2.3 Ensayos de tensión a diferentes temperaturas.

Estos ensayos se realizaron a dos velocidades de deformación y a tres diferentes temperaturas para cada material.

La Figura 5.11 (a y b) muestra el comportamiento del acero DP600 a la variación de temperaturas (400, 500 y 600 °C). En ninguna de las velocidades de ensayo se distingue alguna diferencia en el YS entre 400°C y 500°C. Sin embargo, independientemente de la velocidad de deformación, el material sufre un aumento en el porcentaje de elongación y una disminución del UTS, esto ocurre al aumentar la temperatura de ensayo. Es decir, al aumentar la temperatura, aumenta la elongación pero decrece el esfuerzo máximo de este material. Para la temperatura de 600 °C existe un cambio radical en el UTS del material, donde muestra un comportamiento lineal al %El no teniendo aumento gradual en el UTS, manteniendo este comportamiento hasta una elongación aproximada del 30%.

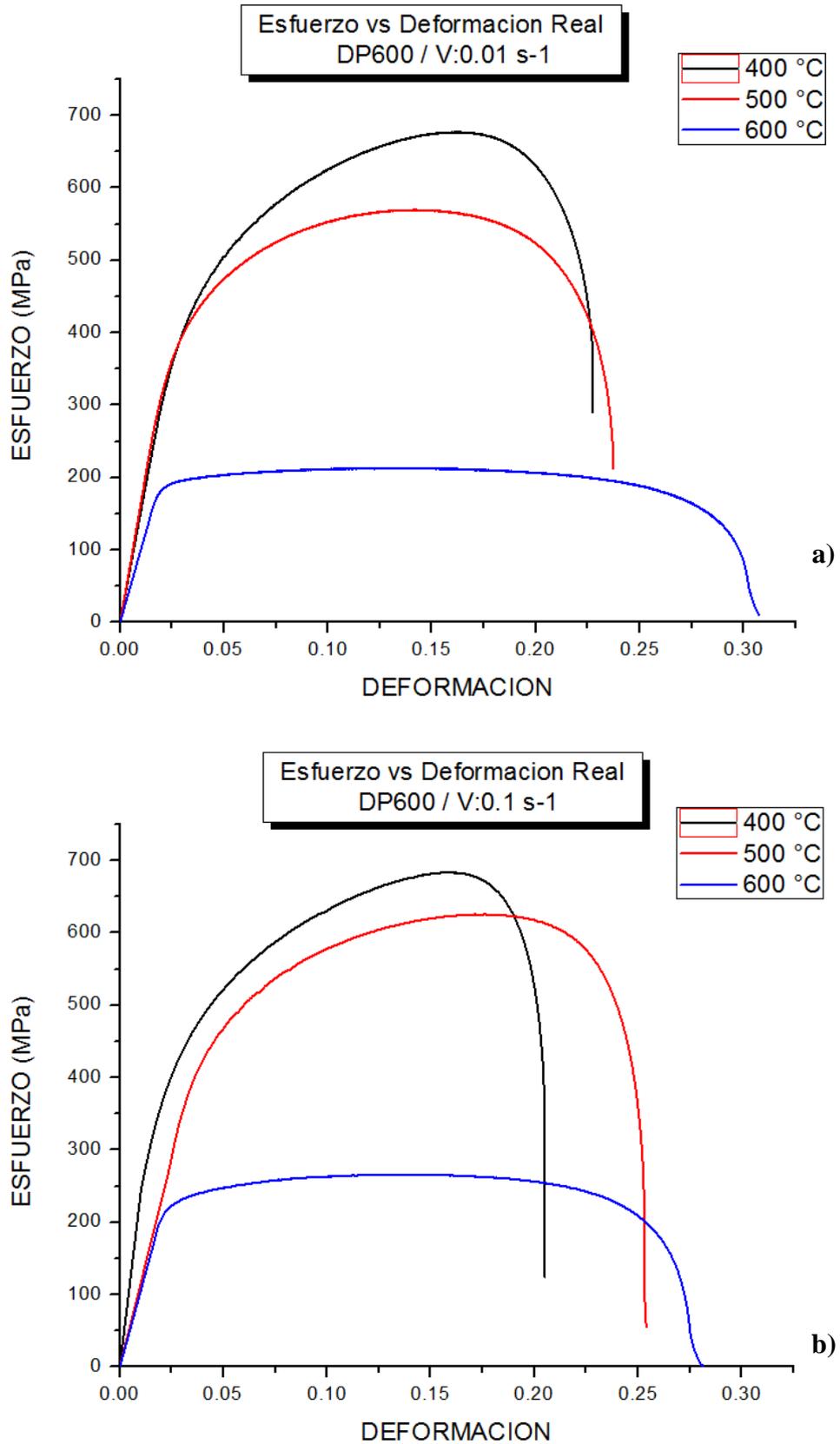


Figura 5.11 Graficas acero DP600 variando Temperatura a $0.01 s^{-1}$ (a) y $0.1 s^{-1}$ (b).

Gündüz (2009) menciona en su trabajo que el comportamiento de estos aceros a temperatura por encima de los 300 °C, el esfuerzo máximo comienza a ser menor conforme aumenta la temperatura y su elongación aumenta gradualmente con el aumento de la temperatura.

El comportamiento a los 400 °C debe estar relacionado a que a esta temperatura la cementita entorpece y esferoidiza a la martensita revenida haciendo el material suave obteniendo menos esfuerzo que a temperatura ambiente. Con el incremento de la temperatura a 500°C y 600 °C la concentración de Carbono en la matriz de la martensita revenida disminuye debido a la difusión de los átomos de Carbono a la cementita. En este caso el esfuerzo de la martensita revenida decrece y su ductilidad aumenta [42, 43, 44].

En la Figura 5.12 se representa las curvas enfocadas a las diferencias entre las velocidades de deformación conforme aumenta la temperatura. Para la temperatura de 400°C se distingue que a un aumento de la velocidad de deformación (0.1 s^{-1}), el porcentaje de elongación disminuye y su YS y UTS se mantienen sin cambios. Por el contrario a la temperatura de 500 °C a una mayor velocidad de deformación mayor es la elongación, notándose un cambio en el esfuerzo de cedencia y el esfuerzo máximo, aumentando a mayor velocidad de deformación. Y finalmente para la temperatura de 600 °C se observa que al aumentar la velocidad de deformación aumenta el YS y UTS, pero disminuye el porcentaje de elongación. En el inciso c de la figura 5.8 se observa el comportamiento de la gráfica “achatada” en comparación con las demás temperaturas. Donde no se observa aumento lineal al esfuerzo máximo, sino que se mantiene constante.

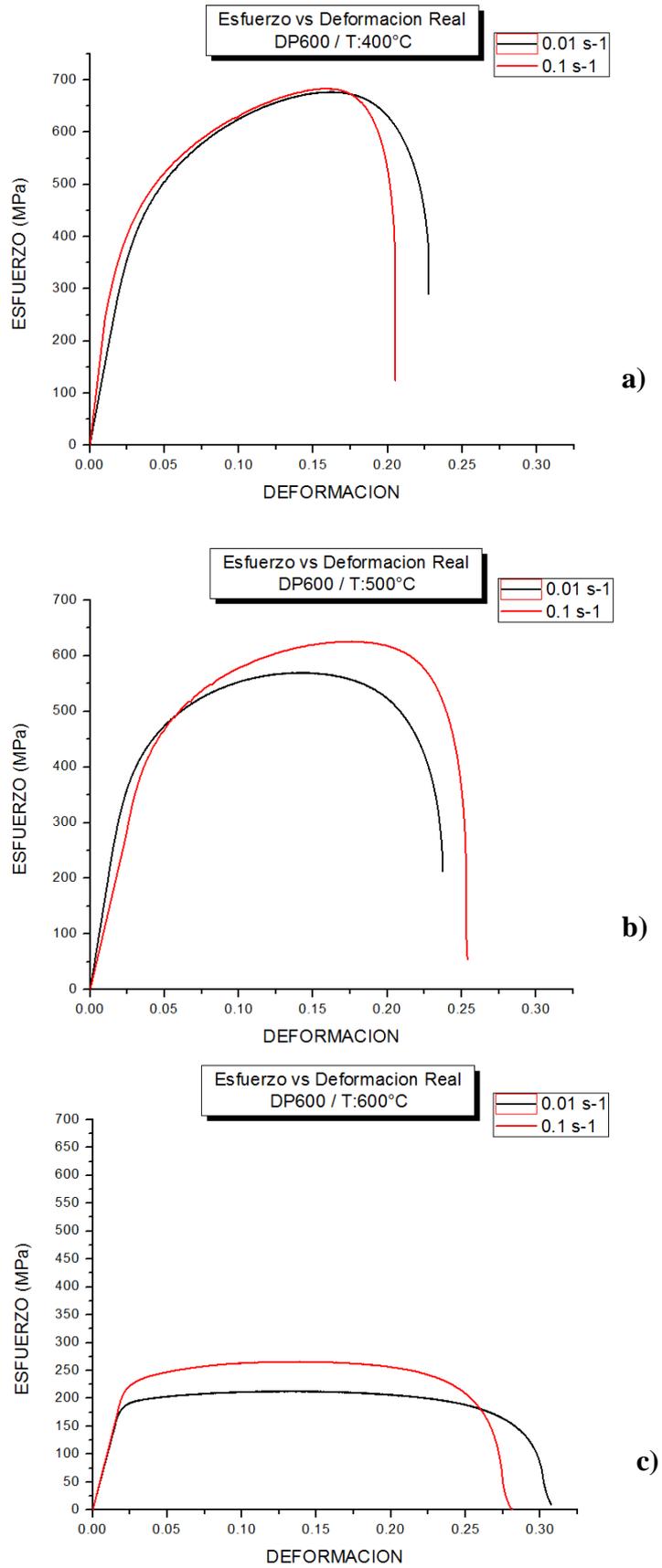


Figura 5.12 Graficas acero DP600 variando Velocidades de deformación a 400 °C, 500°C y 600 °C.

Como ya se ha discutido anteriormente, la temperatura juega un papel primordial en la obtención de las propiedades deseadas, en el caso del estudio del acero TRIP780, las pruebas ensayadas específicamente a estas temperaturas muestran un comportamiento particular.

La Figura 5.13 (a y b) muestra el comportamiento del acero TRIP780 a la variación de temperaturas de 50°C, 75°C y 150°C. En ambas velocidades de ensayo se presenta un comportamiento similar. A pesar de lo anterior, se detectó que el ensayo a 50°C presenta un UTS menor, así también una elongación mayor a los demás ensayos a las dos distintas temperaturas. El YS en los ensayos a las temperaturas de 75°C y 150°C se encuentra muy por encima de lo reportado a 50°C. Evidentemente, se observa como el esfuerzo aumenta al aumentar igualmente la temperatura. Sin embargo, este comportamiento no es característico de los aceros y es contrario a lo ya reportado por otros autores [23, 45, 46, 47, 48].

Yong y Zhuang reportan en su investigación que a la temperatura de 250 °C el UTS de los aceros Inducidos por Transformación se incrementa, pero a la temperatura cercana a M_d (350°C temperatura de ensayo) el esfuerzo de tensión decrece drásticamente. Los resultados a 50 °C realizados por Young muestran un comportamiento distinto a los ensayados en esta tesis. Young demuestran que el esfuerzo de tensión comienza a acrecentar por encima de los 100 °C.

Efectivamente, a la temperatura de 150°C el esfuerzo aumenta, pero no lo esperado, ya que a pesar de este aumento, el ensayo realizado a 75 °C reporta un UTS mas alto y una deformación también mayor. Ahora, el ensayo realizado a 50°C tiene un comportamiento similar a los ensayos a temperatura ambiente realizados anteriormente, con un porcentaje de elongación por arriba del 20%.

Los valores del coeficiente de endurecimiento a la temperatura de 75 °C son los de mayor endurecimiento, debido al valor de esfuerzo de tensión reportado. Con respecto al coeficiente, éste decae conforme incrementa el esfuerzo y el porcentaje de elongación.

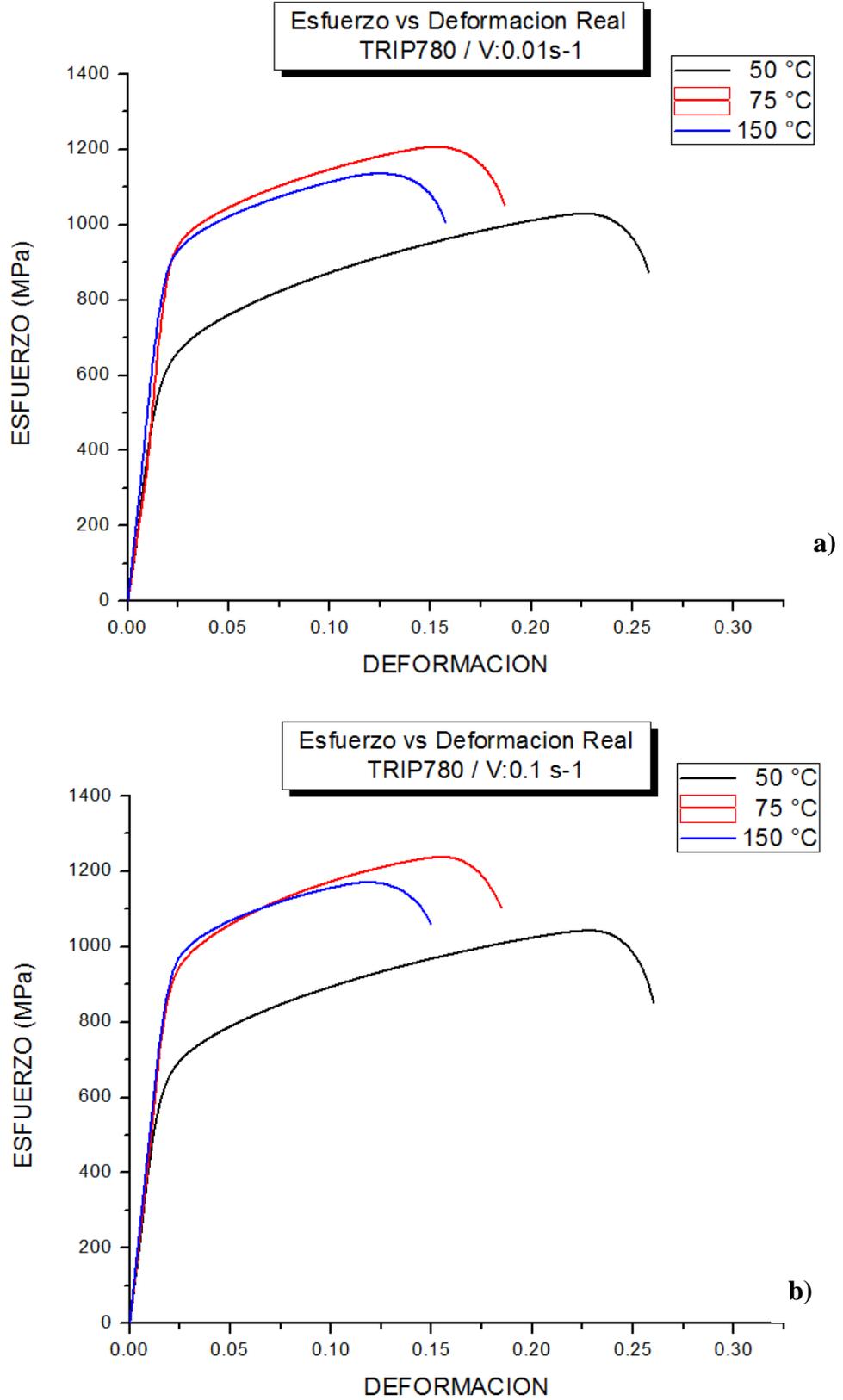


Figura 5.13 Graficas acero TRIP780 variando Temperatura a 0.01 s^{-1} (a) y 0.1 s^{-1} (b).

La Figura 5.14 representa los ensayos haciendo la comparación con ambas velocidades de deformación establecidas. El primer gráfico muestra el esfuerzo vs deformación de los ensayos a 50°C donde se expone que al incrementar la velocidad de ensayo aumenta el esfuerzo de cedencia, el esfuerzo máximo y el porcentaje de elongación.

El segundo gráfico indica los ensayos de tensión realizados a 75°C, donde se distingue muy poco cambio en el esfuerzo de cedencia, sin embargo el esfuerzo máximo se observa ligeramente por encima de la velocidad menor. En este caso también al aumentar la velocidad el esfuerzo incrementa, pero el porcentaje de elongación se disminuye.

El último gráfico, muestra los resultados ensayados a temperatura de 150°C, éstos evidencian que tanto el esfuerzo de cedencia como el esfuerzo máximo aumentan al tener una velocidad alta. Solo que, el porcentaje de elongación disminuye.

El UTS y YS en las tres temperaturas de ensayo aumentan al incrementarse la velocidad de deformación. En los tres casos, la diferencia de una velocidad a otra no es muy variable, sin embargo se percibe que al seguir aumentando la temperatura de ensayo, menor será el porcentaje de elongación, sin llegar a alcanzar una temperatura cercana a la de M_d , ya que a esta temperatura el acero comienza el decremento de su esfuerzo.

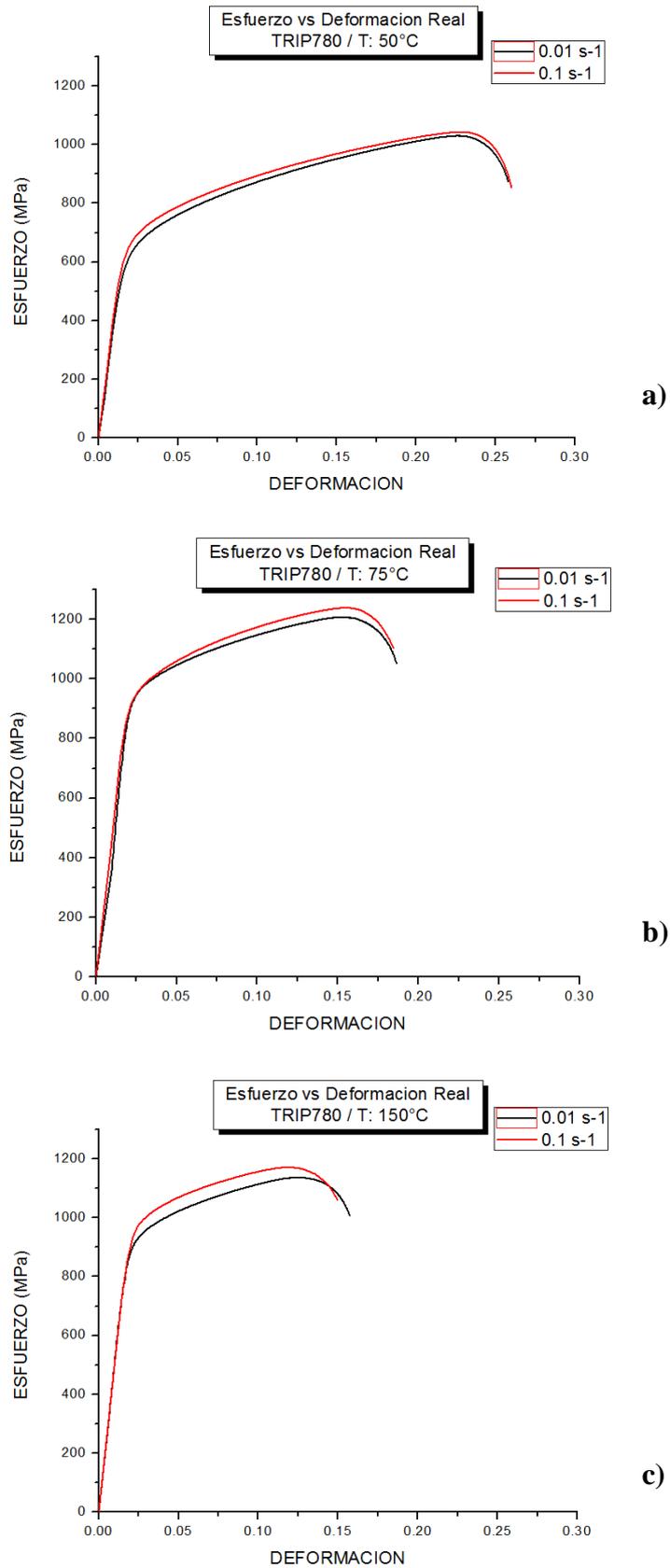


Figura 5.14 Graficas acero TRIP780 variando Velocidades de deformación a 50 °C, 75°C y 150 °C.

5.3 Efecto de la velocidad de deformación y temperatura.

Otro de los parámetros importantes en esta investigación es conocer la influencia de la temperatura en los procesos.

La Figura 5.15 muestra el comportamiento que sufrieron los aceros a las temperaturas de ensayo, con respecto al esfuerzo máximo y la velocidad de deformación. La velocidad de deformación influye en las propiedades de los aceros; sin embargo esta influencia se percibirá más si se tiene un aumento en las temperaturas. En el caso del acero DP600 la temperatura influye en la disminución del esfuerzo máximo (UTS); como ya se ha mencionado y se comprueba, a mayor temperatura menor es el esfuerzo máximo del material. La influencia de la velocidad de deformación mostrada nos dice que a mayor velocidad de deformación mayor será el esfuerzo máximo detectado.

En caso contrario, para el acero TRIP780 el comportamiento que sufre este material al someterlo a una temperatura mayor es de aumentar el esfuerzo máximo. Es decir, a menor temperatura, menor es el esfuerzo máximo (UTS). Con respecto a la velocidad de deformación, el esfuerzo máximo decrece a medida que la velocidad de deformación aumenta. Estas características descritas del acero TRIP, son las reportadas en base a resultados dentro de esta investigación.

Los aceros TRIP a temperaturas bajas de calentamiento tienden a comportamientos particulares distintos a otros aceros, esto pudiera deberse a las transformaciones que sufren durante la deformación.

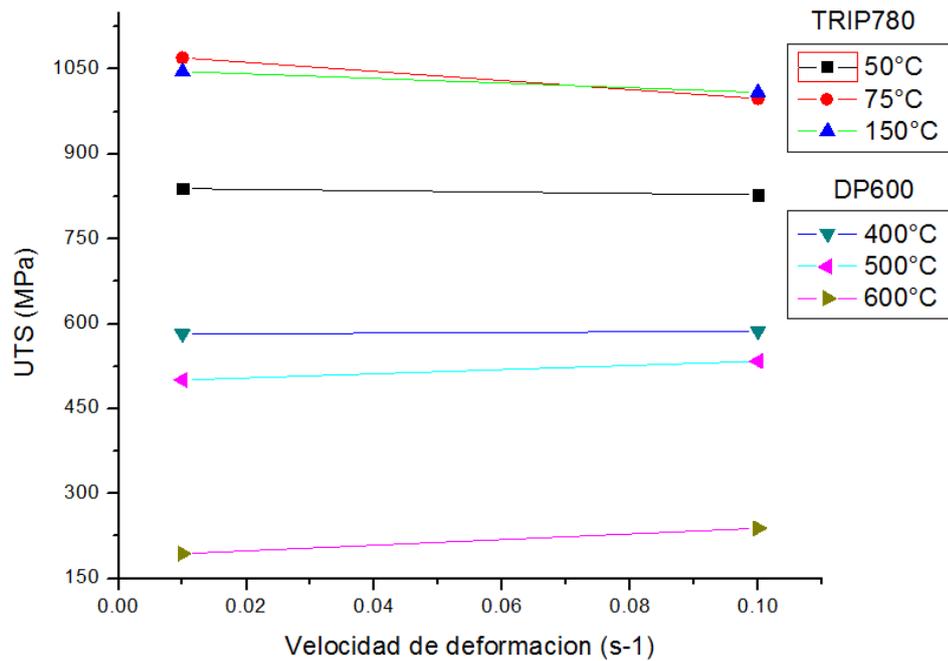


Figura 5.15 Efecto de la velocidad de deformación y temperatura sobre el esfuerzo máximo.

5.3.1 Efecto de la Temperatura en la elongación

La Figura 5.16 muestra el efecto de la temperatura sobre la elongación del material, dependiendo de la velocidad a la que se deforma el acero. La influencia de la temperatura sobre la elongación es muy relevante; en caso de los aceros DP600 al aumentar la temperatura la elongación es aumenta. Sin embargo, para los aceros TRIP780, se tiene un efecto contrario, a una menor temperatura el material tiende a tener un mayor porcentaje de elongación. La velocidad de deformación influye igualmente en el TRI780 ya que a la temperatura de 50°C se obtiene una elongación mayor a una velocidad de deformación más alta.

En la Tabla 5.5 se muestra el resumen de propiedades mecánicas de todos los ensayos a diferentes temperaturas. Estos ensayos se realizaron en el sentido de laminación.

En el acero TRIP780 donde las temperaturas de ensayo fueron menores, los ensayos a 75°C y 150°C tienen un esfuerzo máximo similar, pero a 75°C se deforma más el material. Sin embargo a la temperatura de 50°C se encontró un resultado comprometedor respecto al proyecto. A esta temperatura es donde el material a menor esfuerzo y menor temperatura presenta una excelente deformación (alcanza hasta el 30% de elongación), sin mayor esfuerzo o costos.

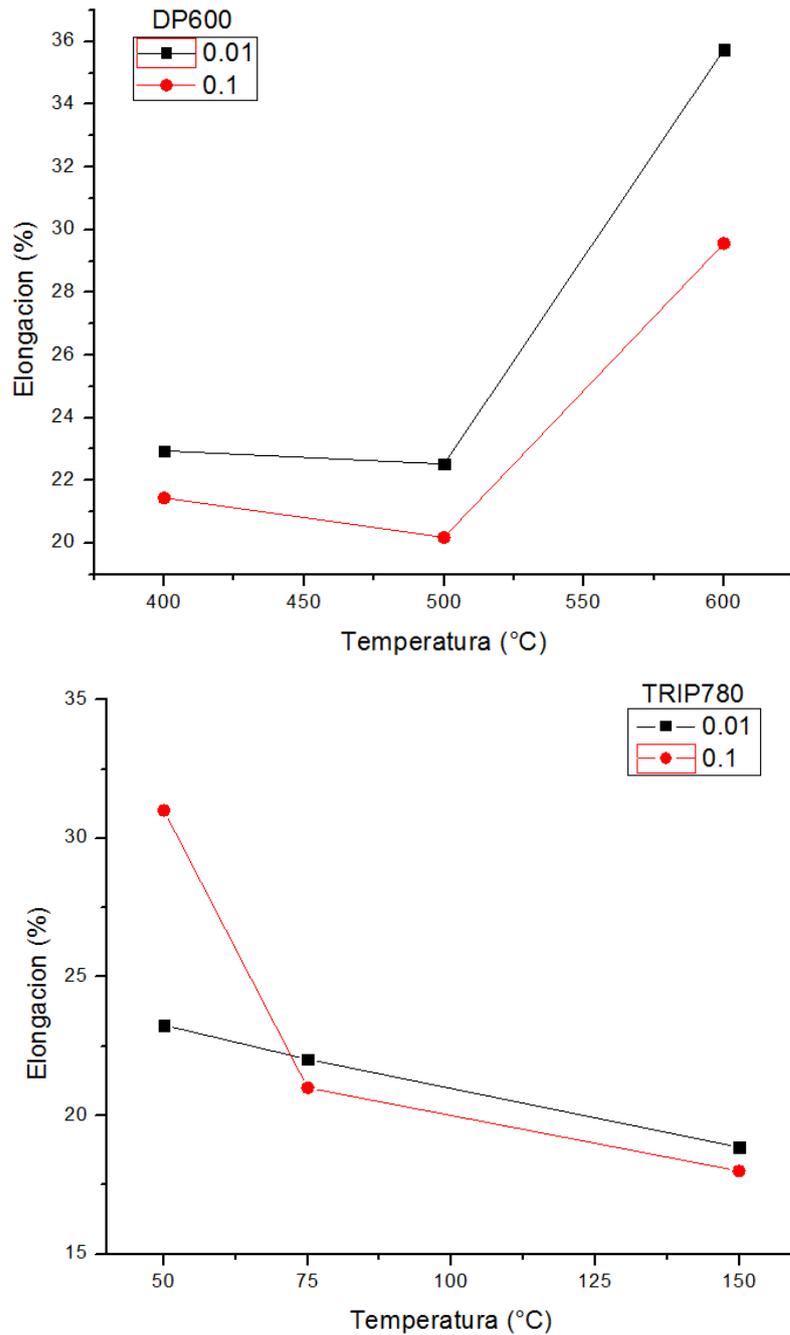


Figura 5.16 Efecto de la temperatura sobre el porcentaje de elongación.

Tabla 5.5 Resumen de propiedades de los aceros a temperatura y velocidades de deformación.

Acero	Velocidad (s ⁻¹)	Temperatura (°C)	σ_y (Mpa)	σ_{max} (Mpa)	%EL	n	K
DP600	0.01	400	381.93	582.00	22.94	0.1477	894.75
	0.01	500	345.66	501.84	22.52	0.1261	739.26
	0.01	600	180.99	194.11	35.72	0.0653	247.29
	0.1	400	378.45	587.87	21.44	0.2399	1087.93
	0.1	500	370.62	534.50	20.18	0.1437	815.08
	0.1	600	208.44	239.50	29.56	0.0376	293.09
TRIP780	0.01	50	635.85	839.19	23.26	0.1923	1395.08
	0.01	75	837.02	1070.27	22.03	0.1396	1617.70
	0.01	150	838.40	1046.62	18.86	0.1000	1455.46
	0.1	50	551.70	828.17		0.2104	1419.06
	0.1	75	781.13	998.02		0.1496	1526.16
	0.1	150	855.92	1009.58		0.1195	1466.89

5.4 Caracterización microestructural después de los ensayos

A continuación se presentan los cambio microestructurales sufridos por los materiales después de ser ensayados.

5.4.1 Microestructura

Las microestructuras presentas son en la zona de la fractura para apreciar el fenómeno de la elongación de los granos de cada material, así como también comprobar el aumento del porcentaje de fases relacionadas con el esfuerzo del material.

Las Figuras 5.17 a la 5.19 muestran las microestructuras en las zonas de fractura del material DP600 a las tres temperaturas ensayadas. La Figura 5.16

corresponde al ensayo a 400 °C, se observan granos deformados, en ambas microfotografías se detecta martensita al final de la fractura. Hay que resaltar que a la velocidad de deformación menor se tiene un incremento (a la fractura) de esta fase (Figura 5.16^a). La formación de dislocaciones está presente en ambas micrografías, la formación de éstas es característico de estos aceros ya que las dislocaciones permiten ese aumento en esfuerzo máximo al quedarse atrapadas en los límites de grano. Se pueden observar en la deformación de los granos. Se observa la formación de cavidades cercanas a la fractura.

Durante la deformación a 500°C (Figura 5.18) se puede visualizar igualmente la deformación de los granos, sin embargo, éstos dan la impresión de tener un menor tamaño en comparación a los que se encontraron a 400°C. Se observan dislocaciones, sin embargo en menor cantidad. Las fotomicrografías a la temperatura de 500°C presentan una microestructura uniforme, se logra observar la formación de martensita en la fractura y se localizan un mayor aumento de cavidades.

A 600°C (Figura 5.19) el material toma una forma diferente a las anteriores temperaturas, pues el tamaño de grano se observa relativamente grande y no se tiene alguna influencia en la deformación, a diferencia al que se observa en la fractura, pero no se tiene la influencia del grano deformado desde el centro del espécimen como en las temperaturas anteriores. En la Figura 5.19(a) que muestra la microestructura a una velocidad de deformación menor, se observa formación de islas de martensita, la cual se presenta en mayor proporción que en la velocidad de deformación más elevada. Esto indica que la presencia de una velocidad de deformación menor, da pie a la formación de martensita a esta temperatura. Se observa pequeñas fases de austenita retenida.

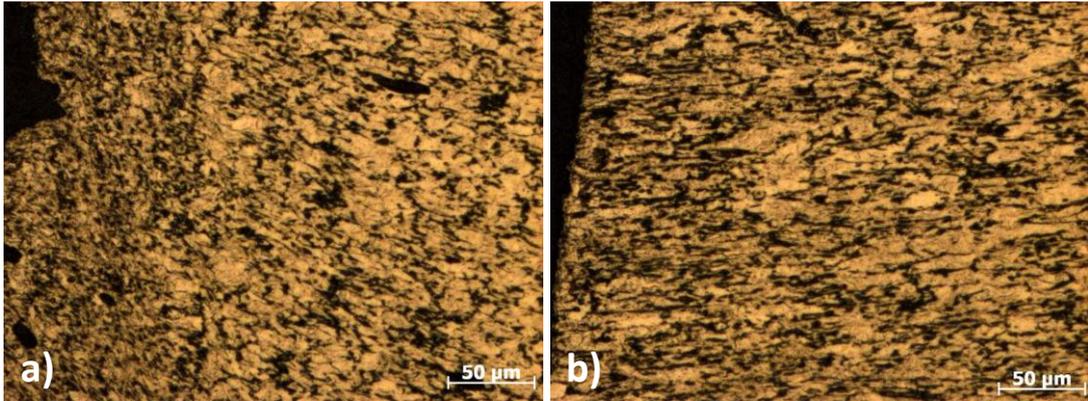


Figura 5.17 a) velocidad de deformación $0.01 s^{-1}$, b) velocidad de deformación $0.1 s^{-1}$, DP600 a 400 °C.

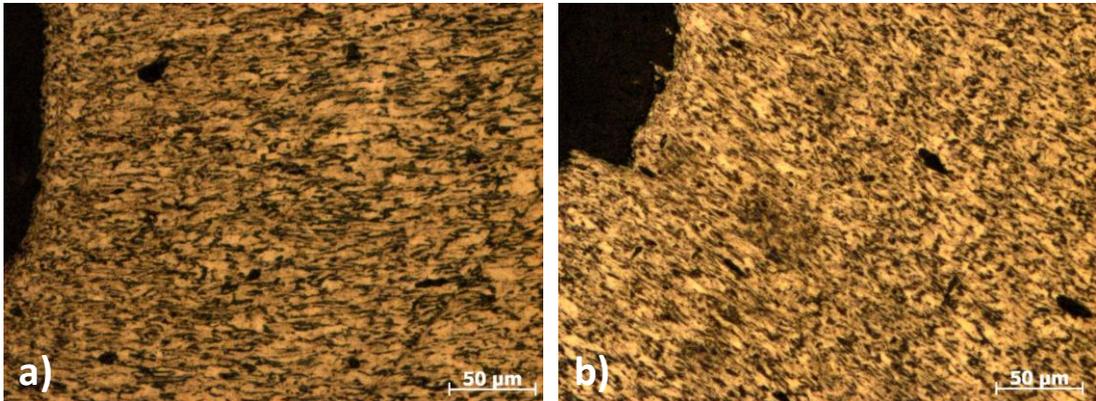


Figura 5.18 a) velocidad de deformación $0.01 s^{-1}$, b) velocidad de deformación $0.1 s^{-1}$, DP600 a 500 °C.

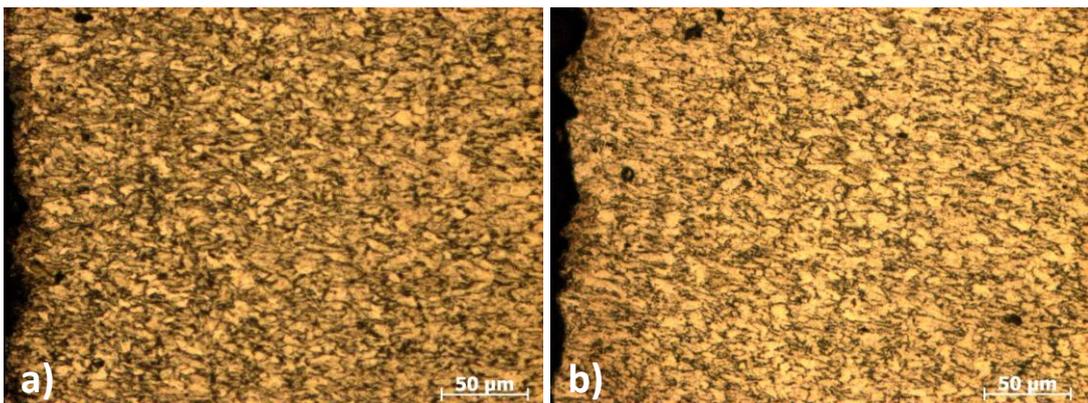


Figura 5.19 a) velocidad de deformación $0.01 s^{-1}$, b) velocidad de deformación $0.1 s^{-1}$, DP600 a 600 °C.

Durante los ensayos a elevada temperatura para el acero TRIP780, se observaron fenómenos importantes en las gráficas esfuerzo contra deformación, lo cual es de suma importancia al observar las microestructuras del material al ser ensayadas.

Igual que los ensayos a tensión, las microestructuras muestran variaciones que están estrechamente relacionadas con el comportamiento de las gráficas. Estas variaciones se relacionan tanto a la temperatura de ensayo como a la velocidad de deformación que fueron sometidas. En los siguientes párrafos se describen sus diferencias.

Para las microestructuras ensayadas a la temperatura 50°C se distingue la formación de bainita rodeada de martensita, estas fases se encuentran en una proporción mayor a la velocidad de ensayo menor (Figura 5.20 a). La formación de martensita se presenta en mayor aumento en zonas de fractura. Se observa el alargamiento del grano al ser deformado.

En la Figura 5.21 se observaron microfotografías ensayadas a 75°C, se observa un aumento de fase martensítica, sobre todo en el espécimen ensayado a la velocidad más alta de deformación (Figura 5.21b) donde se visualiza el aumento de la fase. La prueba ensayada a una menor velocidad de deformación (Figura 5.21 a) presenta menos fase martensítica y aparentemente se observa una concentración de las islas de martensita, pero no en mayor proporción que a una velocidad más alta de deformación.

Caso contrario se presenta en los ensayos a temperatura de 150°C (Figura 5.22), donde la formación de martensita cerca de la fractura es notoria en los especímenes ensayados a una velocidad de deformación menor. En esta Figura 5.22a se observa como la mayor parte de la microestructura se conforma de martensita y en pocas zonas se presenta la bainita. En comparación con el inciso b de la misma figura, en el cual si se llega apreciar martensita pero es mayor el porcentaje presente de bainita, en donde la martensita se encuentra rodeando a la bainita. Se distinguen la aglomeración de la bainita, pero en menor proporción que la encontrada a la velocidad de deformación menor.

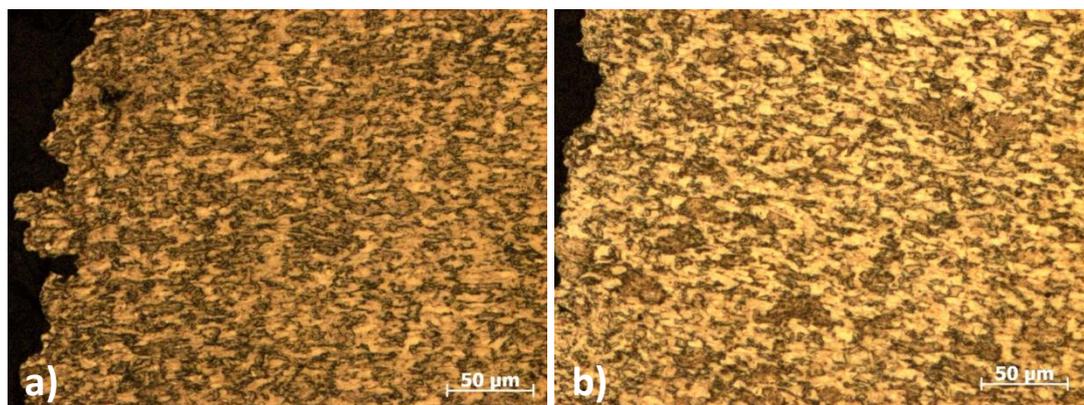


Figura 5.20 a) velocidad de deformación 0.01 s^{-1} , b) velocidad de deformación 0.1 s^{-1} , TRIP780 a $50 \text{ }^\circ\text{C}$.

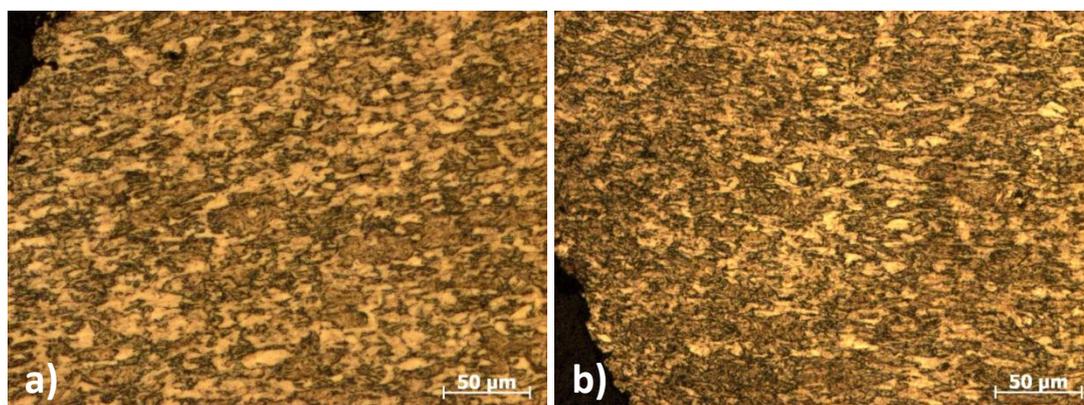


Figura 5.21 a) velocidad de deformación 0.01 s^{-1} , b) velocidad de deformación 0.1 s^{-1} , TRIP780 a $75 \text{ }^\circ\text{C}$.

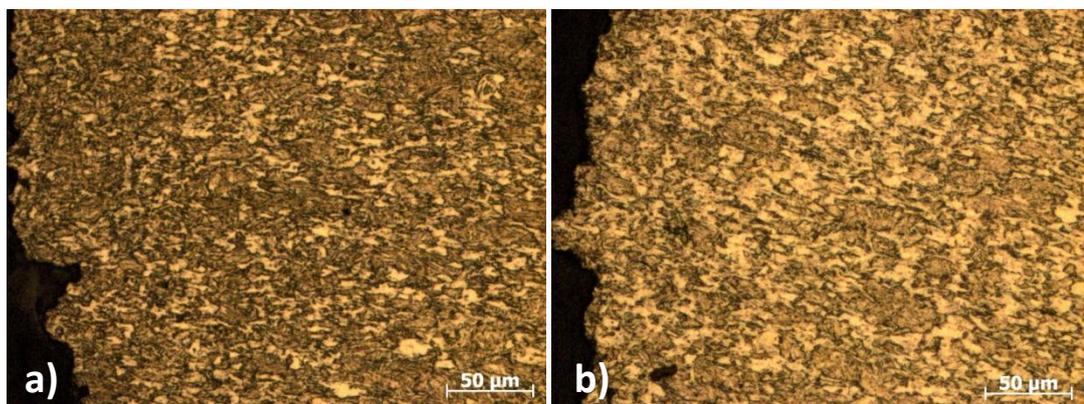
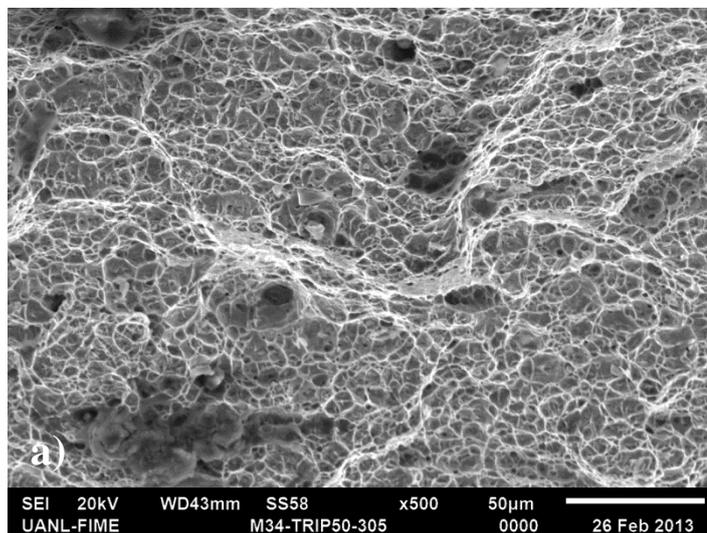


Figura 5.22 a) velocidad de deformación 0.01 s^{-1} , b) velocidad de deformación 0.1 s^{-1} , TRIP780 a $150 \text{ }^\circ\text{C}$.

5.4.2 Fractura

Con la finalidad de completar el estudio posterior a los ensayos de tensión se analizaron las fracturas de ambos materiales. Estas fracturas fueron examinadas mediante el Microscopio Electrónico de Barrido (SEM).

La fractografía analizada que se visualiza en la Figura 5.23 corresponde a los aceros TRIP780 los cuales fueron ensayados a temperaturas menores a 200 °C. Se observa la fractura del ensayo a 50 °C (Figura 5.22a), los hoyuelos equiaxiales formados por la deformación del material hablan de una fractura dúctil. Examinando las fracturas de los ensayos a 75 °C y 150 °C se percibe que ambas fracturas presentan cavidades de menor tamaño en comparación con la superficie de fractura ensayada a 50°C. La fractura ensayada a 150 °C se localiza zonas de fracturas lisas y rugosas, con cierta inclinación en los hoyuelos alargados. En algunos casos la inclinación de las cavidades ayuda a identificar el origen de la fractura [49]. La formación de oxido se encuentra fuertemente presente en las tres fracturas.



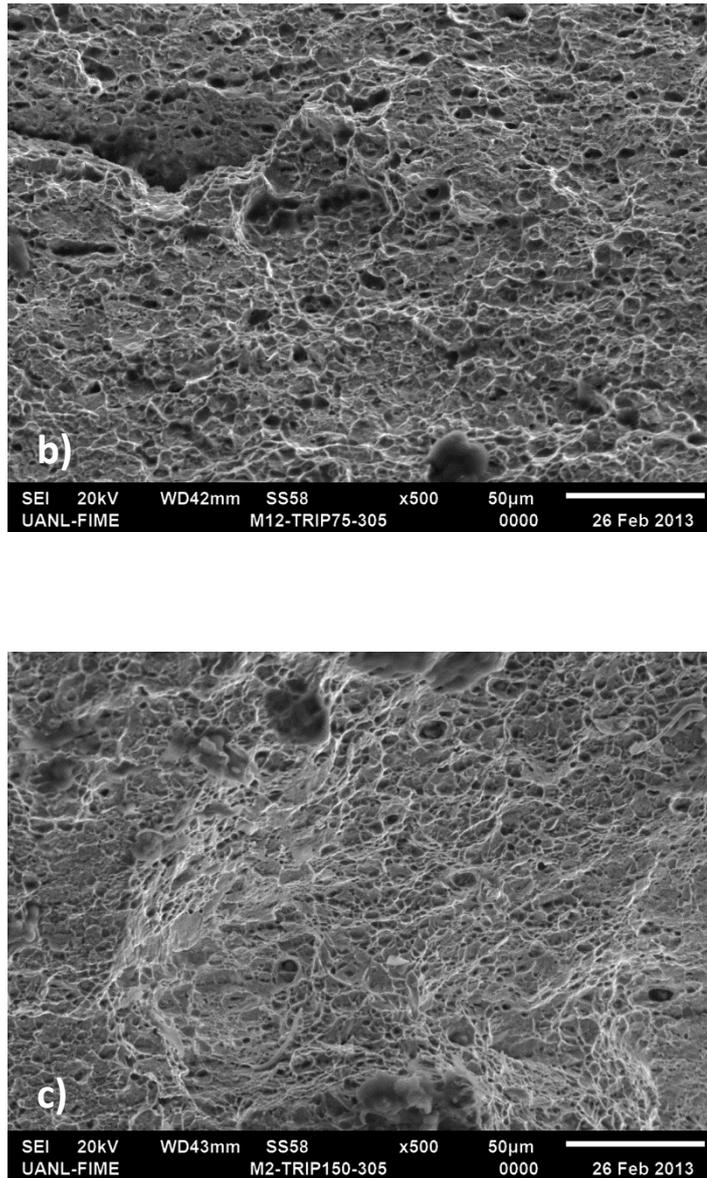
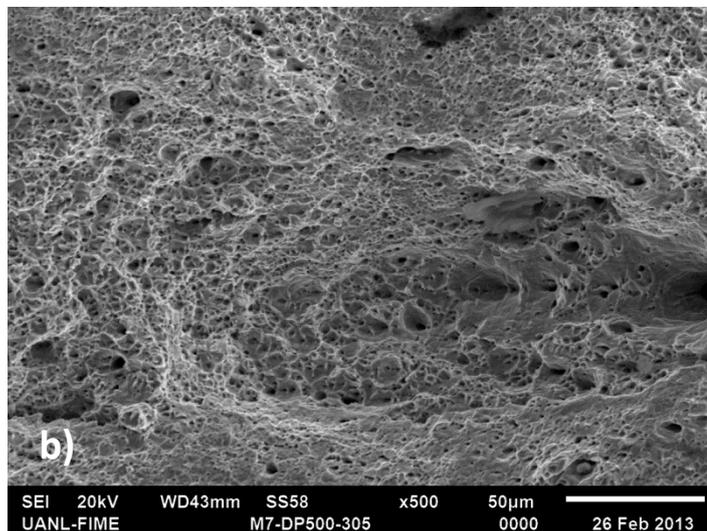
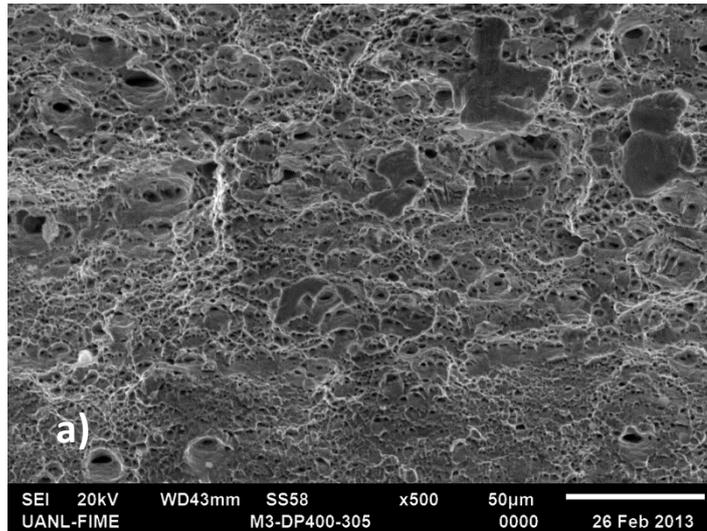


Figura 5.23 Micrografías electrónicas de barrido del acero TRIP780. a) Fractura a 50 °C, b) fractura a 75 °C y c) fractura a 150 °C.

Las fracturas del acero DP600 ensayadas a temperatura superiores a 300 °C se exponen en la Figura 5.24. Como se puede mostrar, las tres fracturas difieren entre sí; tomando en cuenta que la temperatura de ensayo influyó sobre estas características de fractura. En el ensayo a 400 °C (Figura 5.24a) se tiene una mezcla de fracturas lisas y rugosas, definiéndose huecos ovalados de diámetros menores. La Figura 5.24b se distinguen mayores hoyuelos en mayor y menor tamaño y con la formación de un ojo de pescado donde posiblemente puede haber fracturado el acero. A su apariencia, se considera una fractura dúctil.

Finalmente, se profundiza en la fractura ensayada a 600 °C (Figura 5.24c), y que este tipo de fractura se distingue de las anteriores por la peculiaridad que la fractura terminó casi en pico sin tener una fractura achatada. Por lo cual se puede observar que al centro de la fractura se tiene microporos y con apariencia de una fractura dúctil. Sin embargo, se puede observar hacia arriba y debajo de la micrografía, la formación de estrías causadas al momento de la deformación del material.



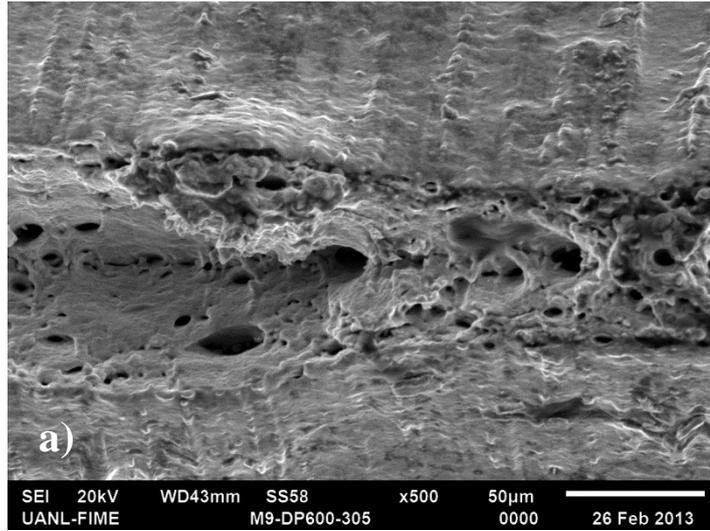


Figura 5.24 Micrografías electrónicas de barrido del acero DP600. a) Fractura a 400 °C, b) fractura a 500 °C y c) fractura a 600 °C.

CAPÍTULO VI

CONCLUSIONES

Durante esta investigación se realizó la caracterización de dos tipos de acero Avanzados de Alta Resistencia para obtener las características óptimas para el conformado en caliente de los mismos. Los aceros TRIP y los DP mostraron diferentes características en sus propiedades, logrando llegar a las siguientes conclusiones:

- El porcentaje de Carbono, Silicio y Manganeso presente en el acero TRIP780 es mayor que el presentado por el DP600. Estos elementos influyen en el endurecimiento del material, lo cual se comprueba con el mayor esfuerzo de tensión presentado por el acero TRIP780.
- Los ensayos a temperatura ambiente se realizaron a tres distintas velocidad de deformación. Tomando en cuenta solo la velocidad de 0.00833 s^{-1} para calcular anisotropía.
- El porcentaje de fase de la austenita retenida tiene gran influencia en el comportamiento mecánico del acero TRIP780 debido a la transformación gradual de la austenita retenida, inducida por la deformación.
- La velocidad de deformación es menos sensible en el acero DP600. En el acero TRIP780 el YS y UTS aumentan con el incremento de la velocidad de deformación en los ensayos a temperatura ambiente.
- Debido a los resultados obtenidos en el acero TRIP780, se concluye que el TRIP780 tiene un mejor conformado en condiciones de embutición

profunda, lo cual nos dice a primera impresión que este material tendrá mejor respuesta a este tipo de operaciones con respecto al acero DP600.

- En ambos aceros los valores de anisotropía planar se encuentran por debajo de cero lo cual llevará a la formación de orejas a 45° con respecto a la dirección de laminación.
- Los valores de anisotropía normal (r) se ven afectados con el incremento de grado en el rolado, confirmando que en la dirección de rolado (0°) es la dirección óptima para un mejor conformado, garantizando un buen embutido en la pieza y sin formación de orejas.
- En los ensayos del acero DP600 a elevadas temperaturas, a mayor incremento de temperatura, el porcentaje de elongación del acero aumenta, decreciendo el esfuerzo máximo.
- En los ensayos a elevadas temperaturas del TRIP780, a mayor incremento de temperatura, menor porcentaje de elongación y mayor esfuerzo. Concluyendo que el comportamiento obtenido para estos aceros a temperaturas por encima de 300°C es contrario a lo reportado en esta investigación. Sin embargo algunos autores reportan que estos aceros a temperaturas entre 100 y 200°C sufren aumento en el esfuerzo máximo (UTS) teniendo una recaída (UTS) después de estas temperaturas y cercanas a la temperatura de M_d .
- La influencia de la velocidad de deformación sobre los aceros DP600 es que a mayor velocidad de deformación mayor será el esfuerzo máximo (UTS). Con respecto al acero TRIP780, el esfuerzo máximo (UTS) decrece a medida que la velocidad de deformación aumenta.
- La elongación aumenta al incrementar la temperatura en el acero DP600. El efecto de la temperatura sobre la elongación en los aceros TRIP780 es contradictorio, es decir, con el decremento de la temperatura, el porcentaje de elongación aumenta.
- A 50°C los resultados del acero TRIP780 muestran un menor esfuerzo, pudiéndose llegar a un conformado aceptable, debido al porcentaje de elongación reportado (30%).

- La micro estructura posterior a los ensayos del acero DP600 a 400°C y 600 °C presentan un incremento en la fase martensítica ensayados a la velocidad de deformación menor (0.001 s^{-1}).
- La micro estructura presentada en los ensayos del TRIP780 a elevadas temperaturas muestra que a 50 °C su micro estructura no se vió afectada en comparación con las otras dos temperaturas. La fase martensítica aumenta al ensayar el acero a la velocidad alta de deformación (0.01 s^{-1}), a 75 °C. Por el contrario, a la temperatura de 150 °C, fase martensítica aumenta al ensayar el acero a la velocidad baja de deformación (0.001 s^{-1}).
- Las fracturas en el acero TRIP780 es de tipo dúctil. Las fracturas del DP600 a las temperaturas de 400 °C, 500 °C y 600°C muestra igualmente la tendencia de fracturas dúctiles. Sin embargo, la fractura a 600 °C terminó en una línea delgada y observando las estrías del material al verse con gran deformación a esa temperatura, finalmente al centro se observa como la fractura fragmenta en los microhuecos.

6.1 Recomendaciones

En base a lo estudiado dentro de la investigación mostrada, se tiene las siguientes recomendaciones para el mejor entendimiento y avance en la investigación de los aceros avanzados de alta resistencia, en particular de los aceros TRIP780 y DP600. Se hacen las siguientes recomendaciones más relevantes para el entendimiento de ambos aceros dentro del conformado:

- Realizar ensayos de Copa Olsen para fabricar los diagramas de límite de formado (FLD, por sus siglas en inglés) y completar el estudio de los aceros avanzados de alta resistencia.
- Se considera para completar y predecir a un mejor el comportamiento de ambos aceros, el estudio mediante pruebas de relación de la expansión del agujero (Hole Expansion Test) y pruebas piloto de conformado en caliente.
- Otro de los problemas relacionados con estos aceros, y que en esta investigación no se tomó en cuenta, es la recuperación elástica que sufren los AHSS después de ser conformados. Por lo anterior sería conveniente realizar ensayos en caliente y frío para obtener una comparativa entre ambos procesos y deducir con cuál de los dos procesos se disminuye la recuperación elástica.
- Se puede completar el estudio con pruebas de impacto a elevadas temperaturas o cercanas al proceso (ensayos Charpy) y determinar el comportamiento en tenacidad de los aceros TRIP780 y DP600. Junto con las pruebas de tensión a elevadas temperaturas se puede obtener mejores resultados relacionados al esfuerzo que sufren estos aceros al ser conformados.
- Profundizar mediante técnicas como la difracción de Rayos X, el incremento de las fases al ser deformados y la influencia de éstas en el material al conformarse en caliente.

REFERENCIAS

1. G. Thomas; NEW, COLD FORMABLE Fe/Al/C DUAL PHASE STEELS; Nacional Center for Electron Microscopy, USA. HSLA Steels Metallurgy and Applications, Conference in China, 1985.
2. Kinoshita, M.; Osawa, K.; MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF ULTRA-HIGH-STRENGTH; Nipon Kokan K.K. Japon. HSLA Steels Metallurgy and Applications, Conference in China, 1985.
3. Xin Wu and Hamed Bahmanpour; Characterization of Mechanically Sheared Edges of Dual Phase Steels; Department of Mechanical Engineering, Wayne State University, Detroit, MI 48202.
4. R. Pla-Ferrando S. Sánchez-Caballero, M.A. Selles, A.V. Martínez-Sanz; TWIP/TRIP STEELS. FUTURE TRENDS IN AUTOMOTIVE INDUSTRIES; Universitat Politècnica de Valencia, Pl. Ferrándiz Carbonell, s/n, 03801 Alcoy, Spain, ANNALS of the ORADEA UNIVERSITY. 2011
5. R. Kuziak & R. Kawalla, S. Waengler; Advanced high strength steels for automotive industry; Archives of Civil and Mechanical Engineering; Poland, 2008.
6. Nuevos materiales en la sociedad del siglo XXI; Nuevos materiales metálicos por Juan J. de Damborenea, Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, CENIM-CSIC.
7. S. Maggi & Murgia; Introduction to the metallurgic characteristics of advanced high-strength steel for automobile applications; Welding International September 2008, 610-618. Revista Italiana della Saldatura 2007 (4) 487-495.
8. Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines Versin 4.1, June 2009.
9. Aceros Avanzados de Alta Resistencia, PDF Mayo 2008.

10. Chad Michael Parish, Tesis doctoral, University of Pittsburgh; Fundament Study of phase transformations in Si-Al TRIP steels; June 2003.
11. HC Chen, H Era & M Shimizu; Effect of Phosphorus on the Formation of Retained Austenite and Mechanical Properties in Si-Containing Low-Carbon Steel Sheet; MetTrans A, V20A, 1989, P437-445.
12. M. Hernández Tesis doctoral FIME-UANL;
13. Rosa M. Pineda Huitrón, Memoria, Ingeniería Industrial de Barcelona; “Conformabilidad en caliente de aceros TWIP; España, 2009.
14. C. Davis, D. Naylor, M. van Schaik, S. Anderson, In: Formability; visitado en Mayo 2013, <http://www.steeluniversity.org/content/html/eng/default.asp?catid=18&pageid=2081271356>
15. Mal Hyan & Llwel Zhang; Standardization and Automation of Hole Expansion Test; Seminar Great Designs in Steel; AcelorMittal Global-East Chicago; visitado en Mayo 2013; www.autosteel.org
16. M. Dunkelmeier, et al; Instrumend hole expansion test; Proceedings of International Doctoral Seminar 2009; Smolenice Castle, Slovakia 17-19 May 2009.
17. A.R. Ragab, et al; Forming limit diagrams for kinematically hardened voided sheet metals; Journal of Materials Processing Technology 128 302–312; Egype, 2002.
18. Jordi Sala Serra, Memoria, Ingeniería de Materiales, Universidad de Barcelona; Caracterización y comparación de las propiedades mecánicas de dos chapas de acero avanzado de alta resistencia (AHSS): TRIP800 Y DP800; Junio, 2008.
19. Hollomon J.H., Trans. AIME 162 (1945) 268.
20. Jeehyang Huh, Hoon Huh & Chang Soo Lee; Effect of strain rate on plastic anisotropy of advanced high strength steel sheets; International Journal of Plasticity, Article in press; Republic of Korea, 2013.
21. William D. Callister, Materials Science and Engineering Jr Department of Metallurgical Engineering The University of Utah, 2007. Pag 147-149

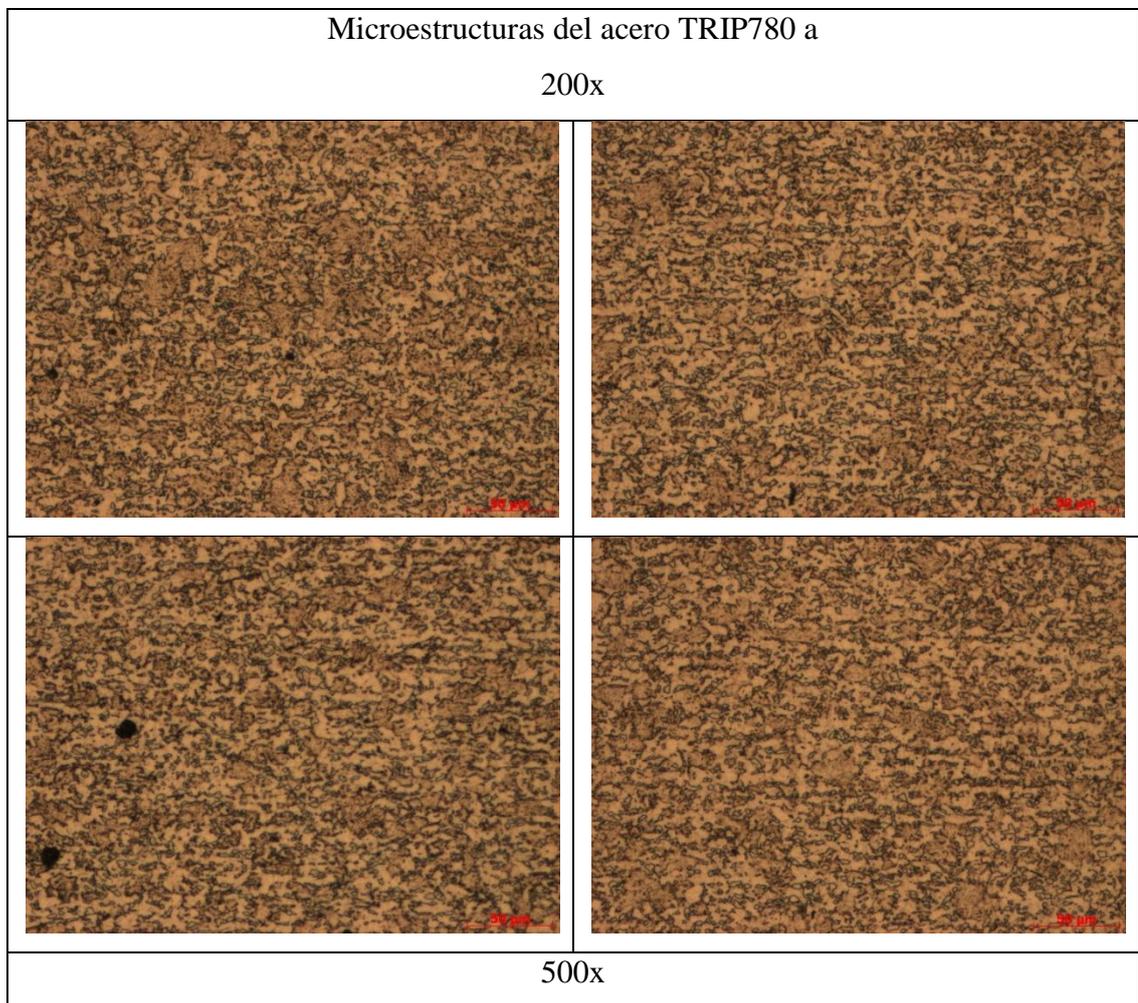
22. Süleyman Gündüz; Effect of chemical composition, martensite volume fraction and tempering on tensile behaviour of dual phase steels; *Materials Letters*; Turkey, 2009.
23. Tian Yong & Li Zhuang; Effects of Warm Deformation on Mechanical Properties of TRIP Aided Fe-C-Mn-Si Multiphase Steel; *Journal of Iron and Steel Research*; China, 2012.
24. Jeehyang Huh, Hoon Huh & Chang Soo Lee; Effect of strain rate on plastic anisotropy of advanced high strength steel sheets; *International Journal of Plasticity*; Republic of Korea, 2012.
25. E. Silveira, I. Eizagirre, X. Azpiroz, C. Jiménez & A. M. Irisarri; Efectos de la Velocidad de deformación y la temperatura sobre las propiedades mecánicas de un acero de alta resistencia; *Anales de Mecánica de la Fractura* 25, Vol. 1; España, 2008.
26. David K. Matlock & John G. Speer; Processing Opportunities for New Advanced High-Strength Sheet Steels; *Materials and Manufacturing Processes*; Colorado USA, 2010.
27. Matlock, D.K. & Speer, J.G; Third generation of AHSS: Microstructure design concepts. In *Proceedings International Conference on Microstructure and Texture in Steels*; Haldar, A., Ed.; London: Springer-Verlag, 2009; 185–205.
28. Speer, J.G.; Matlock, D.K. Recent developments in low-carbon sheet steels. *JOM* 2002, 54, 19–24.
29. Kremaszky, C.; Oéénášek, J.; Espinoza, V.; Tsipouridis, P.; Werner, E.; Hebesberger, T.; Pichler, A.; Micromechanical modeling of the formability of advanced high-strength steels. In *Proceedings, International Conference on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels*; Speer, J.G., Nelson, B., Pradhan, R., Eds.; AIST: Warrendale, PA, 2008; 305–314.
30. Extracto de catalogo de productos, Automotive Worldwide, Acelor Mittal.
31. Mahmoud Abbasi, et al; Semi-hot Stamping as an Improved Process of Hot Stamping; Department of Mining and Metallurgy, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran. El sevier 2011.
32. Iglesias Valle, A. Lamikiz Mentxaka, A. Gorriño Vicandi, S. Martínez Rodríguez, J. Izaga Maguregi & E. Garitaonaindia Areitio; Simulación de los

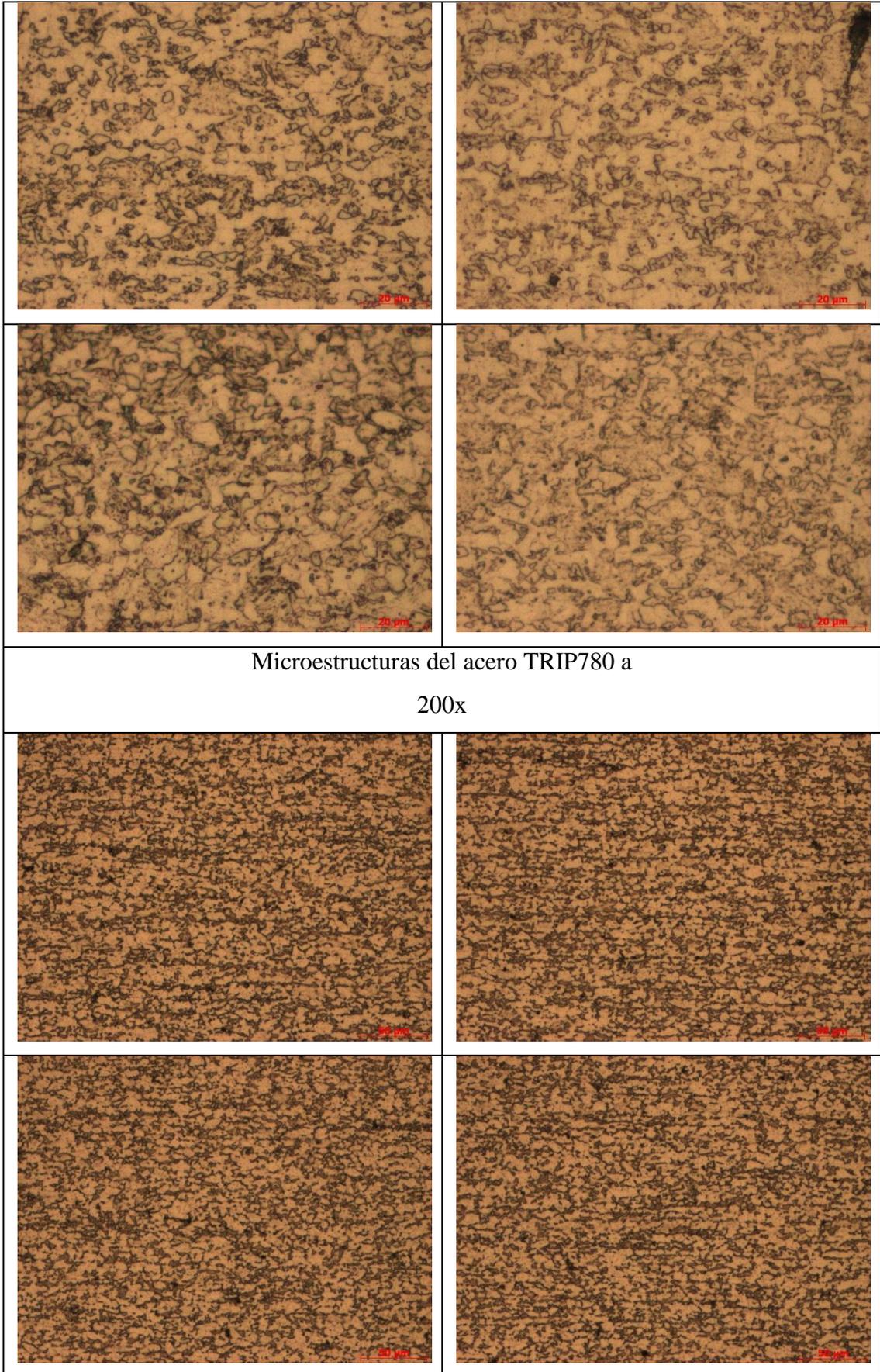
- ciclos de temperatura en el proceso de estampación en caliente; XIX Congreso Nacional de Ingeniería Mecánica, 2012.
33. Malek Naderi, Tesis doctoral, “Hot Stamping of Ultra High Strength Steel”; Iran, Nombiembre, 2007.
 34. H. L. Yi, S. Ghosh & H. K. D. H. Bhadeshia; Dual Phase Hot-Press Forming Alloy; Pohang University of Science and Technology; El sevier; Corea, 2010.
 35. H. Karbasian & A.E. Tekkaya; A review on hot stamping; Journal of Materials Processing Technology 210 2103–2118, 2010.
 36. Seminario Advanced High Strength Steels For Automotive – Basic Theory and Application, Bilbao, España, Abri 2013.
 37. ASTM, Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents of Metallic Sheet Materials, 2007.
 38. Téllez D. Tesis de Maestría FIME-UANL, Caracterización de aceros avanzados y estudio de su resistencia mecánica y conformabilidad, Noviembre 2011.
 39. Xin Wu, Hamed Bahmanpour & Ken Schmid; Characterization of mechanically sheared edges of dual phase steels; Journal of Materials Processing Technology 212 1209– 1224 Detroit, USA 2012.
 40. Zied Ktari, Zoubeir Tourki*, Habib Sidhom, Med Amene Gahbiche; On the interaction between transformation induced plasticity and the austenitic stainless steel anisotropy (AISI 304) under shear loading path; Materials and Design 32 pp. 3765–3771; Túnez, 2011.
 41. Zhongping He, Yanlin He*, Yuntao Ling, Qihao Wu, Yi Gao, Lin Li; Effect of strain rate on deformation behavior of TRIP steels; Journal of Materials Processing Technology 212 p.p. 2141– 2147; China 2012.
 42. Süleyman Gündüz; Effect of chemical composition, martensite volume fraction and tempering on tensile behaviour of dual phase steels; Materials Letters 63 2381–2383; Turquía, 2009.
 43. Gündüz S. Static strain ageing behaviour of dual phase steels. Mater Sci Eng A 2008;486/1-2:63–71.
 44. Honeycombe RWK, Bhadeshia HKDH. Steels Microstructure and Properties. 2nd ed. London: Edward; 1995.

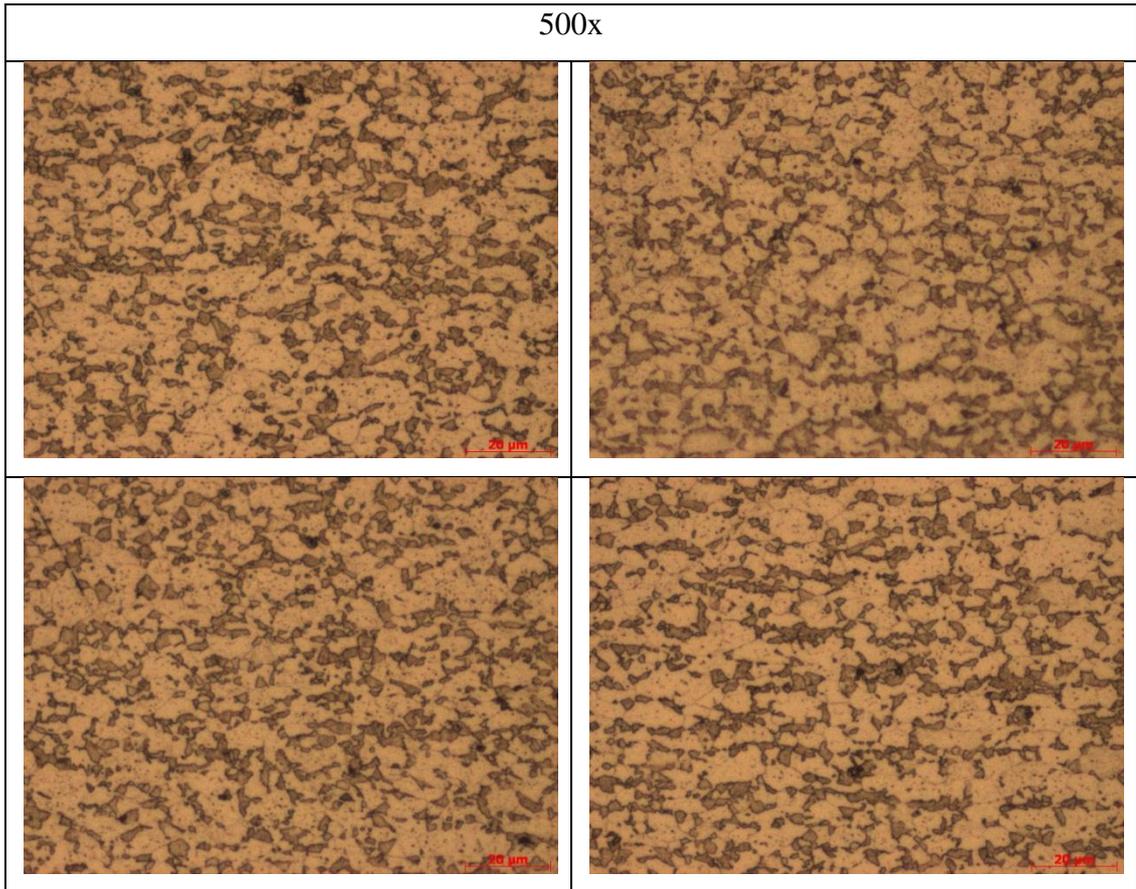
45. Baumer A, Jimenez J A, Bleck W. Effect of Temperature and Strain Rate on Strain Hardening and Deformation Mechanisms of High Manganese Austenitic Steels [J]. International Journal of Materials Research, 2010, 101(6): 705
46. Sugimoto K, Song S M, Sakaguchi J , et al. Warm Formability of Ultra High-Strength Low Alloy TRIP-Aided Sheet Steels With Bainitic Ferrite Matrix [J]. Tetsu-To-Hagane, 2005, 91 (2): 278.
47. Tamura I. Deformation-Induced Martensitic Transformation and Transformation-Induced Plasticity Steels [J]. Metal Science, 1982, 16: 245.
48. Wu D, Li Z. Effect of Thermomechanical Controlled Processing on the Microstructure and Mechanical Properties of FeCMn- Si Multiphase Steels [J]. ISIJ International, 2006, 46
49. A. Daloz, J. Besson, A. -F Gourgues-Lorenson, T. Sturel; “Effect of shear cutting on ductility of dual phase steel”

APÉNDICE A

En el apéndice A se muestran las microestructuras de los aceros TRIP780 y DP600 relacionadas a las distintas magnificaciones tomadas en cuenta para su interpretación. En un principio se tomaron micrografías a 200 y 500x. Se muestran las microestructuras en el sentido transversal de la muestra.







APÉNDICE B

En el apéndice B representan las ecuaciones y los pasos específicos para los cálculos utilizados para la interpretación de la anisotropía de los materiales. Para realizar los cálculos de la anisotropía plana (Δr) y la anisotropía normal (\bar{r}) fue necesario utilizar los valores del ancho y el espesor inicial y final de cada probeta ensayada.

Se comienza calculando la relación de ancho y espesor y para esto hay que utilizar las siguientes ecuaciones:

Relación de deformación de ancho inicial y final:

$$\varepsilon_w = \ln\left(\frac{W_0}{W_i}\right)$$

Relación de deformación de espesor inicial y final:

$$\varepsilon_t = \ln\left(\frac{t_0}{t_i}\right)$$

Ya teniendo los valores anteriores, hay que calcular la relación de deformación plástica para 0° 45° y 90° con la siguiente ecuación:

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t}$$

Finalmente se calculan los valores de anisotropía planar y anisotropía normal, se utilizan las ecuaciones:

La ecuación propuesta que define a la anisotropía normal (\bar{r}) es:

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (2.9)$$

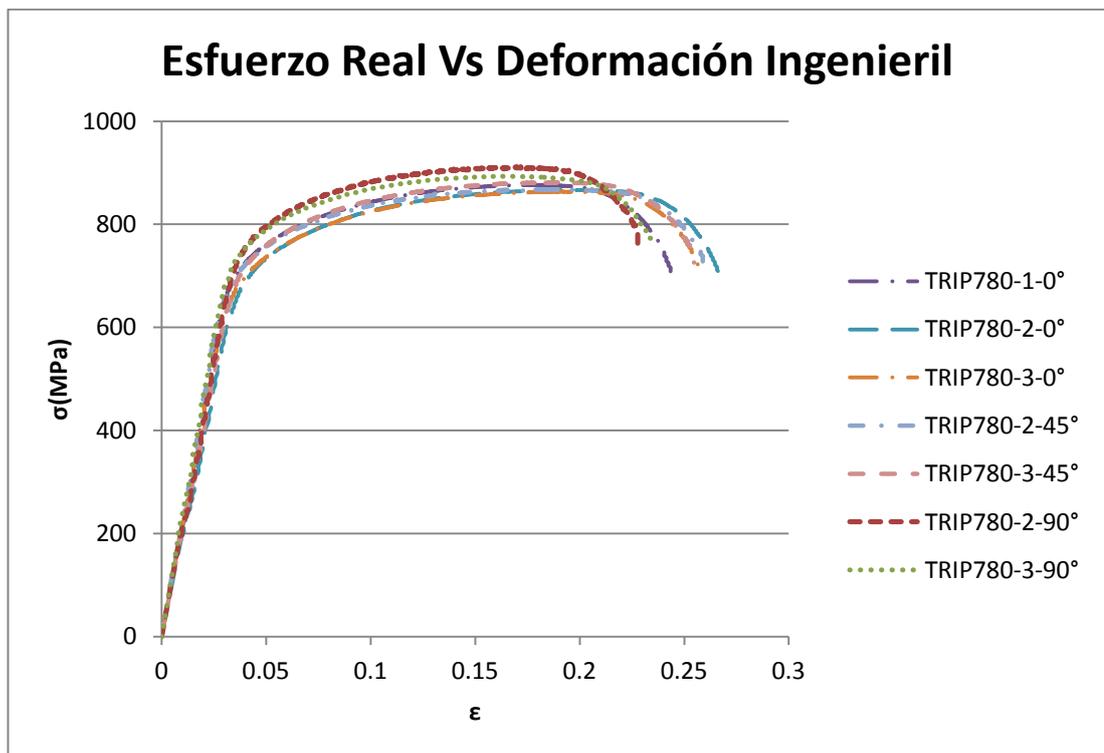
La ecuación que define la anisotropía plana (Δr) es:

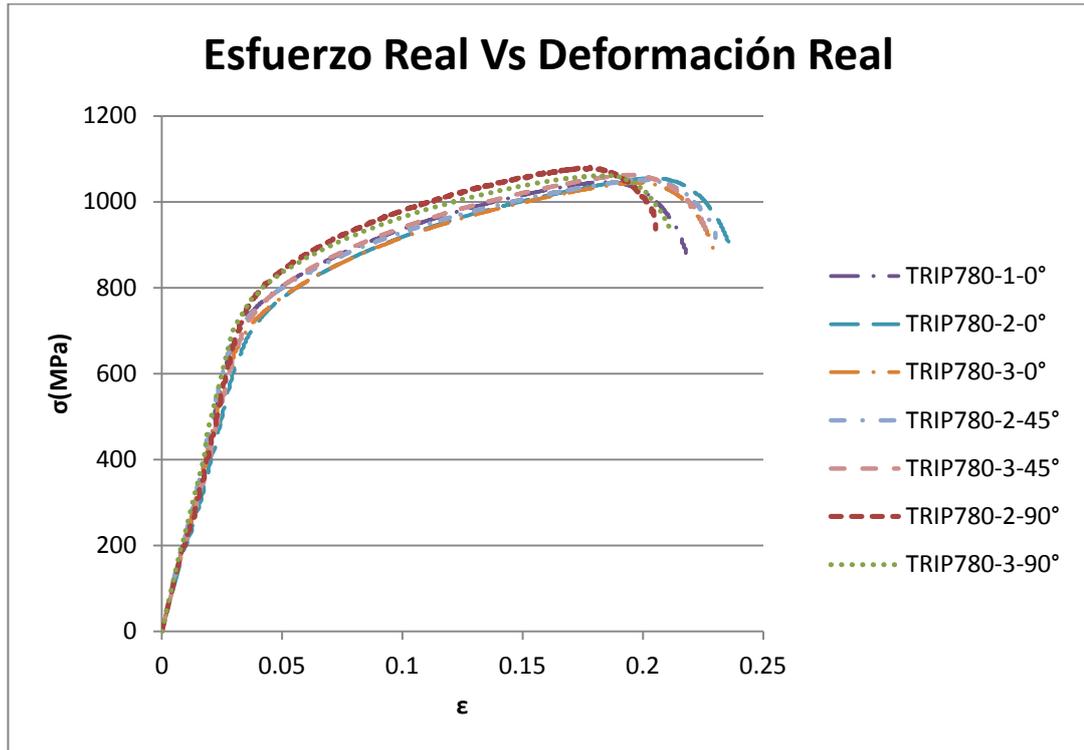
$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2}$$

APÉNDICE C

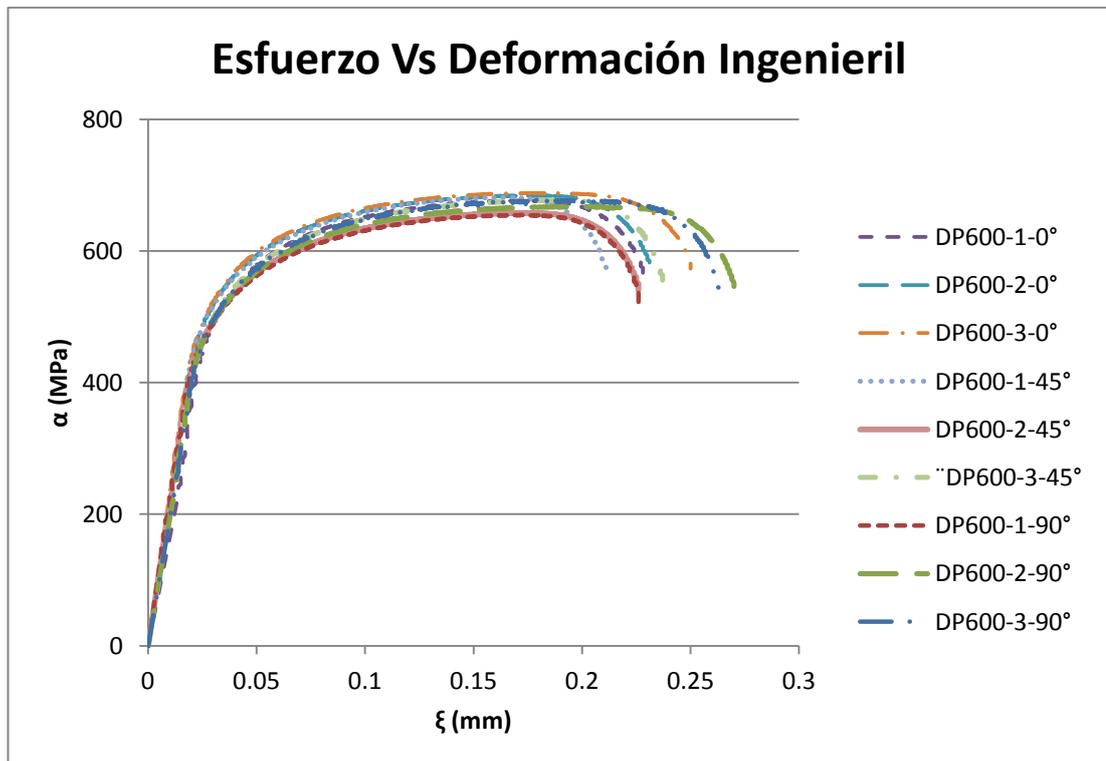
En el apéndice A se muestran los gráficos esfuerzo deformación real e ingenieril de los aceros TRIP780 y DP600 a temperatura ambiente en tres direcciones de orientación con respecto a la dirección de rolado. Igualmente, se muestran los tres ensayos tomados en cada dirección.

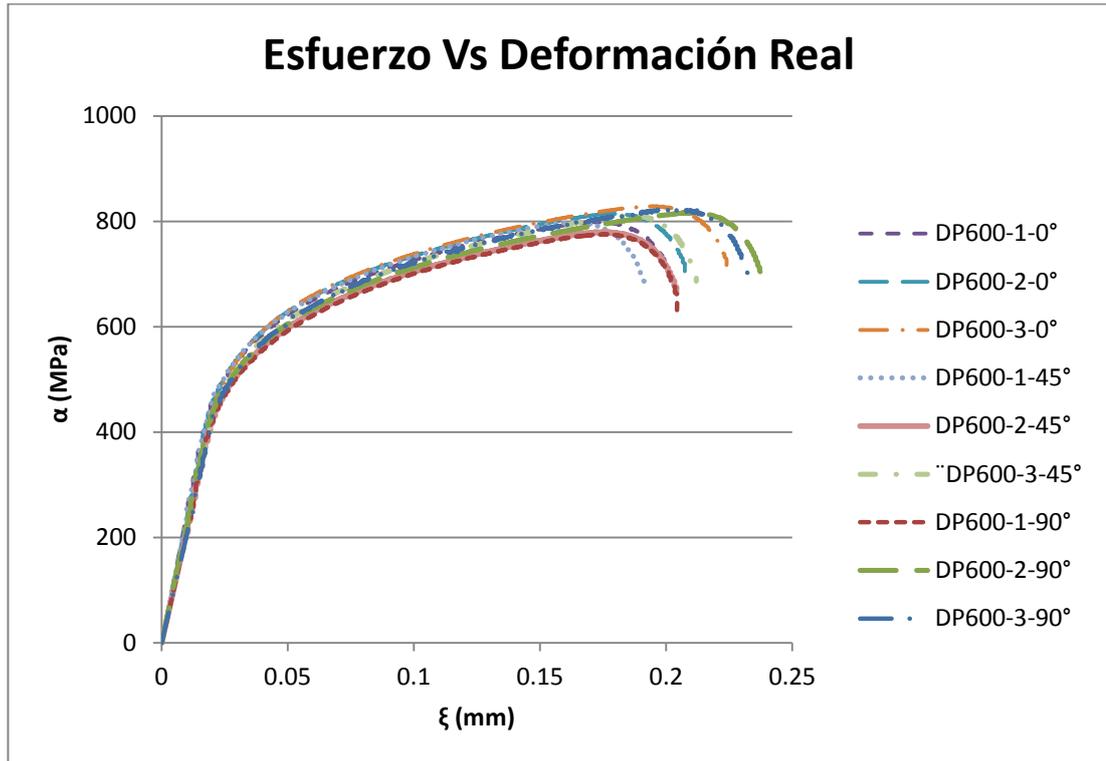
Gráficos ingenieriles a 0°, 45° y 90° respectivamente, de acuerdo a la dirección de orientación del acero TRIP780. La velocidad de deformación fue de 0.0833 s^{-1} .



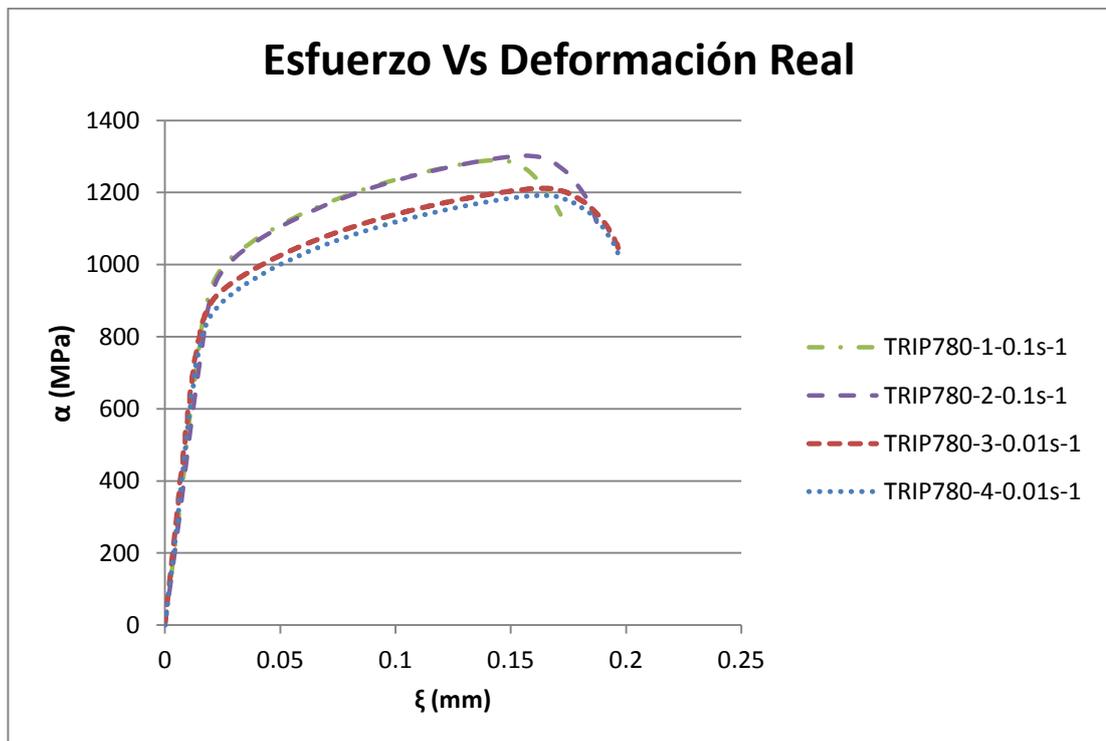


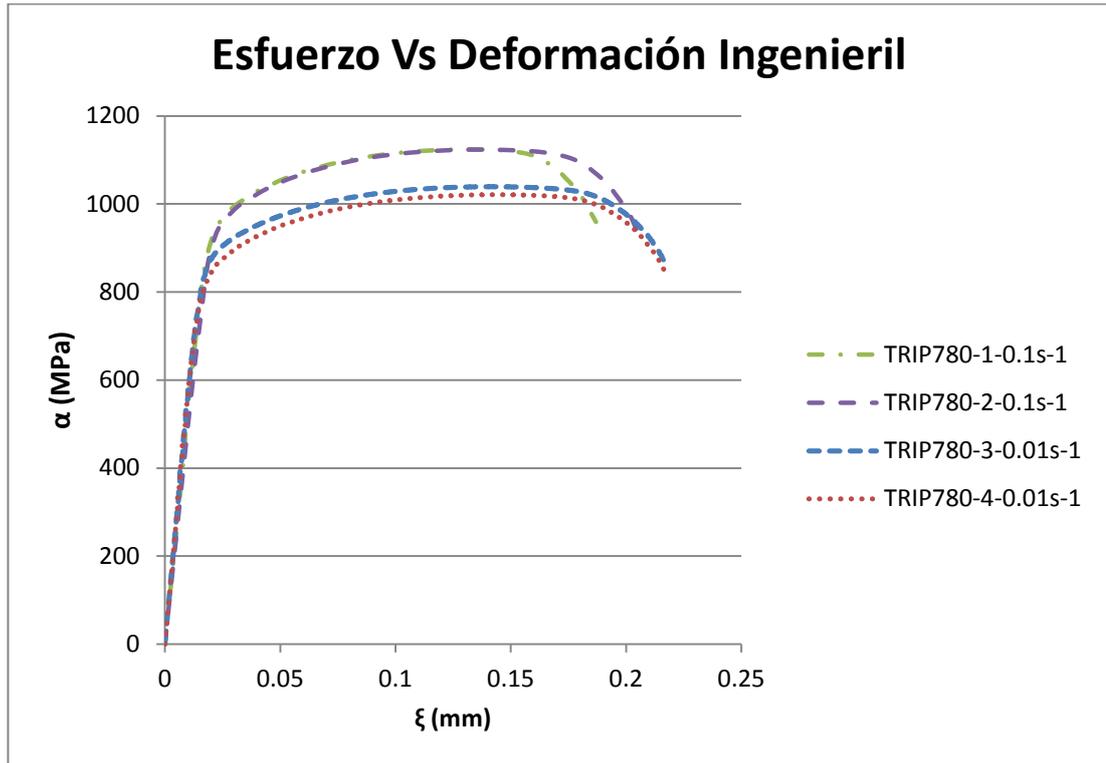
Gráficos ingenieriles a 0°, 45° y 90° respectivamente, de acuerdo a la dirección de orientación del acero DP600. La velocidad de deformación fue de 0.0833 s^{-1} .



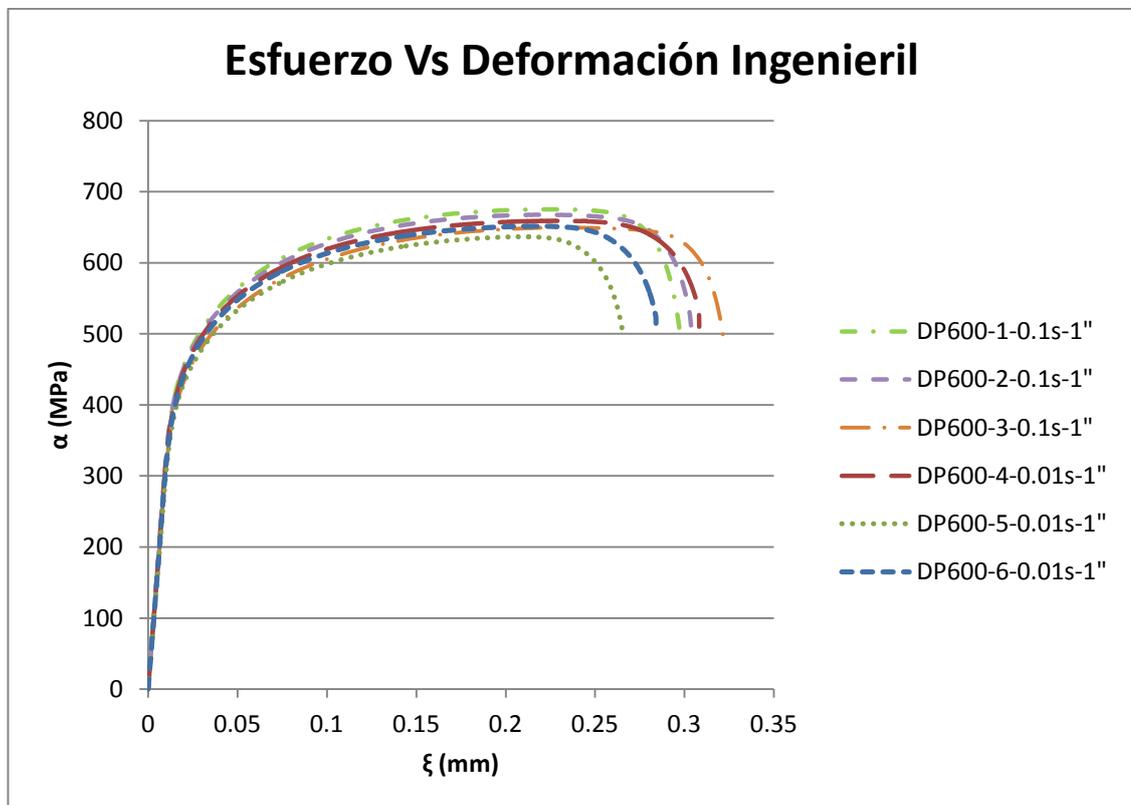


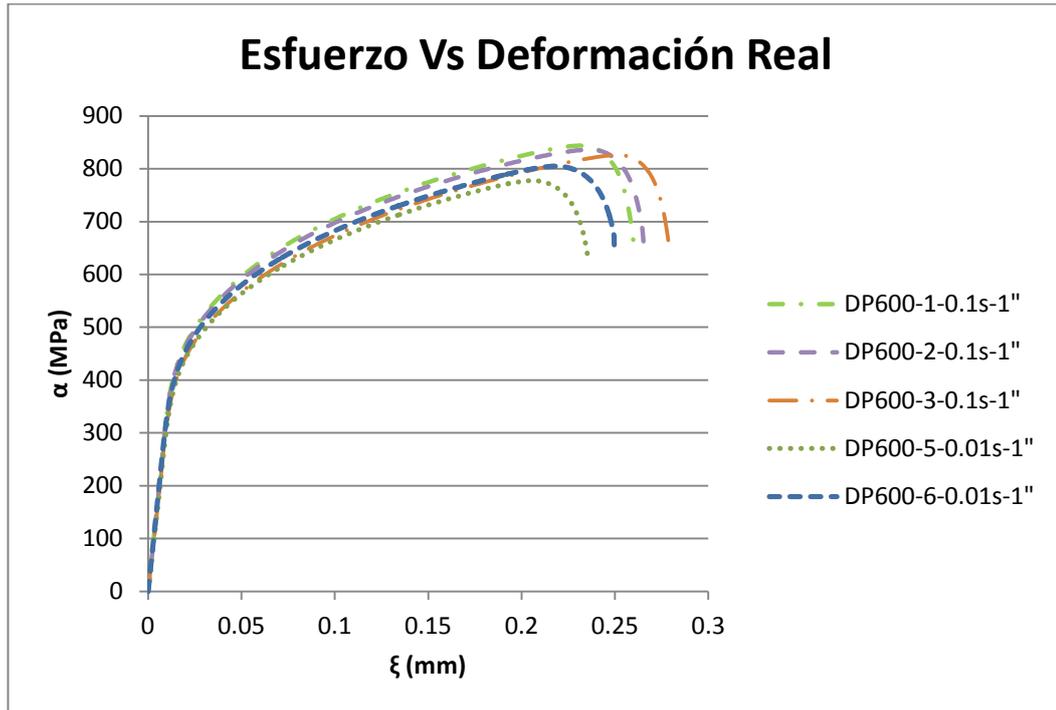
En las gráficas siguientes se muestran las curvas esfuerzo deformación Reales e Ingenieriles de los ensayos TRIP780 a la velocidad de $0.1s^{-1}$ y $0.01s^{-1}$.





En las gráficas siguientes se muestran las curvas esfuerzo deformación Reales e Ingenieriles de los ensayos DP600 a la velocidad de $0.1s^{-1}$ y $0.01s^{-1}$.

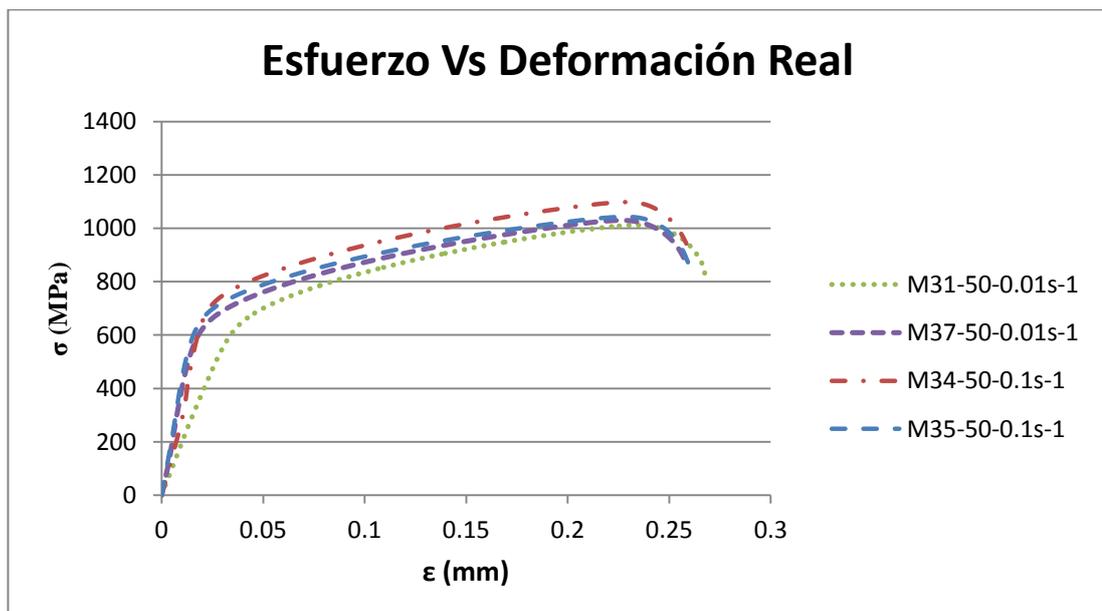
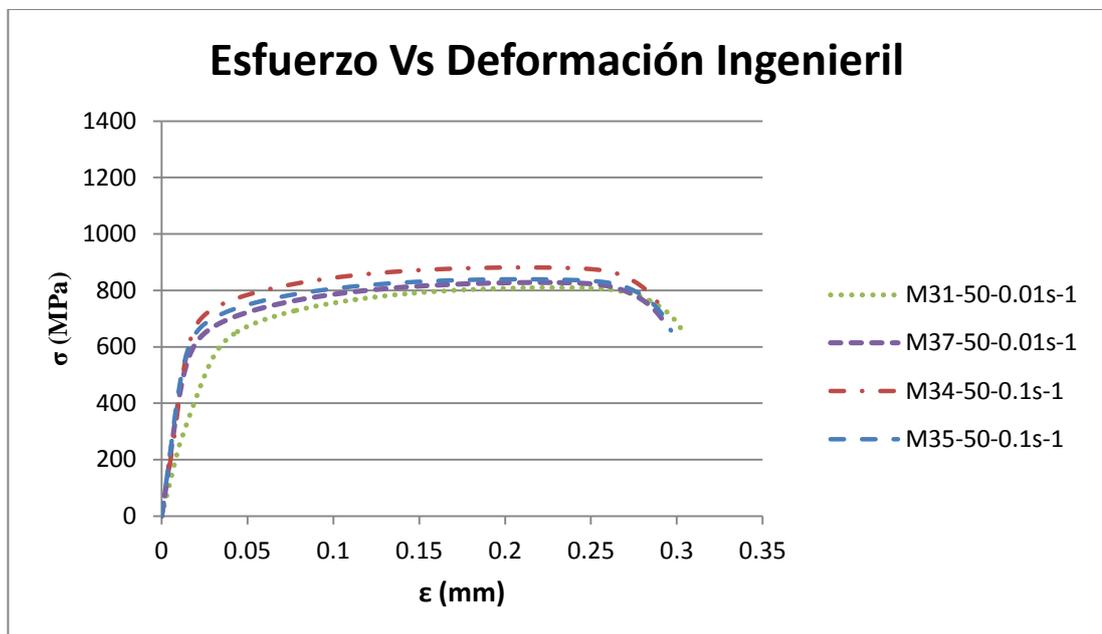




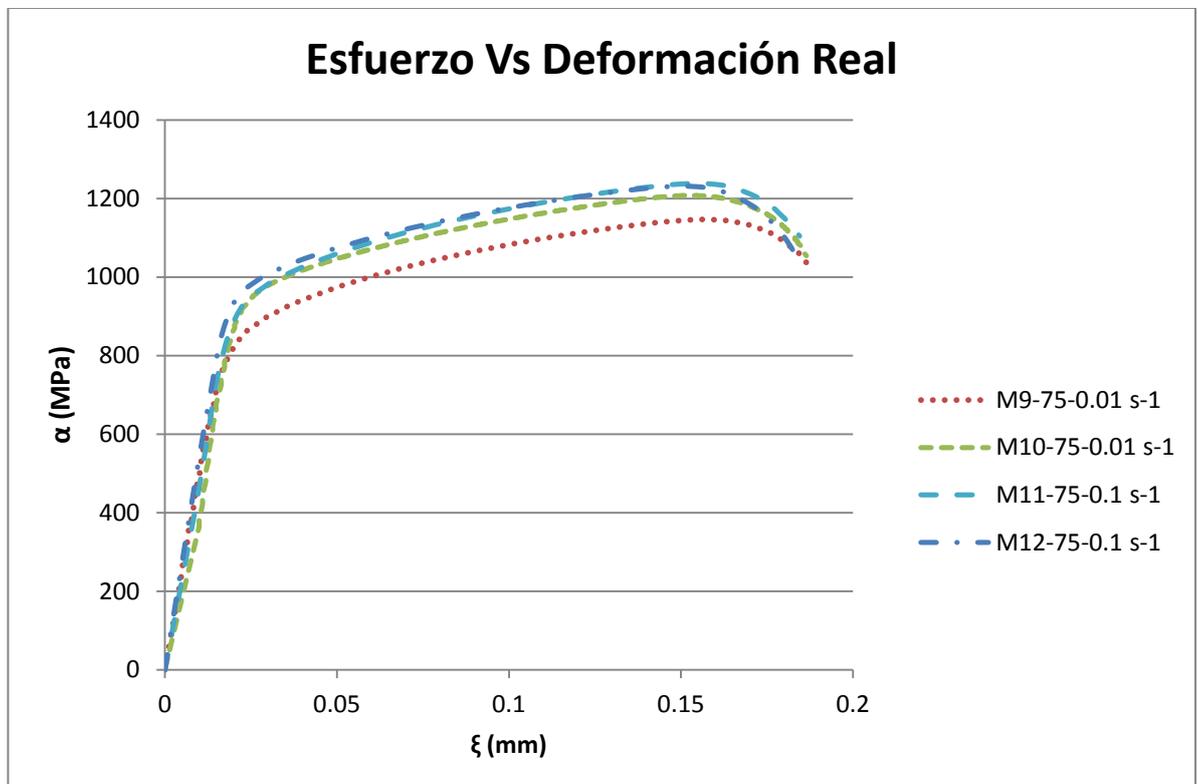
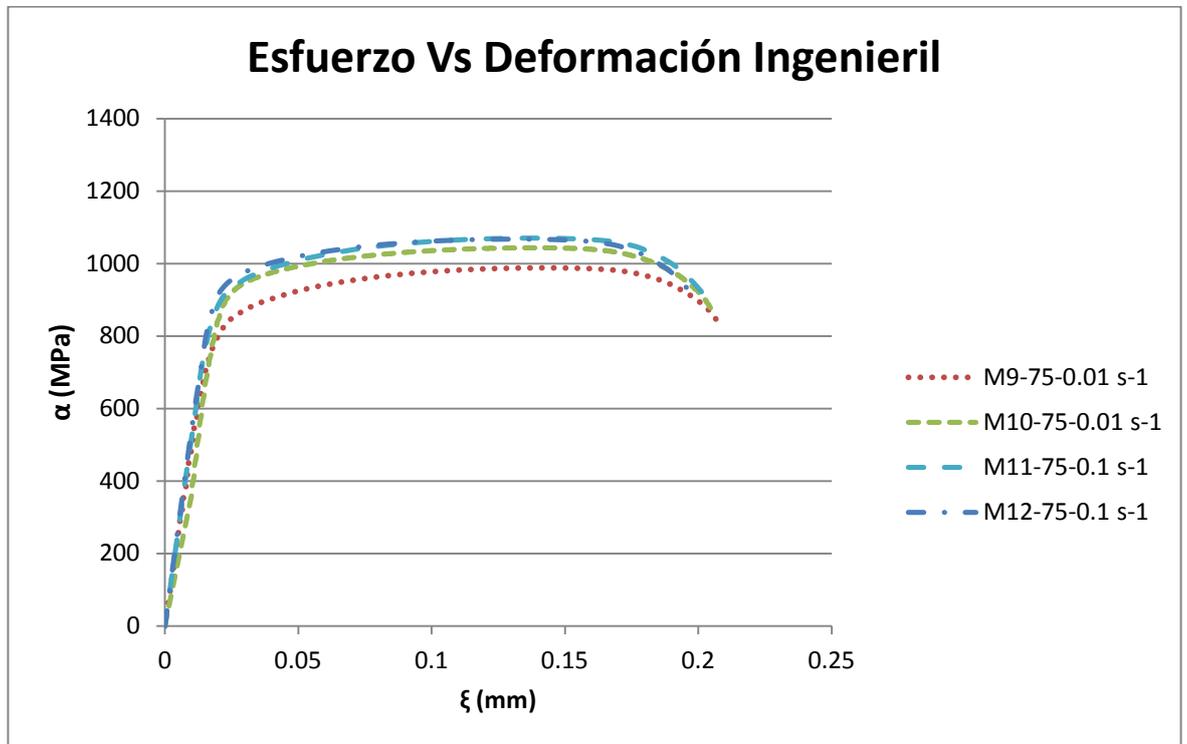
APÉNDICE D

En el apéndice B se muestran los gráficos esfuerzo deformación real e ingenieril de los aceros TRIP780 y DP600 a diferentes temperatura en la direcciones a 0° con respecto a la dirección de rolado. Igualmente, se muestran los tres ensayos tomados en cada dirección.

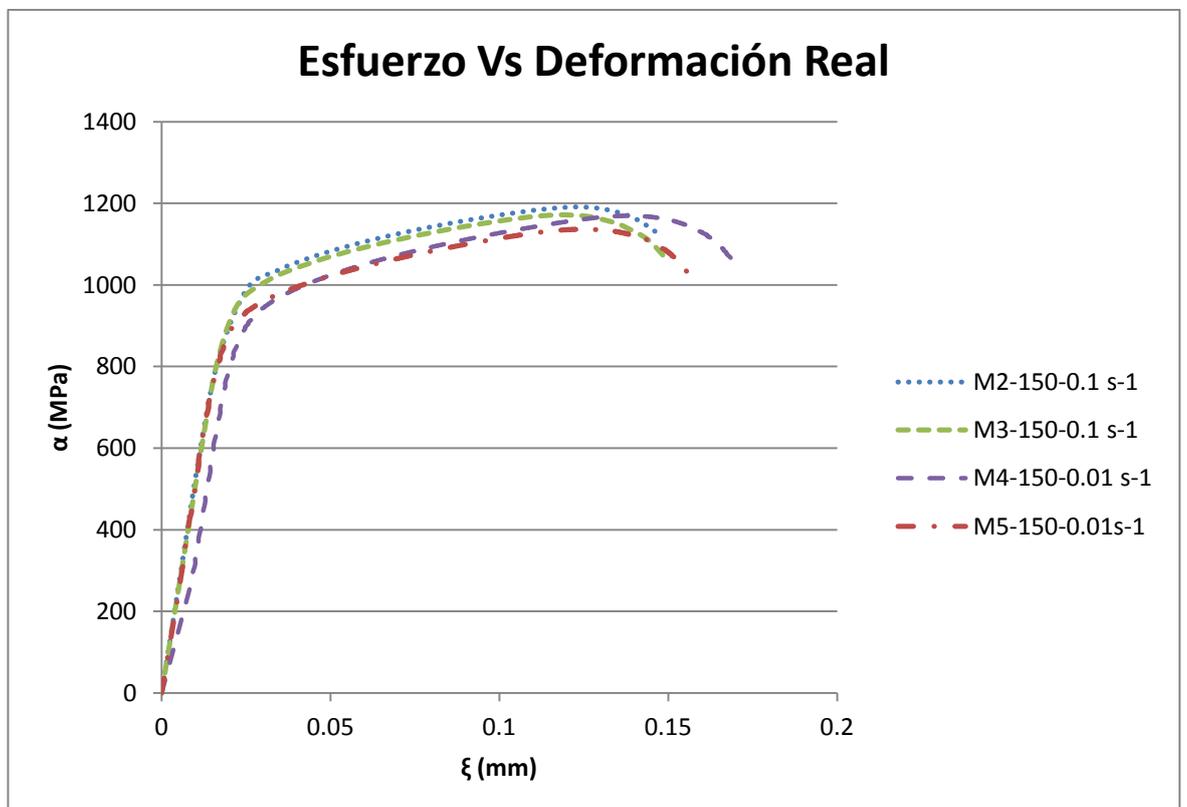
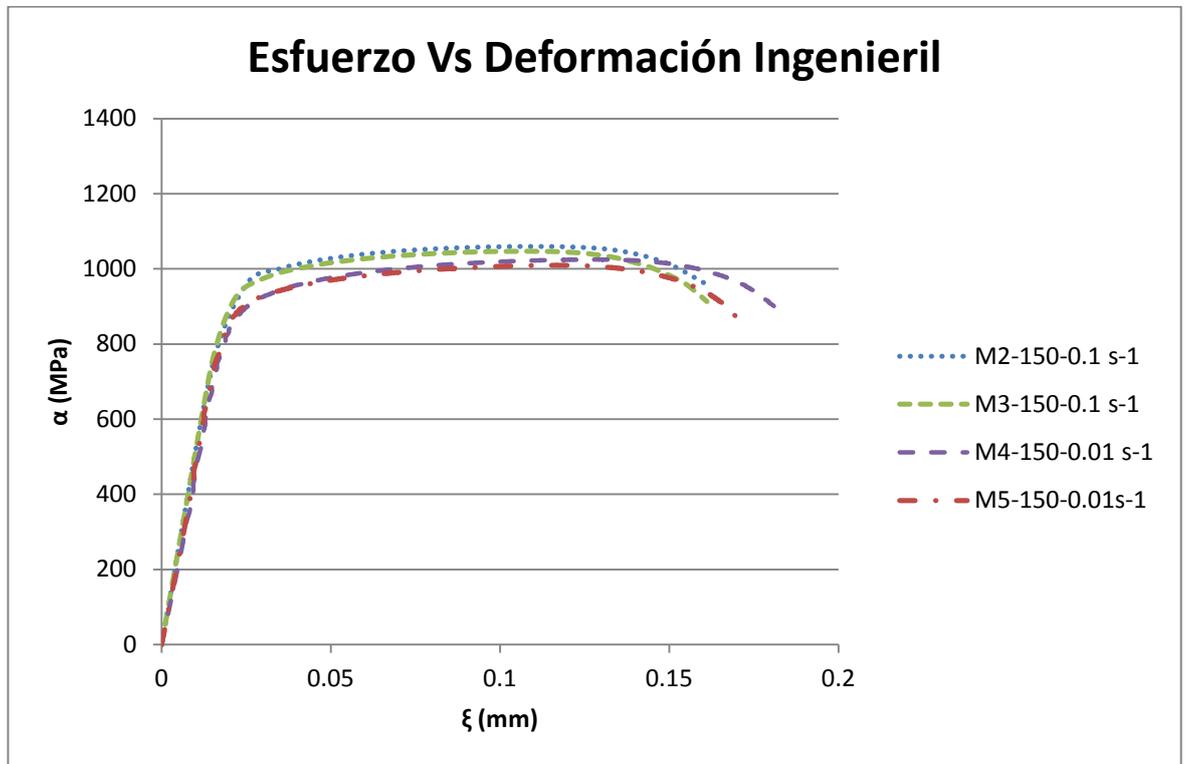
Gráficos ingenieriles a 0° de acuerdo a la dirección de rolado del acero TRIP780 y a las velocidades de deformación de 0.01 s⁻¹ y 0.1 s⁻¹. A la temperatura de 50 °C.



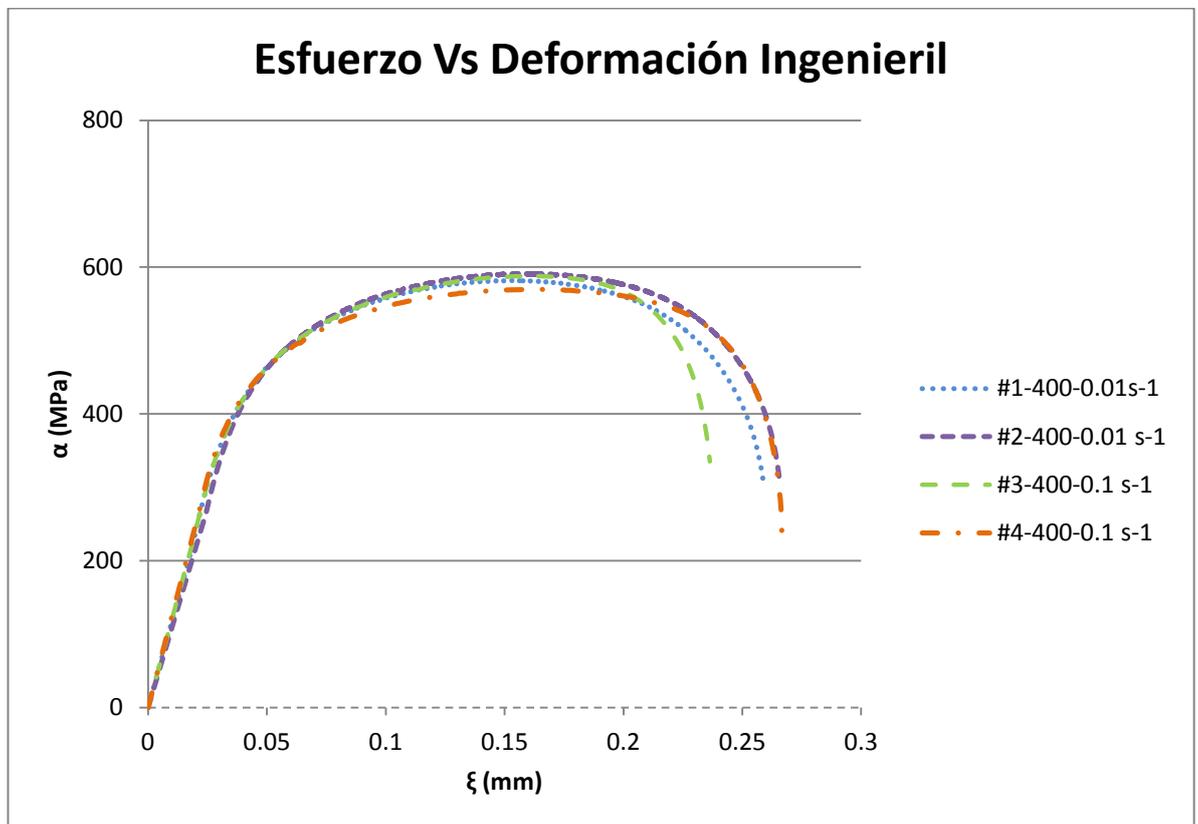
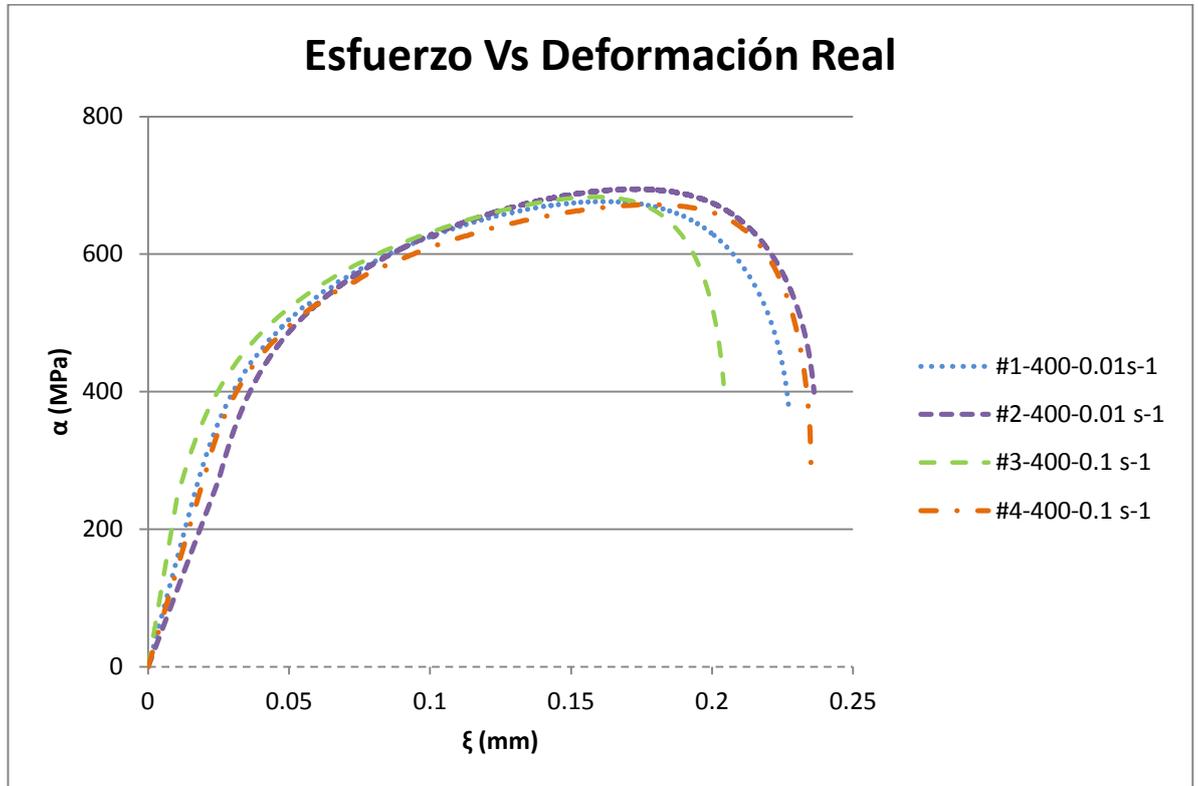
Gráficos ingenieriles a 0° de acuerdo a la dirección de rolado del acero TRIP780 y a las velocidades de deformación de 0.01 s⁻¹ y 0.1 s⁻¹. A la temperatura de 75 °C.



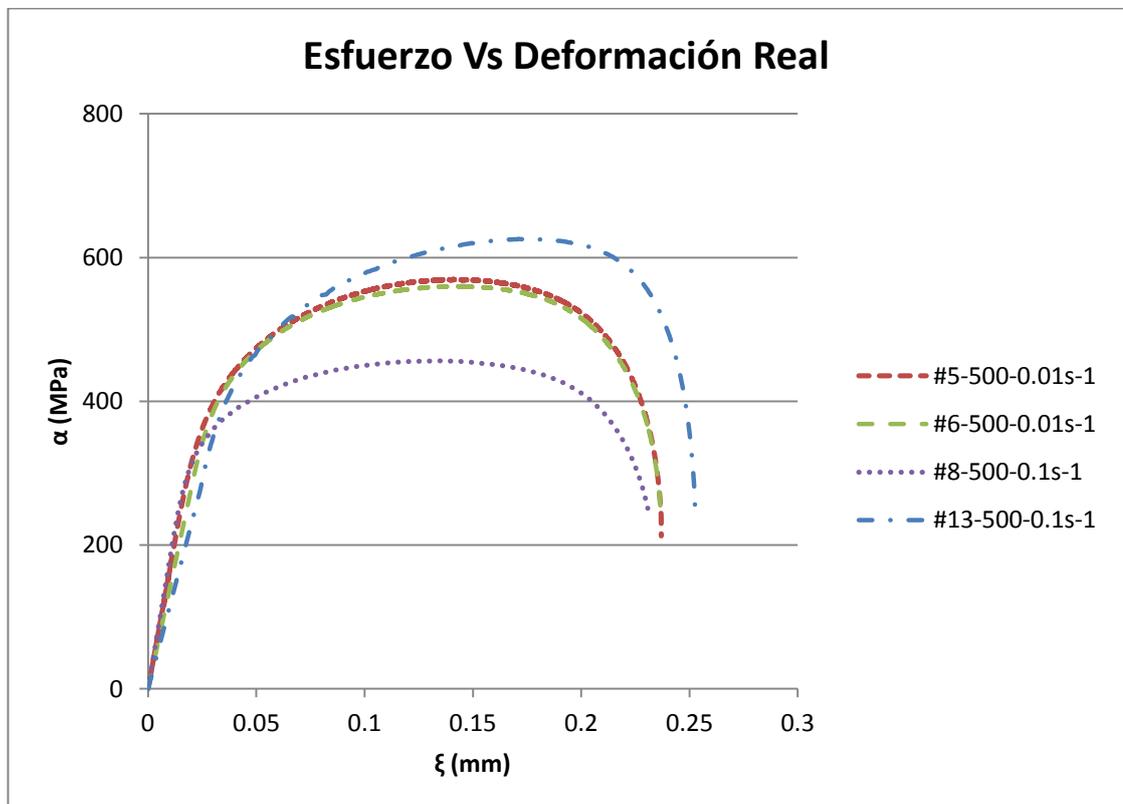
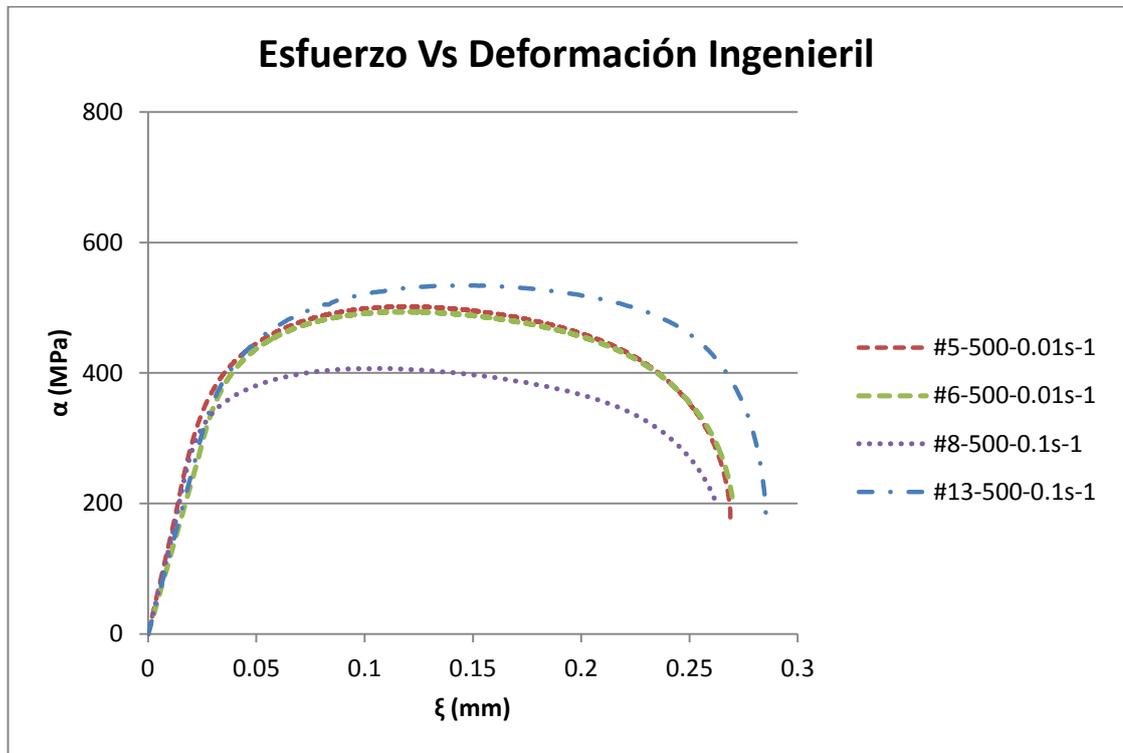
Gráficos ingenieriles a 0° de acuerdo a la dirección de rolado del acero TRIP780 y a las velocidades de deformación de 0.01 s⁻¹ y 0.1 s⁻¹. A la temperatura de 150 °C.



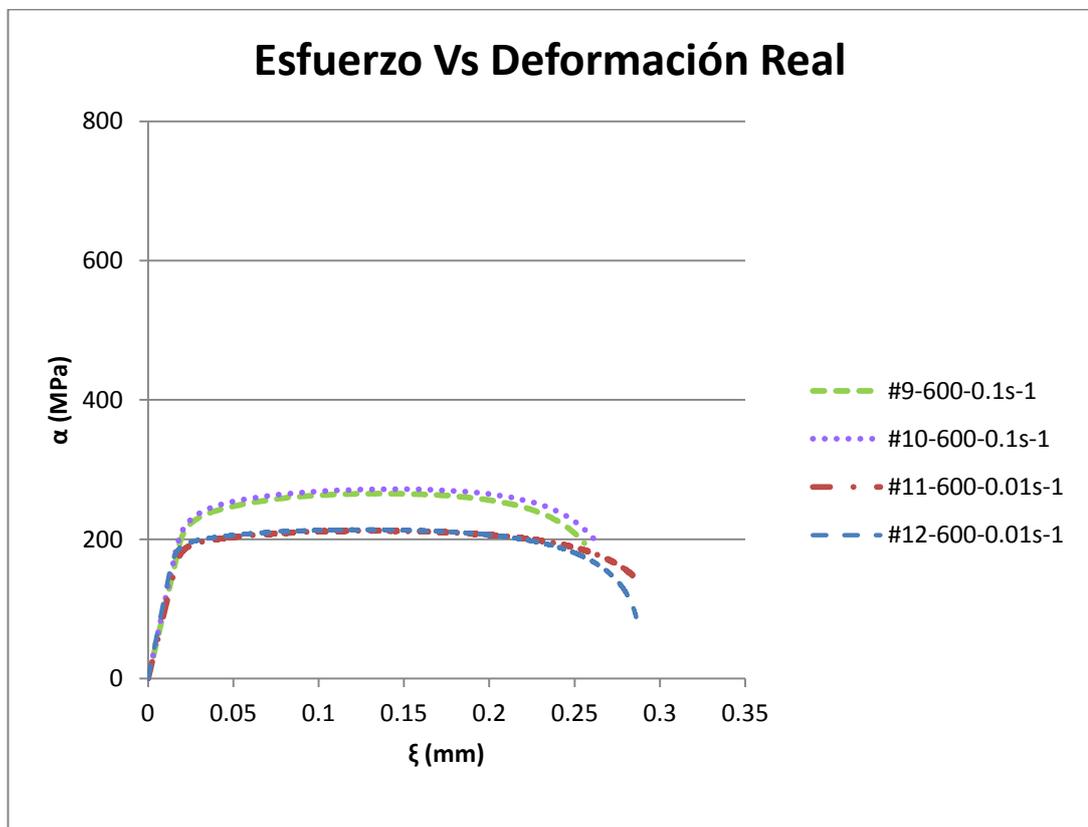
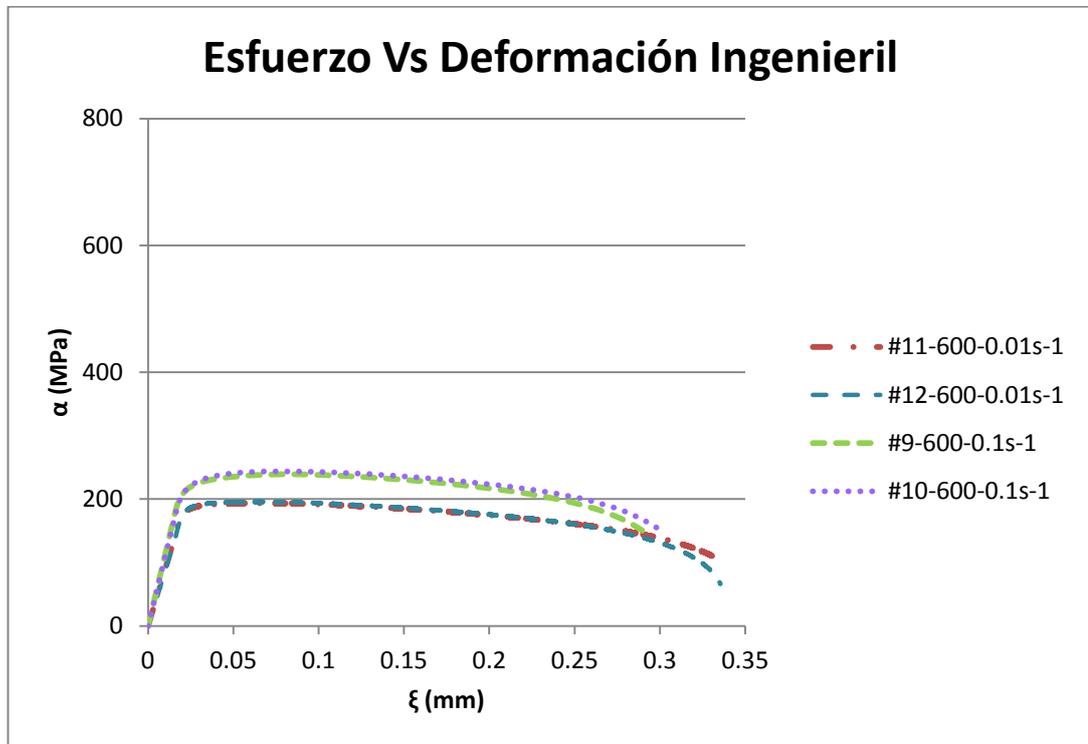
Gráficos ingenieriles a 0° de acuerdo a la dirección de rolado del acero DP600 y a las velocidades de deformación de 0.01 s^{-1} y 0.1 s^{-1} . A la temperatura de $400 \text{ }^\circ\text{C}$.



Gráficos ingenieriles a 0° de acuerdo a la dirección de rolado del acero DP600 y a las velocidades de deformación de 0.01 s^{-1} y 0.1 s^{-1} . A la temperatura de $500 \text{ }^\circ\text{C}$.



Gráficos ingenieriles a 0° de acuerdo a la dirección de rolado del acero DP600 y a las velocidades de deformación de 0.01 s⁻¹ y 0.1 s⁻¹. A la temperatura de 600 °C.



APÉNDICE E

En el apéndice E se compara el panorama de la industria automotriz entre Estados Unidos (USA), Europa y México. Con el fin de explicar y estar enterados de la demanda de los AHSS mundialmente.

COMPARACIÓN DE LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ ENTRE LA UNIÓN EUROPEA, MÉXICO Y USA: EL USO DE LOS ACEROS AHSS EN EL RAMO

Panorama mundial

Después de una fuerte recuperación en el primer semestre de 2010, la economía mundial se desaceleró en la segunda mitad del año. Una desaceleración esperada se observó en el tercer trimestre. La actividad repuntó en el cuarto trimestre, especialmente en los mercados emergentes y EE.UU que ayudó a apoyar las exportaciones de la UE junto con una exportación en curso impulsada por el rebote industrial. Una reactivación de la demanda interna contribuyó a la evolución positiva del crecimiento económico, que sigue siendo sin embargo gradual y desigual en los Estados miembros de la Unión Europea. Mientras que Alemania está liderando la recuperación, otros países todavía tienen que enfrentar considerables ajustes retos debido a los desequilibrios macroeconómicos y estructurales internos acumulados antes de la crisis.

Durante todo el año 2010, el PIB aumentó un 1,7% en la zona euro y un 1,8% en la UE-27. Las previsiones de crecimiento para 2011 se revisaron al alza en febrero de 2011 las previsiones intermedias de la Comisión, en el 1,6% en la zona euro y un 1,8% en la UE-27, con el apoyo de un poco mejores perspectivas de la economía mundial y por la mejora de la confianza [1].

La compañía de seguros de riesgos Coface, estimó en su momento que la recuperación en la producción de la industria automotriz mundial se tendría a partir del año 2012, valores que se tenían antes de la crisis económica. Ha considerado la recuperación del 9% en la producción de automotores, con 59.3 millones de

unidades. Por otro lado, el dinamismo industrial y el auge productivo pueden llevar a mover en una forma más marcada entre los países avanzados como China, India, Brasil y México [2].

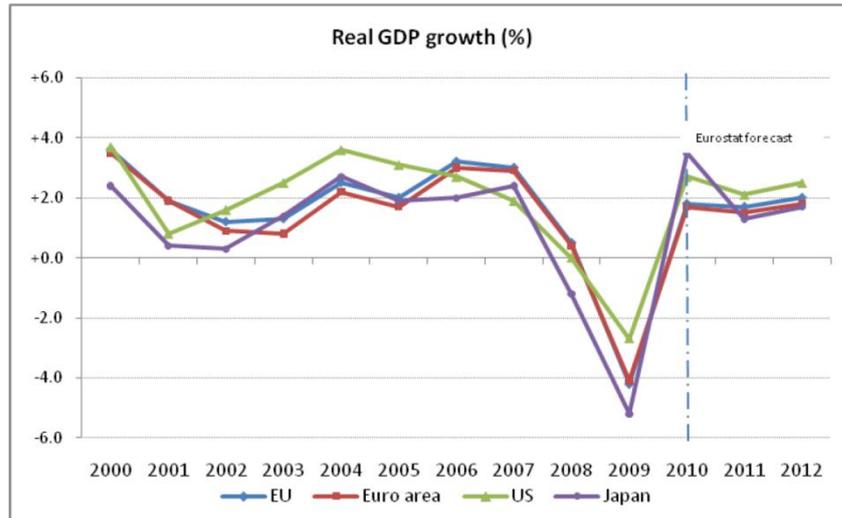


Figura 1. Grafico en porcentaje de la variación en producción de automóviles mundialmente.

La figura 1 nos muestra datos actuales de la industria automotriz, donde nos muestra un crecimiento real durante el año 2010, mas sin embargo se vino a la baja en el 2011, tomando nuevamente una recuperación.

La producción de automóviles mundial durante el 2012 fue de 84, 141,209 vehículos, más del 5.3% que el año anterior. América contribuyo en gran medida en la cifra de la producción de automóviles, en especial Estados Unidos con un crecimiento del 19.3% con una producción arriba de los 10 millones de unidades. Asia nuevamente se convierte en el mayor productor mundial de vehículos con Japón en un crecimiento del 18.4% y China del 4.6%. Por primera vez, la India y Rusia superan los 4 millones de unidades, donde esta última tuvo un alza del 12.1% [3].

Una proyección del crecimiento industrial automotriz de vehículos ligeros hacia el año 2016 se muestra en la siguiente estadística (figura 2) [4]. Sin embargo, esta proyección puede quedar obsoleta con los nuevos incrementos de otros países, como es el caso del ahora crecimiento de Estados Unidos en América y/o el continente

Asiático, dejando por detrás a Europa; esta modificación viene muy de la mano con la recuperación de la crisis a la que se enfrentan países de la Unión Europea.

Pronostico de Producción Mundial de Vehículos Ligeros a 2016
(Miles de Unidades)

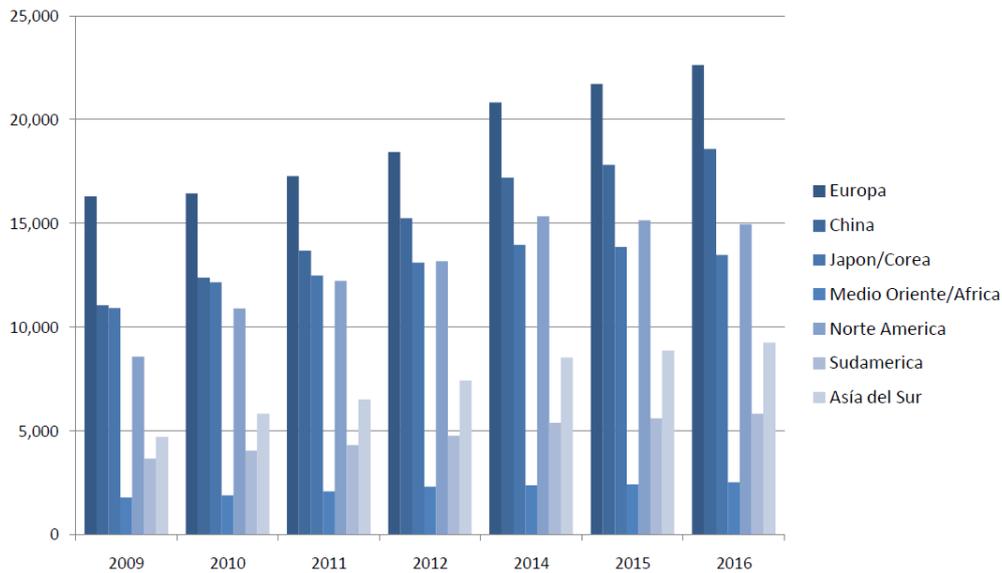


Figura 2. Pronostico mundial del crecimiento de vehículos ligeros hasta el 2016.

Industria Automotriz en la Unión Europea

Durante el año 2012 la fabricación de vehículos en la unión europea ha decrecido un 7.3% con solo 16.2 millones de vehículos producidos, según el reporte de la ANFAC 2012 [9]. De igual manera menciona que “el contexto económico europeo y mundial ha influido negativamente en los datos de fabricación de la Unión Europea, donde España volvió a ocupar la segunda posición detrás de Alemania”. Sin embargo, hay que descartar el acierto positivo que el Reino Unido aportando un crecimiento del 7.7 % dentro de la fabricación [3].

La figura 3 nos muestra la producción de automóviles dentro de los países europeos y nos da una comparativa entre los últimos dos años, donde por supuesto durante el año 2011 se tenía un crecimiento en comparación con el año 2012.

Producción de vehículos por país y tipo
Motor vehicle production by country and type

Pais/Country	2011	2012	%11/12
Austria / <i>Austria</i>	152.505	143.060	-6,2%
Bélgica / <i>Belgium</i>	595.084	541.874	-8,9%
Finlandia / <i>Finland</i>	2.540	2.900	+14,2%
Francia (turismos y comerciales ligeros) / <i>France (Cars and LCV)</i>	2.242.928	1.967.765	-12,3%
Alemania (turismos y comerciales ligeros) / <i>Germany (Cars and LCV) (1)</i>	6.146.953	5.649.269	-8,1%
Italia / <i>Italy</i>	790.348	671.768	-15,0%
Países Bajos / <i>Netherlands</i>	73.151	57.462	-21,4%
Portugal / <i>Portugal</i>	192.242	163.561	-14,9%
España / <i>Spain</i>	2.373.329	1.979.179	-16,6%
Suecia (solo turismos) / <i>Sweden (Cars Only) (2)</i>	188.969	162.814	-13,8%
Reino Unido / <i>United Kingdom</i>	1.463.999	1.576.945	+7,7%
Unión Europea 15 países / <i>European Union 15 countries</i>	14.121.631	12.827.181	-9,2%
República Checa / <i>Czech Republic</i>	1.199.845	1.178.938	-1,7%
Hungría / <i>Hungary</i>	213.531	217.840	+2,0%
Polonia / <i>Poland</i>	838.133	647.803	-22,7%
Rumania / <i>Romania</i>	335.232	337.765	+0,8%
Eslovaquia / <i>Slovakia</i>	639.763	900.000	+40,7%
Eslovenia / <i>Slovenia</i>	174.119	130.949	-24,8%
Unión Europea 27 países / <i>European Union 27 countries</i>	17.522.254	16.240.476	-7,3%

Figura 3. Producción de vehículos en la EU.

En las siguientes figuras 4 y 5 se muestra las estadísticas importación y exportaciones de la European Automobile manufacturers Association (ACEA) en la Unión Europea dentro del ramo de automóviles de pasajeros en el año 2011 [5].

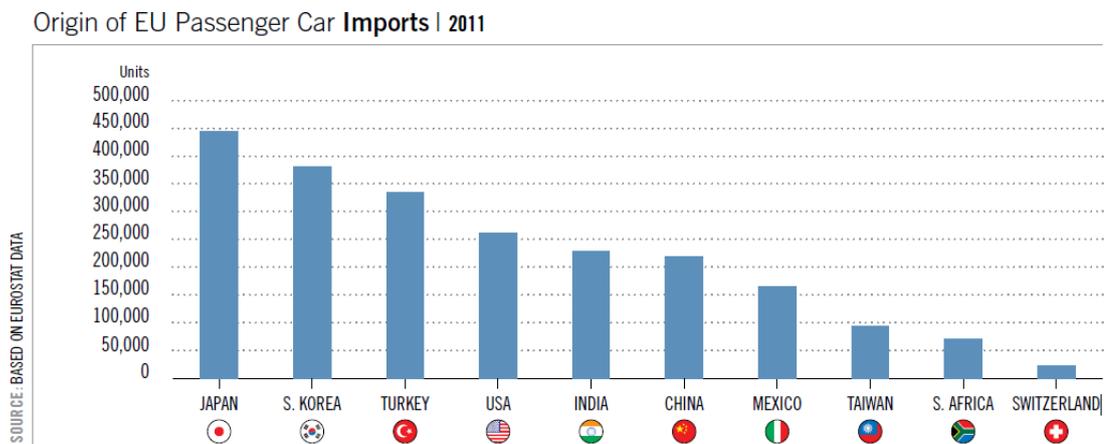


Figura 4. Estadística de Importación en la Unión Europea.

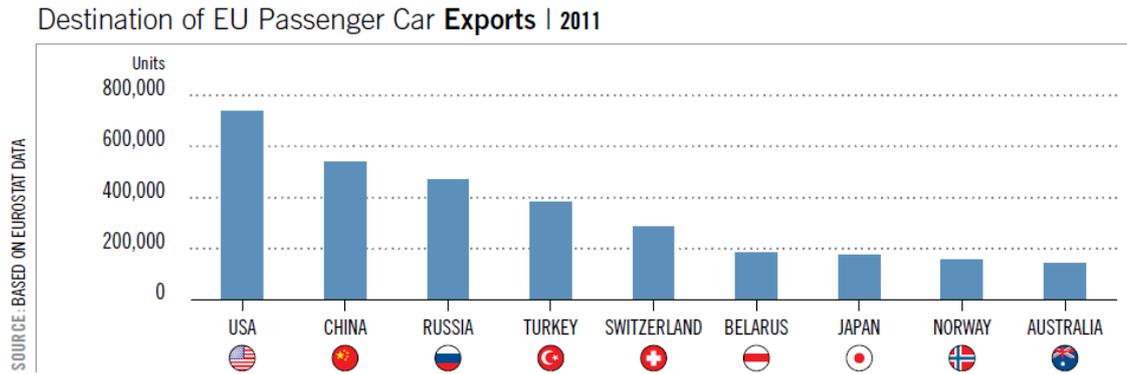


Figura 5. Estadística de exportación en la Unión Europea.

El periódico El Economista menciona en un reporte relacionado con la crisis de este tiempo que la firma de mercado LMC Automotive estimó para este año 2013 una caída del 3.1% en las ventas de Europa Occidental a 11.4 millones de vehículos, comparando estos números con los de años anteriores que fueron de 12.8 millones y 13 millones en el 2011 y 2010 respectivamente [6]. Estas estadísticas nos dan a entender que existe una ligera recuperación en el mercado automotriz dentro del año 2013 y si los países en crisis mantienen su economía, la tendencia podrá ir en aumento.

Industria Automotriz en México

La creciente demanda de automóviles ha repercutido en un incremento en la manufactura de la fabricación de autos. En México no se ha quedado atrás en este incremento, pues después de la crisis del 2008-2009, México ha tomado gran crecimiento en producción y los especialistas así como las estadísticas apuntan a un mayor crecimiento para el año 2015.

Dado al tratado de libre comercio entre las Américas y por la cercanía que se tiene con Estados Unidos, éste es el principal destino de importación de vehículos mexicanos, teniendo un porcentaje del 71.3 % total (Febrero 2010). Hay que valorar lo que pasa en la economía estadounidense ya que como ya se planteó, se tiene una

estrecha relación con la industria automotriz mexicana, siendo determinante por lo menos un 71.3% [2].

Dentro del Reporte del Mexican Automotive, estiman que en México, la producción no se verá recuperada sino hasta el 2012, donde hasta este año se podrá alcanzar la sobreproducción que se tenía en el 2009 con 6 millones de automóviles antes de la crisis.

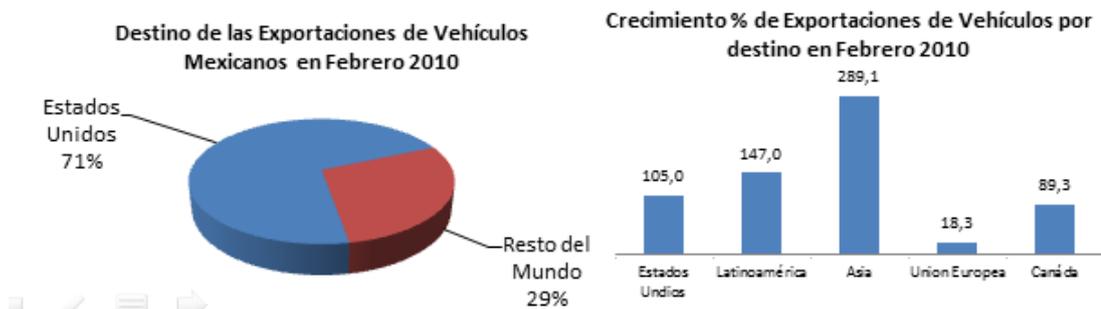


Figura 6. Fuente: CLAUT Automotriz, 2010.

El folleto automotriz de ProMéxico de Inversión y Comercio, revela que el país mexicano se ubica entre los primeros diez productores de automóviles, camiones, partes y componentes del mundo. Las exportaciones mexicanas de automóvil se incrementaron en un 3 % durante el 2008, en comparación con el año anterior. En México se han establecido miles de empresas de autopartes, por ello que 8 de las 10 armadoras líderes en autos en el mundo han incorporado su producción en este país [7].

El que se tenga una mayor producción en México se debe a varios factores como lo es: a) Los bajos costos de producción, b) La competitividad, c) La mano de obra calificada y d) un gran mercado interno. Varios estudios de competitividad [8, 9, 10] mencionan que México es el país número 1 para la fabricación de autopartes y confirma la competitividad del mismo:



Figura 7. Fuente: CLAUT Automotriz, 2010.

De acuerdo con el estudio “Offshoring – Onshore: Exploring México’s Manufacturing Advantages” [11], la brecha de productividad entre Estados Unidos y México, en cuestión de autos ensamblados por hora se ha minimizado de un 15 % en 2005 al 8% en 2007. Al proveer esta alta productividad, la planta Toyota en Tijuana fue ganadora del premio “JD Power Gold Plant Quality Award” [7]. Otro grande de la industria automotriz, AUDI comenzó este año 2013 la construcción de la nueva planta con lo mejor en tecnología de punta. Esta nueva planta estará ubicada en Puebla, México quedando lista para comenzar producciones en el segundo semestre del año 2016.

Operación-productividad

La brecha en las diferencias productivas entre México y Estados Unidos se ha reducido

Productividad por país
Horas por vehículo

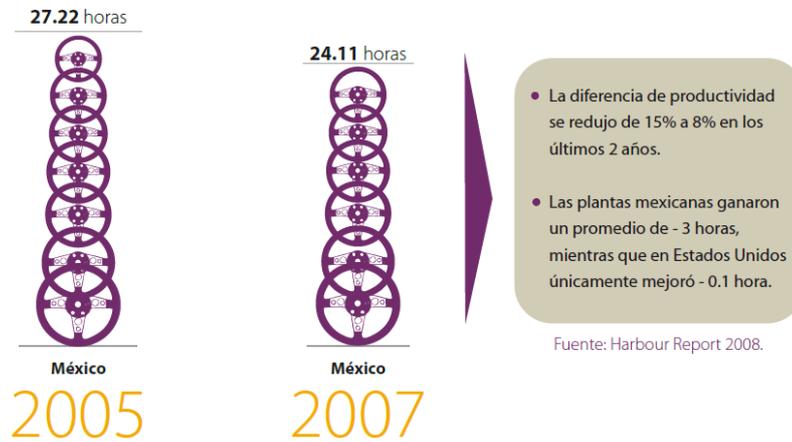


Figura 8. Fuente: CLAUT Automotriz, 2010.

En México existe una excelente mano de obra que se respalda con una población económicamente activa, se prevé que en 30 años se tendrá alrededor de 69 millones de personas; México cuenta con 750 mil estudiantes en el ramo de la ingeniería y tecnología y existe más de 900 programas de posgrados relacionados con ingeniería y tecnología en universidades mexicanas. Los ingenieros y técnicos de México están capacitados en las demandas que la industria les enfrente.

Las empresas de autopartes de distintos países como lo son de Norteamérica, Europa y Asia, han garantizado la facilidad de producir en armadoras en México. 100 de las empresas más importantes mundialmente se encuentran en este país, se destacan Denso, Bridgestone/Firestone, Johnson Controls, Michelin, Aisin Seiki, Goodyear, Lear, ThyssenKrupp, Faurecia, Siemens, San Luis Rassini, Metalsa y Brembo.

Como se muestra en la siguiente estadística, México es generador de vehículos automotores para el transporte de carga en general y de personas, así como el fabricar partes y componentes, en el giro de este mercado. En México existen 8 empresas productoras de vehículos ligeros, 12 empresas productoras de vehículos pesados y alrededor de 1100 empresas fabricantes de autopartes.

Etapas de crecimiento del sector

Producción de vehículos de 2000 a 2008 (miles de unidades)

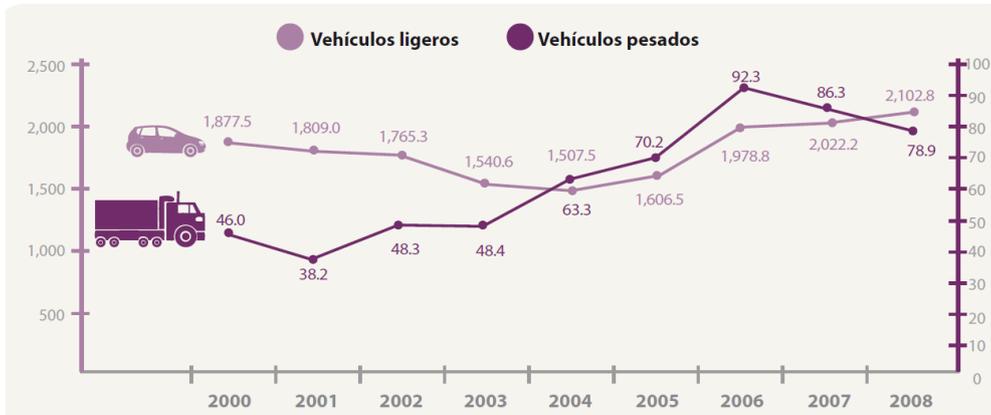


Figura 9. Crecimiento en base a vehículos ligeros y de carga.

Evolución del volumen de la producción automotriz del mercado nacional por tipo de vehículo del año 2000 al 2010 (variación % anual, figura 10) [12].

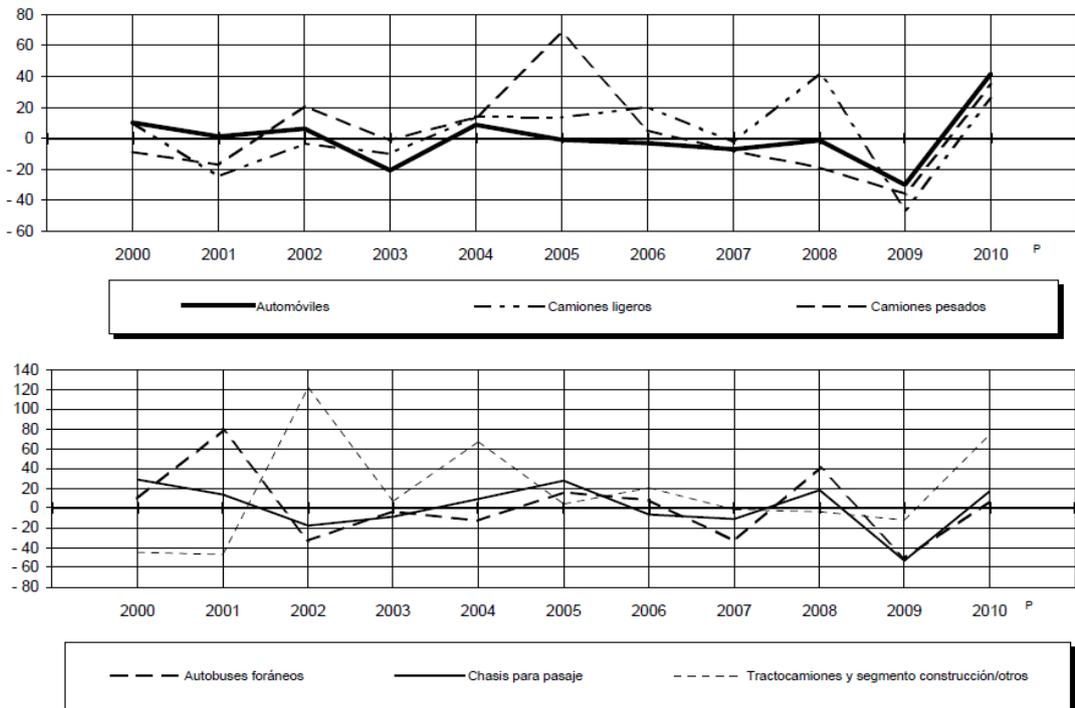


Figura 10. Fuente INEGI, 2012.

Actualmente, la industria automotriz genera más de 550 mil empleos directos con remuneraciones que duplican el promedio del sector manufacturero.

De acuerdo con ProMéxico y de la Asociación Mexicana de la Industria Automotriz, el sector seguirá en ascenso y se prevé que pase de una producción de 2.9 millones de vehículos en 2013 a 3.7 millones en el 2015 [13].

Industria Automotriz en Estados Unidos de América

Para la década de los ochenta, la industria automotriz estadounidense reorienta sus estrategias para contrarrestar la crisis del sector: asegurando nuevos mercados en el extranjero por medio de la fabricación local en otros países y mediante la exportación, así como el cambio hacia sistemas de producción y organización más flexibles. Antes de la primera guerra mundial en Estados Unidos ya existían la General Motors, Ford Motor Co., y la Chrysler que en la actualidad son los tres compañías automotrices más poderosas en América, denominadas “las Tres Grandes” [14]

La intervención del gobierno de Estados Unidos que procura proteger a esta industria de la recesión de 2008-2009 permite dimensionar su importancia para la seguridad económica y geopolítica mundial toda vez que la crisis de las hipotecas en ese país puso sobre la mesa la bancarrota y el proceso reestructuración financiera de General Motors y de Chrysler así como la caída de la producción de Ford Motor Company (Mendoza, 2010: 69).

Por tal motivo, las tres firmas norteamericanas resultaron privilegiadas en la estrategia de rescate del gobierno de Obama la cual estuvo encaminada a superar la crisis más importante del sistema capitalista después de la gran depresión del veintinueve [15]. Sin duda estados Unidos fue el menos afectado en la crisis. Y fue este país uno de los pioneros en el impulso y desarrollo en la industria del automóvil.

Se muestran las recientes estadísticas de la producción automotriz en Estados Unidos, teniendo en cuenta que sigue en creciente aumento, y las ventas de las

armadoras norteamericanas donde participan las grandes compañías de esta industria. (Figura 11).

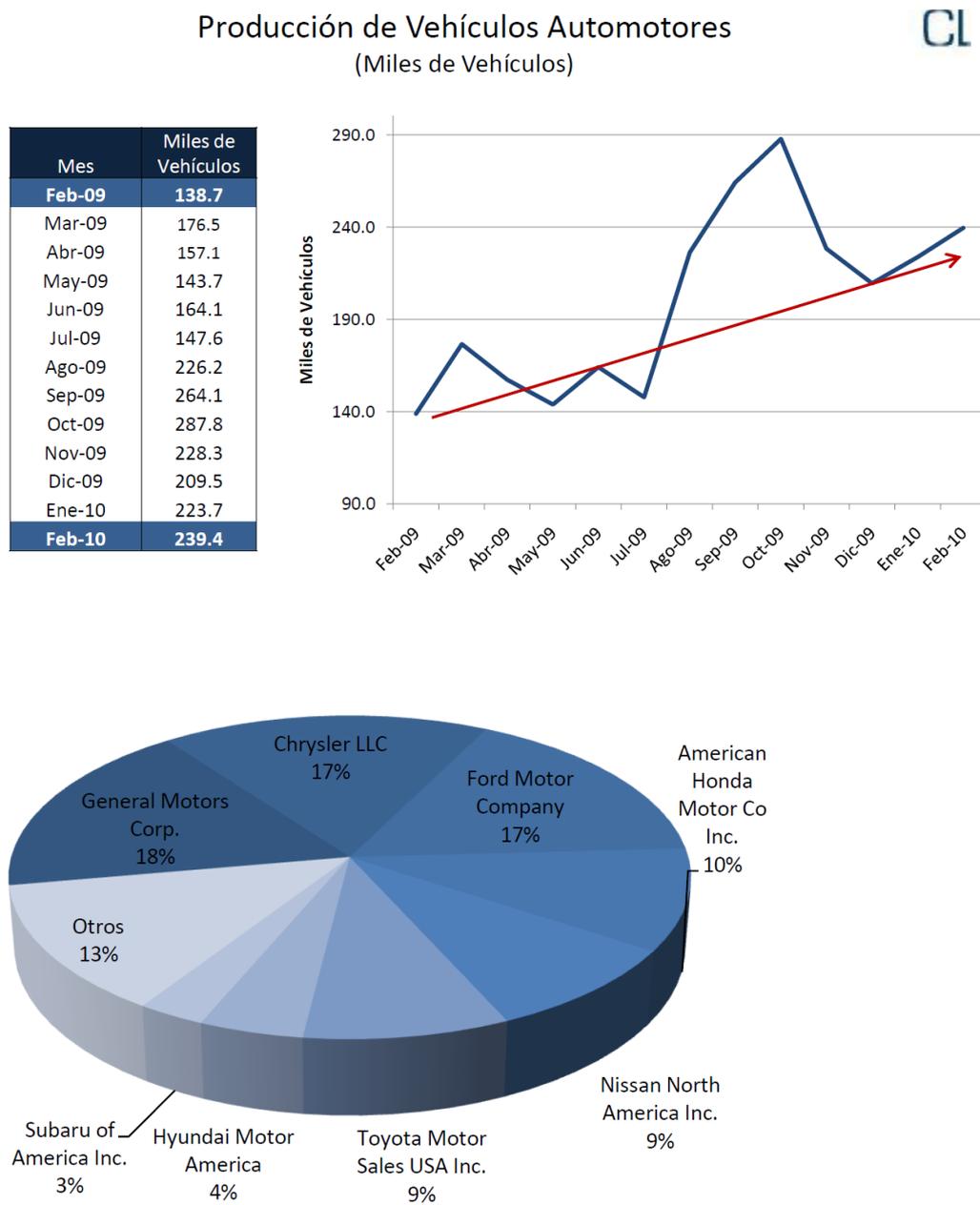
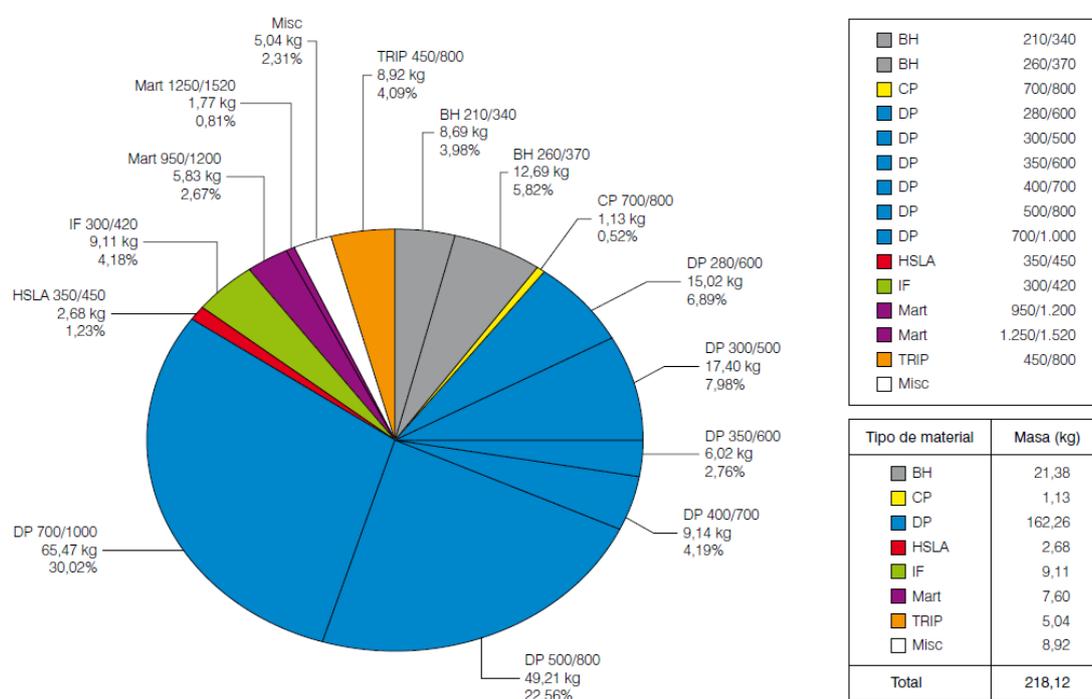


Figura 11. Crecimiento en la producción estadounidense [16]. Y ventas de armadoras norteamericanas en el periodo del 2010.

Producción de los aceros AHSS en el mundo.

Los aceros bifásicos han sido desarrollados desde hace 3 décadas, respondiendo a necesidades de la industria automotriz. Constituyen hoy un grupo específico entre los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus iniciales en inglés). En la actualidad, los aceros bifásicos son los aceros AHSS más utilizados en la industria automotriz y diversas empresas han señalado que serán incorporados como un importante material en sus diseños en el futuro [17].



Aceros bifásicos en azul.

Figura 12. Distribución de los diferentes tipos de aceros en la estructura de la carrocería de un vehículo tipo PNGV, según propuesta ULSAB-AVC [17, 18]

Un crecimiento cada vez más amplió de la incorporación de estos aceros en automóviles es la reciente noticia que dio Nissan de incluir arriba del 25 por ciento en nuevos modelos de partes del automóvil. Expandirá la aplicación de los aceros Avanzados de Alta Resistencia, incluidos el uso de los aceros de Ultra Alta Resistencia (hasta 1.2 GPa) [19].

El crecimiento de los aceros AHSS en la industria automotriz continua [20]. La importancia de estos aceros es apoyada por el hecho de que los fabricantes de automóviles y los productores de acero han unido sus fuerzas para desarrollar materiales que satisfagan las necesidades futuras.

Ron Krupitzer vicepresidente de la aplicación automotriz por SMDI dice “La industria mundial ha reunido esta necesidad mediante el desarrollo de nuevas calidades de acero avanzado de alta resistencia, cuyas propiedades metalúrgicas únicas y capacidades de procesamiento permiten a la industria automotriz para satisfacer las necesidades, manteniendo costos bajos”.

La perspectiva futura de los aceros avanzados de alta resistencia es brillante. A pesar de la amplia aplicación de AHSS en auto de decisiones tiene mucho camino por recorrer. La siguiente tabla muestra la disponibilidad de los AHSS en el mundo [21].

Tabla 1. Disponibilidad de los AHSS en el mundo a inicios del siglo 21.

	Esfuerzo de Tensión/ MPa	Disponibilidad (Rolado en Caliente)	Disponibilidad (Rolado en Frio)	Disponibilidad (Galvanizado en caliente)
DP	400		1	
	450	1	3	2
	500	1	3	3
	550	3	3	2
	600	3	3	3
	700	2	3	3
	800	3	3	2
	900		1	1

	1000		3	En desarrollo
	1200-1400		2	En desarrollo
CP	800	1		
	900	1		
	1000	1	En desarrollo	
	1200-1400		En desarrollo	
TRIP	600	1	2	En desarrollo
	700	2	En desarrollo	1
	800	2	1	En desarrollo
	900		En desarrollo	
	1000		1	
M	600		1	En desarrollo
	700			1
	800			En desarrollo
	900	En desarrollo		
	1000		1	
	1200-1400	2	3	

1 Ampliamente disponible 2 Disponibilidad Restringible 3 Disponibilidad limitada

Para la fabricación de laminados en frío de aceros TRIP y DP, el ciclo térmico de la línea de recocido continuo es muy importante junto con una aleación optimizada. El laminado en caliente ambos aceros presenta una excelente combinación de

resistencia y ductilidad. Estos aceros se aplican ahora a la fabricación de las piezas del chasis, ruedas, miembros y marcos de camiones en la condición laminada en caliente [22].

POSCO ha desarrollado varios AHSSs laminados en caliente y frío, y continúa desarrollando nuevos tipos de acero en respuesta a las demandas de automoción para capacidades de acero de alta resistencia [22].

Dentro de la creciente demanda de producción del acero y los distintos tipos de fabricación, se ilustra en la figura 12 la producción de acero crudo mundial en los últimos años [23]. Estas cifras nos muestran la producción de láminas roladas en frío y caliente dando una amplia idea de la producción de los aceros de alta resistencia. Como es de esperarse (por la crisis) durante la producción del año 2009 ésta se vino abajo, teniendo una recuperación para el 2010. Actualmente como anteriormente se ha mostrado, la tendencia mejora en producción, ventas, etc.

	2006	2007	2008	2009	2010
Ingots and semi-finished material	62.5	62.4	62.6	51.2	56.6
Railway track material	2.6	3.1	3.3	2.8	3.1
Angles, shapes and sections	21.0	26.3	24.1	16.5	19.1
Concrete re-inforcing bars	18.0	21.1	26.1	21.8	18.8
Bars and rods, hot-rolled	11.8	15.1	16.8	7.6	11.4
Wire rod	23.0	22.8	21.9	16.6	19.4
Drawn wire	6.1	6.8	7.0	5.3	6.4
Other bars and rods	5.7	6.5	6.0	3.1	4.6
Hot-rolled strip	4.1	4.6	3.6	2.2	3.2
Cold-rolled strip	4.9	5.1	3.9	3.0	3.8
Hot-rolled sheets and coils	62.9	62.0	60.8	50.0	60.6
Plates	31.7	37.8	38.1	24.0	29.5
Cold-rolled sheets and coils	32.9	29.9	29.5	24.9	30.9
Electrical sheet and strip	3.8	4.1	4.2	3.0	3.9
Tinmill products	6.0	6.3	6.1	5.2	6.2
Galvanised sheet	30.4	32.1	29.8	23.1	31.5
Other coated sheet	8.6	9.7	10.9	8.1	11.4
Steel tubes and fittings	36.7	33.9	35.4	29.4	33.8
Wheels (forged and rolled) and axles	0.5	0.2	0.5	0.7	0.8
Castings	0.9	1.1	0.9	0.6	0.6
Forgings	1.1	1.3	1.2	0.5	0.7
Other	0.0	0.0	0.0	0.1	0.0
Total	375.4	392.1	392.5	299.8	356.3

Figura 13. Producción de acero crudo mundial.

La industria AcelorMittal involucra en su fabricación de partes a los aceros de alta resistencia, teniendo un gran auge en la industria con miles de piezas fabricadas anualmente. El acero Dual Phase es el que se encuentra en mayor participación al fabricar las partes de automóviles; partes como refuerzos, pilares, largueros, soportes de suspensión travesaños, etc son las partes mayor fabricadas con DP [24]. También algunas de las partes mencionadas se pueden fabricar con aceros TRIP, CP, M y los aceros al Boro como el Usibor y Dctibor.

REFERENCIA

- [1] EU Economic Report Juñy 2011, ACEA.
- [2] Reporte del Mexican Automotive; “Situación Actual de Industria Automotriz en México”, CLAUT Automotriz, 2010.
- [3] Memoria ANFAC 2012.
- [4] Reporte “Panorama Mundial de la Industria Automotriz”, CLAUT, Abril 2010.
- [5] Pocket Guide “The Automobile Industry 2012” of European Automobile manufacturers Association, en www.acea.be, visitado en mayo 2013.
- [6] Reporte periodístico “Industria automotriz de Europa, en peor ritmo desde 1995” El economista, Enero 2013.
- [7] Folleto ProMexico, La industria Automotriz, 2010
- [8] Estudio: Competitive Alternatives KPMG’s Guide to International Business Location 2008 Edition”
- [9] Colaboración: Mercer, Colliers International, Economic Research Institute y Decisio.
- [10] Estudio: “Manufacturing Outsourcing Cost Index 2009” de Alix Partners, 2009.
- [11] Estudio: Offshoring – Onshore: Exploring México’s Manufacturing Advantages, Consultora McKinsey.
- [12] La industria automotriz en México, Serie estadísticas sectoriales, INEGI, 2012.
- [13] Artículo periodístico, Marvella Colín, “Sector automotriz, de las principales fortalezas en la relación México-USA”; Economía, 2013.
- [14] Mauricio Soto Rodríguez INTEGRACIÓN AUTOMOTRIZ EN AMÉRICA DEL NORTE
- [15] Rodolfo Basurto Alvarez & Guadalupe García de León Peñuñuri; “Estructura y recomposición de la industria automotriz mundial. Oportunidades y perspectivas para México.” Universidad de Sonora, México.

- [16] Situación del sector Automotriz en Estados Unidos, CLAUT.
- [17] Jorge Madias “Desarrollo: avances en la producción y aplicación de aceros bifásicos” Actualización Tecnológica.
- [18] ULSAB-AVC Advanced Vehicle Concept Overview Report, January 2002, ULSABAVC Consortium, en www.autosteel.org, visitado en mayo 2013.
- [19] Reporte Nissan to Use Advanced High Tensile Strength Steel in up to 25 Percent of New Model Parts, March 2013. www.automotiveworld.com, visitado en mayo 2013
- [20] AHSS 101: Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications, www.autosteel.org
- [21] Zhu Xiaodong, Ma Zhaohui & Wang Li; “Current Status of Advanced High Strength Steel for Auto-making and its Development in Baosteel” (Baosteel research institute, Shanghai 201900, China.
- [22] Ohjoon Kwon & Sueng Chul Baik; “Manufacture and Application of Advanced High Strength Steel Sheets for Auto Parts Manufacture”; POSCO, Pohang 790-785, Korea.
- [23] World Steel in Figures 2012. World Steel Association
- [24] Cataloga de productos empresa AcelorMittal, www.aceormittal.com pagina visitada en Mayo 2013.