



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
FACULTAD DE QUÍMICA**

Evaluación microestructural y mecánica de un acero desarrollado para su aplicación automotriz, después de su fusión, laminación en caliente y tratamiento térmico.

**TESIS
QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

PRESENTA
Alberto Durán Núñez



Ciudad Universitaria, CDMX Febrero, 2022



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: Mtra. Balbina Ojeda Ramírez
VOCAL: Dr. Ángel Gabriel Lara Rodríguez
SECRETARIO: Dr. Julio Alberto Juárez Islas
1er. SUPLENTE: Dr. Gerardo San Juan San Juan
2do. SUPLENTE: Mtra. Clara Saraid Rosas Flores

SITIO DONDE SE DESARROLLO EL TEMA:

Facultad de Química, Universidad Nacional Autónoma de México (UNAM), Conjunto "D", Departamento de Ingeniería Metalúrgica e Instituto en Investigaciones en Materiales, Universidad Nacional Autónoma de México (UNAM), Laboratorio L-B-007 edificio "B", Departamento de Materiales Metálicos y Cerámicos; ambos ubicados en Ciudad Universitaria, C.P. 04510, Ciudad de México.

Asesor de tema

Supervisor Técnico

Dr. Julio Alberto Juárez Islas

Dra. Ana Laura Ramírez Ledesma

Sustentante

Alberto Duran Nuñez

AGRADECIMIENTOS

En primer lugar, con profundo respeto, agradezco a mis asesores, el Dr. Julio Alberto Juárez Islas y la Dra. Ana Laura Ramírez Ledesma, por darme la oportunidad de formar parte de su grupo de trabajo, por sus valiosas enseñanzas y excelente tutoría en todas y cada una de las etapas de este proyecto de investigación.

A los miembros del jurado: Mtra. Balbina Ojeda Ramírez (presidenta), Dr. Gabriel Lara Rodríguez (Vocal), Dr. Gerardo San Juan San Juan (1er. Suplente), Mtra. Clara Saraíd Rosas Flores (2do. Suplente), por sus acertadas observaciones y valiosas aportaciones al escrito de esta tesis

Al Departamento de Ingeniería Metalúrgica y al Instituto de Investigaciones en Materiales de la UNAM donde realicé el proyecto de investigación. Al personal técnico del Instituto de Investigaciones en Materiales: el M. en C. Eliezer Hernández Mecinas del laboratorio de ensayos mecánicos; la M. en C. Adriana Tejeda Cruz del laboratorio de difracción de rayos X; el Fis. Josué Esau Romero Ibarra, el Dr. Omar Novelo Peralta, la Dra. Lourdes Soledad Bazán Díaz y al Fis. Carlos Flores Morales de microscopía electrónica.

Al personal técnico de la Unidad de Servicios de Apoyo a la Investigación y a la Industria Q. Araceli Tovar Tovar del laboratorio de espectroscopia atómica y el Q. Rafael Iván Puente Lee de microscopía electrónica.

ÍNDICE

RESUMEN.....	5
JUSTIFICACIÓN.....	5
OBJETIVO.....	5
OBJETIVOS ESPECÍFICOS:	6
HIPÓTESIS.....	6
INTRODUCCIÓN.....	7
CAPÍTULO I Aceros y su evolución en la industria.....	8
I.I Evolución de los aceros	8
I.I.I Aceros de bajo carbono	8
I.I.II Aceros de primera generación (HSLA, DP, TRIP, IF, BH, CP)	10
I.I.III Aceros de segunda generación (TWIP).....	34
I.I.IV Aceros de tercera generación (Q&P, MMnS).....	36
I.I.V Nuevos desarrollos	40
CAPÍTULO II Procedimiento experimental	45
II.I Diseño de la aleación	45
II. II Fusión de la aleación	46
II.III Laminación de la aleación Fe2.3Mn	48
II.IV Corte de la aleación Fe2.3Mn.....	49
II.V Tratamiento térmico de la aleación Fe2.3Mn	50
II.VI Preparación metalográfica de la aleación Fe2.3Mn	52
II.VII Caracterización microestructural de las probetas obtenidas a partir de las placas rectangulares de la aleación Fe2.3Mn con tratamientos térmicos	52
II.VIII Ensayos mecánicos de las probetas obtenidas a partir de las placas rectangulares de la aleación Fe2.3Mn con tratamientos térmicos	53
CAPÍTULO III Resultados.....	54
CAPÍTULO IV Discusión	57
CAPÍTULO V Conclusiones.....	62
FUENTES CONSULTADAS.....	63

RESUMEN

En la industria automotriz los aceros son la materia prima pues cumplen de mejor manera las exigencias del sector, y al ser una de las más importantes a nivel mundial, por ser el sustento de países como Estados Unidos, Reino Unido, Corea del Sur, incluso de México, el desarrollo de aceros representa invariablemente un área de oportunidad y crecimiento.

El desarrollo de los aceros y del sector automotriz se dio en paralelo. Uno de los casos más representativos fue el de Estados Unidos, que trabajaron juntas para satisfacer las necesidades y presiones emergentes. Para lo que fue necesario desarrollar aceros automotrices de alta resistencia, enfocándose en los procesos de fusión, termo mecánicos y de tratamiento térmico.

Por lo anterior, esta investigación se ha centrado en el estudio y diseño de la aleación Fe 2.3Mn, enfatizando los procesos de deformación severa como es la laminación en caliente, así como el tratamiento térmico de las placas resultantes de ésta, permitiendo encontrar el balance ideal entre resistencia y elongación, lo cual permitirá la fabricación de componentes automotrices, debido a su buena formabilidad, misma que se explicará a lo largo de cuatro capítulos.

JUSTIFICACIÓN

A causa del aumento de las regulaciones que se han instaurado a nivel mundial, la industria automotriz se ha visto en la necesidad de desarrollar aceros cuyas propiedades mecánicas se desempeñen, no solo de manera confiable, sino a un bajo costo.

OBJETIVO

Investigar, analizar y deducir con base en la bibliografía actualizada disponible, cuáles son las propiedades mecánicas necesarias de los aceros de aplicación automotriz para Pilares Tipo A, Pilares Tipo B, refuerzos de asientos, barras laterales de impacto y parachoques delanteros y traseros, que permita conocer los requerimientos termo-mecánicos así como de la composición química, a fin de tener las bases para diseñar y desarrollar aceros al manganeso avanzados (UHSS-Ultra Advanced High strength Steels), que, cuenten con

microestructuras complejas tales como martensita/ferrita/austenita retenida o bainita/ferrita/austenita retenida, que permita obtener altos valores de resistencia a la tensión sin reducir sus valores de elongación, que a su vez permita hacer una proyección de necesidades de la industria a futuro.

OBJETIVOS ESPECÍFICOS:

- 1) Investigar, analizar y deducir con base en la bibliografía cuáles son las propiedades mecánicas de los aceros de aplicación automotriz para los componentes estructurales que definen la seguridad de un vehículo.
- 2) Identificar los requerimientos termo-mecánicos y de composición de los aceros de aplicación automotriz.
- 3) Plantear una ruta de fabricación para aceros al manganeso avanzados que involucre procesos termo-mecánicos necesarios para mejorar las propiedades mecánicas que los hagan óptimos para su aplicación automotriz.
- 4) Estudiar la factibilidad de poder aplicar alguno o varios de los sistemas de aleación propuestos como componente ingenieril en la industria automotriz.

HIPÓTESIS

Posterior a la revisión bibliográfica se podrá demostrar que las actuales exigencias de la industria automotriz requieren de la fabricación de aceros que permitan cumplir con las necesidades de seguridad y cuyo costo de desarrollo no sea elevado, lo cual se puede solventar con una propuesta de fabricación de aceros basada en procesos termo-mecánicos avanzados acompañado de tratamientos térmicos, caracterizados por el estricto control de las velocidades de enfriamiento. Concretando que la mejor opción son los aceros al manganeso con características microestructurales y propiedades mecánicas superiores a las registradas por las aleaciones con aplicación vigente en la industria, por lo que su implementación no solo es atractiva en el sector automotriz ya que pueden ser extrapoladas a otras industrias.

INTRODUCCIÓN

Desde hace casi un siglo, en la industria automotriz las partes expuestas, estructurales y elementos funcionales se fabricaron de acero al carbono. Estas partes requerían ser lo más dúctil posible para asegurar su formabilidad, soldabilidad, adherencia a los recubrimientos, etcétera. El esfuerzo de cedencia (YS) se limitó a valores de 180 – 200 MPa y última resistencia a la tensión (UTS) de 330 – 350 MPa para espesores de láminas de 1.5 mm a 2 mm. En 1975 debido a la crisis del petróleo, la meta en la industria automotriz fue disminuir el consumo de gasolina, disminuyendo el peso de los vehículos mediante el incremento de las propiedades mecánicas (YS – UTS), permitiendo emplear láminas de acero más delgadas [1]. A mediados de los años 90, Honda con sede en USA y Japón, iniciaron la comercialización de los aceros de fase dual, compitiendo con las aleaciones de Al y Mg desde el punto de vista de la seguridad del pasajero, economía de combustible y medio ambiente resultando en el desarrollo de aceros con alta resistencia a la tensión y formabilidad [2]. A inicios del siglo XXI, los aceros avanzados con altas resistencias a la tensión (Advanced High Strength Steels – AHSS) empezaron a jugar un papel crucial en el desarrollo de vehículos ligeros y seguros. Estos aceros presentaron el reto de generar nuevas aproximaciones de microestructura - procesamiento. Involucrando todos los mecanismos de endurecimiento como lo es la solución sólida, refinamiento de grano, transformación controlada, precipitación y envejecimiento por deformación, se analizaron, juntos o separados con una adición apropiada de elementos microaleantes y su procesamiento termo – mecánico [3]. Así, la presente propuesta de revisión bibliográfica está enfocada al mejoramiento microestructural y de propiedades mecánicas en aceros avanzados con altas resistencias a la tensión con miras a ser aplicados en la industria automotriz mediante procesos termo - mecánicos y enfriamientos controlados.

Dado los requerimientos para aceros que se aplican en la industria automotriz, que son un buen balance en términos de resistencia mecánica y elongación para distintos componentes, tales como: barras de alto impacto, puertas y defensas, entre otros. Se necesita diseñar los materiales en cuestión, desde su composición química, tratamientos termo – mecánicos y térmicos. Para así, lograr una relación de microestructura – propiedades mecánicas única que permita la obtención de aceros con un desempeño excepcional.

CAPÍTULO I Aceros y su evolución en la industria

I.I Evolución de los aceros

A lo largo de la historia el acero se ha posicionado como el insumo estratégico para diversas industrias como son la automotriz, aeronáutica, aeroespacial, salud, telecomunicaciones, alimentaria, construcción, hidrocarburos, armamentista, entre otras. Es tal su relevancia, aplicaciones y evolución que ni la explosión tecnológica de los polímeros sintéticos durante el siglo XX y XXI ha podido mermar su primacía. Para el caso específico de la industria automotriz, los aceros son la materia prima ya que cumplen de mejor manera las exigencias del sector, además de ser una de las más importantes a nivel mundial [4], por ser el sustento de países como Estados Unidos, Reino Unido, Corea del Sur, incluso de México, el desarrollo de aceros representa invariablemente un área de oportunidad y crecimiento.

Desde el siglo pasado, el desarrollo de los aceros avanzó a grandes pasos y de manera casi paralela también se dieron avances en el sector automotriz. Desafortunadamente, su aplicación en la movilidad, al no tener estándares de seguridad, repercutió en un aumento de muertes y lesiones, resultado de accidentes automovilísticos. De igual forma, la creciente cantidad de motores de combustión interna en circulación elevó las emisiones que representó un porcentaje de contaminación importante para la época [5]. No obstante, se esperaba, además de solventar dichos problemas, un nivel cada vez mayor de comodidad y velocidad en los vehículos.

Uno de los casos más representativos fue el de Estados Unidos, cuya industria automotriz y de acero trabajaron juntas para satisfacer las necesidades y presiones emergentes. En ese momento, fue necesario investigar diferentes conceptos para el desarrollo de aceros automotrices de alta resistencia, enfocándose a los procesos de fusión, termo mecánicos y de tratamiento térmico [6].

I.I.I Aceros de bajo carbono

La importancia del acero en la construcción de autopartes en Norteamérica data de principios del siglo XX, cuando el acero competía con el aluminio y la madera por el predominio en la construcción de la carrocería. Fue en la década de 1920 cuando se

convirtió en el material predominante debido a su bajo costo, junto con su capacidad para moldearse en formas complejas y unirse fácilmente a través de procesos de soldadura. Dado que el sector automotriz dependía de suministros de chapa de acero, la industria de este material se evocó en desarrollar una fuerte capacidad para producir chapas de acero delgadas y anchas [7]. Sin embargo, a partir de 1960 la industria enfrentó desafíos que provocaron que se modificaran los requisitos estructurales de los vehículos, entre ellos se encontraban las demandas regulatorias de seguridad y menor contaminación de los vehículos, así como un mayor rendimiento, comodidad y confiabilidad que exigían los usuarios.

Siguiendo las tendencias de manufactura, se buscó especializar la producción de acero para la aplicación automotriz, en el primer intento fueron las partes expuestas y estructurales, fabricándolas a base de acero al carbono. Estos componentes requerían ser lo más dúctiles posible para su formabilidad, soldabilidad y adherencia a los recubrimientos, logrando alcanzar resultados en el esfuerzo de cedencia (YS) de 180- 200 MPa, de mínima resistencia a la tensión de 330-350 MPa, y valores de elongación de entre 30% y 50% [2] como se puede observar en la Figura 1, para espesores de 15 a 2 milímetros.

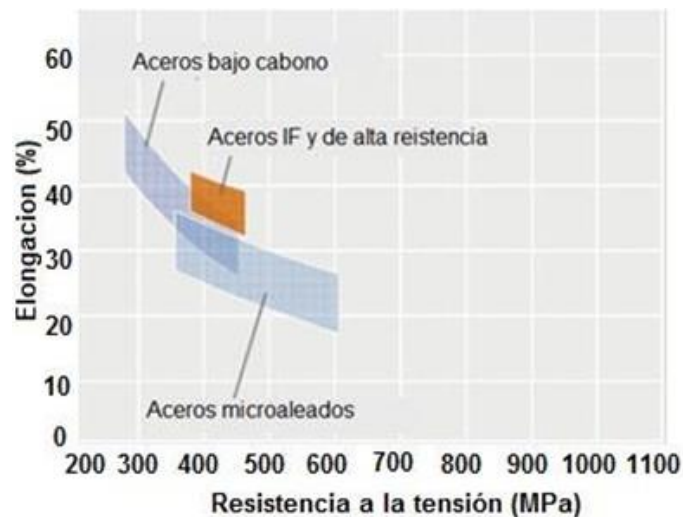


Figura 1. Diagrama de resistencia a la tensión y elongación de los aceros bajo carbono, aceros IF, de alta resistencia, y de aceros microaleados [2]. Destaca que los aceros IF y de alta resistencia logran un alto valor de elongación con relación a los aceros microaleados, así como una resistencia a la tensión superior a los aceros bajo carbono.

I.I.II Aceros de primera generación (HSLA, DP, TRIP, IF, BH, CP)

Con la crisis del petróleo, la industria automotriz se enfocó en disminuir el peso de los vehículos mediante el incremento en el YS y TS permitiendo emplear láminas más delgadas [8], y fue así como se le dio paso al desarrollo de la lámina automotriz, lo que detonó el incremento en el número de investigaciones dedicadas a los aceros de alta resistencia (HS) y se introdujo el recocido por lotes de aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA), alcanzando resultados de YS-280-300 MPA y TS-450 MPa.

La velocidad en el desarrollo de las piezas de acero especializados para el sector automotriz aceleró e impulsó ambas industrias, lo que permitió mejoras en la capacidad de movilidad de personas y cargas a grandes distancias, que a su vez resultó en un rápido crecimiento de la industria del transporte. Desafortunadamente, se descuidó la seguridad del conductor y pasajeros, así como la preservación ecológica, detonando el incremento de lesiones y decesos por accidentes viales y un aumento en la contaminación atmosférica a causa de las emisiones de los motores de combustión interna. Sin embargo, esto no desanimó las expectativas de los usuarios por ver en el mercado autos más cómodos y veloces, y las marcas multinacionales como Renault, Fiat, Volvo, BMW, Seat y Ford, que se empeñaron en conseguir mejorar la seguridad de conductor y pasajeros mediante el desarrollo tecnológico y de materiales, siendo su objetivo que el viaje sea seguro al 100% a pesar de que el vehículo tenga un siniestro como ser embestido o dar vueltas de campana [9]. Parte de este cambio se puede apreciar en la Figura 2 en la que se puede apreciar la evolución histórica en cuanto a fallecidos en vías interurbanas para el caso español, mostrándose la tendencia a la baja en las muertes conforme los avances anuales. España es un gran ejemplo pues su modelo de seguridad vial es reconocido a nivel mundial por ejecutarlo con base en cuatro ejes: 1) renovación del parque automotriz; 2) infraestructura; 3) buen control policial; y 4) educación y formación. Esto permite que los resultados estadísticos recaudados sean lo más realistas posible en cuanto a infraestructura automotriz en condiciones no controladas se refiere.

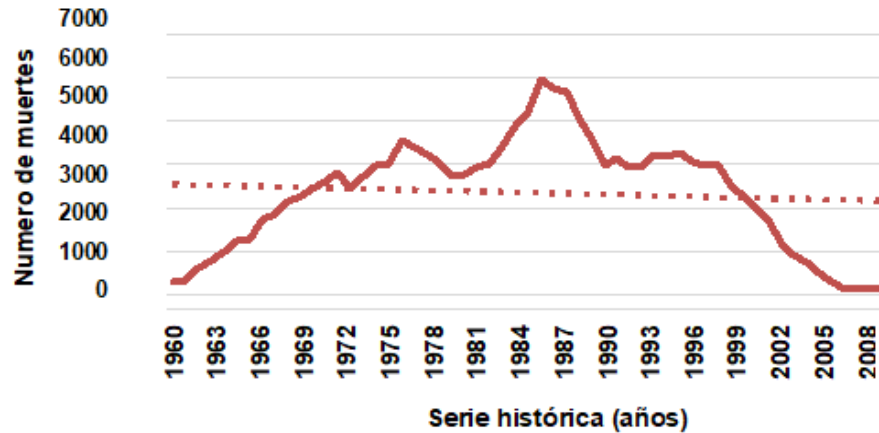


Figura 2. Serie histórica 1960-2016 de los fallecidos en vías interurbanas en España [10], que muestra la tendencia a la baja en las muertes. Se puede apreciar la evolución histórica en cuanto a fallecidos en vías interurbanas para el caso español, mostrándose la tendencia a la baja en las muertes conforme los avances anuales de la industria automotriz que se ven reflejados en la cotidianeidad y los incidentes de su uso. Gráfica de elaboración propia con datos de la Dirección General de Tráfico (DGT).

El mercado norteamericano al principio destacó sobre el europeo, su relevancia radicó en el acompañamiento de las industrias del acero y automotriz, desafortunadamente la línea de desarrollo se vio interrumpida y desviada a causa de la Segunda Guerra Mundial. Posterior al cese de las situaciones bélicas, la expansión económica a causa de ésta, resultó en el crecimiento acelerado del sector [11] que se apegó al nuevo paradigma ecológico y de responsabilidad con el medio ambiente en los Estados Unidos.

En 1970 el gobierno expidió la Ley Federal de Aire Limpio, la cual estableció el marco regulatorio para monitorear y reducir las emisiones de contaminantes y creó la Agencia de Protección Ambiental (EPA), cuyo mandato incluía reducir la contaminación de los vehículos automotores. En el mismo año, se aprobó la Ley de Seguridad Vial creando la Administración Nacional de Seguridad de Carreteras y Tráfico, quien estableció los requisitos de seguridad tanto para vehículos automotores, como para las carreteras por las que transitaron [12]. Los ejemplos de estos nuevos requisitos incluían la implementación de parachoques que absorbieran energía, sistemas de restricción de tres puntos y requisitos estructurales mejorados para la absorción de energía de impacto frontal y lateral, tema que llevó a su apogeo el desarrollo de los aceros de segunda generación, de los cuales se hablará más adelante.

Simultáneamente, el embargo petrolero de 1973 resultó en interrupciones en el suministro de gasolina para el uso de vehículos motorizados. El precio de la gasolina se volvió muy inestable, preponderando los abruptos aumentos en su consumo, lo que impulsó el incremento en la demanda de autos más pequeños y eficientes en el consumo de combustible. En este momento, los automóviles pequeños constituían un porcentaje mínimo en el mercado americano, ya que los fabricantes nacionales respondieron a la demanda de sus clientes de vehículos más grandes y lujosos. Para solventar esa apertura de mercado, varios proveedores extranjeros exportaron automóviles pequeños al continente [9], entre los que estaban el Volkswagen Beetle, Honda Civic y Toyota Corolla.

Lejos de ser una solución a las exigencias de la población, resultaron en presión pública para brindar soluciones políticas a la necesidad de mejorar la economía de combustible en la conducción de los estándares CAFE (vehículos de combustible promedio corporativo). El resultado fue la implementación de los estándares de economía por parte de la EPA, y se hizo evidente para los ingenieros automotrices que las nuevas demandas regulatorias y del consumidor requerían de una reducción en la masa del vehículo, que al lograrlo resultó en una mayor economía de combustible, menores emisiones de vehículos [13] y ayudó a los ingenieros a cumplir con los nuevos requisitos.

Como se mencionó, el efervescente crecimiento de la industria automotriz y acerera en la segunda mitad del siglo XX se inició con la aplicación de los aceros bajo carbono en la búsqueda de satisfacer las exigencias previamente enlistadas. El acero con bajo contenido de carbono, también conocido como acero dulce, es la forma más común de acero ya que su precio es relativamente bajo y proporciona propiedades de material que son aceptables para muchas aplicaciones como lo ilustra la Figura 3. Este acero contiene entre 0.05% y 0.25% de carbono, lo que lo hace maleable y dúctil. Los términos para referirse a los aceros bajo carbono son acero dulce, acero microaleado o bien acero bajo carbono, que se caracterizan por tener una resistencia a la tracción relativamente baja [2], no obstante, fueron sumamente populares para su aplicación en el sector debido a que son baratos y fáciles de formar, además de que en ellos la dureza de la superficie se puede aumentar mediante la carburación. Sus aplicaciones típicas incluyen componentes de carrocería para el caso automotriz, formas estructurales, por ejemplo, vigas en L, canales y ángulos de hierro y láminas que se utilizan en tuberías y edificios.



Figura 3. Aplicación automotriz de acero con bajo contenido de carbono en componentes de carrocería en formas estructurales, su contenido de carbono entre 0.05% y 0.25% que lo hace maleable y dúctil [2], permitió proponer formas de vehículos más atractivos, así como hacerlos accesibles económicamente para la época de su desarrollo. Destaca que las estructuras como ésta se hacían de un solo lienzo, esta situación se modificó conforme el desarrollo de nuevos materiales y exigencias del mercado.

Las láminas de acero con bajo contenido de carbono utilizadas para aplicaciones de carrocería de automóviles, son sometidas a una variedad de operaciones de conformado, incluida la embutición profunda (deep drawing). Además, son mecanizables, soldables y, de todos los aceros, son los menos costosos de producir. La densidad de este metal es $7861,093 \text{ kg / m}^3$ ($0,284 \text{ lb / in}^3$), la resistencia a la tracción es de un máximo de 500 MPa, su límite elástico es de 250 MPa y el módulo de elasticidad de Young es de 200 GPa.

La industria metalúrgica utilizaba comúnmente los aceros bajo carbono, llamados así por la acción de "rimming" que causa la ebullición causada por el oxígeno disuelto que reacciona con el carbono en el molde para crear contenido de CO, para las aplicaciones automotrices debido a su calidad superficial superior, limpieza y ductilidad. En estos el nitrógeno y carbono permanecían en una solución sólida en acero bajo carbono, y se podía aprovechar sus características para aumentar la resistencia de las piezas de acero a través del envejecimiento por deformación [14]. La deformación se indujo durante los procesos de formación y el envejecimiento posterior ocurrió durante un tratamiento térmico posterior a la formación del acero, que a veces involucraba el ciclo de horneado de pintura. De igual forma, se podía agregar nitrógeno a estos materiales para obtener un aumento de resistencia a la fluencia mayores de hasta 500 MPa, siendo la razón por la que estos aceros fueron los precursores de las calidades endurecibles para tratamientos térmicos.

Sin embargo, hubo dos problemas con este enfoque: primero, los materiales eran susceptibles a los Stretcher o "bandas de Luders", una condición de superficie objetable, especialmente para material de calidad expuesta; segundo, y lo más importante, la industria en este momento se estaba moviendo rápidamente hacia la colada continua, un proceso mucho más eficiente que la fundición tradicional de lingotes y la posterior producción de planchones a través de laminación [15]. Más adelante, en los años ochenta, la industria automotriz se renovó con las mejoras de rendimiento y reducción de peso en el automóvil; los llamados aceros HSLA (High-Strength Low-Alloy Steels), que 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 [16] dejando atrás a los aceros al carbono convencionales de ese tiempo, uno de los mejores ejemplos de esta situación es el Mercedes Benz Clase S W 126 que se muestra en la Figura 4, que al dar la transición en la década de los 80s y a partir de ese momento su carrocería no solo logró disminuir el peso, sino que también una mejora a impacto y la torsión que se tradujo en un diseño con líneas continuas y atractivas, no determinadas por la estructura única del chasis y la carrocería.



Figura 4. Mercedes Benz Clase S W 126, (a) modelo 2018 que implementa acero HSLA en chasis, carrocería, pilares tipo A y B, barras de impacto delanteras, laterales y traseras; (b) modelo 1979 producido con acero al carbono [16]. La mejora en la precisión, la calidad de los materiales, así como los márgenes de seguridad, se reflejan, no solo en mecánica de éste, sino también en el diseño.

El dinamismo de la investigación científica permitió que los aceros de bajo carbono quedaran superados por la nueva generación de aceros avanzados de alta resistencia cuya principal diferencia es la microestructura que se aprecia en la Figura 5, ya que en los aceros convencionales solo se tiene una sola fase ferrítica, y en algunos casos con un poco de perlita, para el caso de aceros adicionados con manganeso y para los aceros avanzados se tiene una mezcla ya sea de ferrita, perlita o cementita con martensita, bainita, austenita

o austenita retenida con un porcentaje tal que dio como resultado la aparición de nuevas familias de aceros [17].

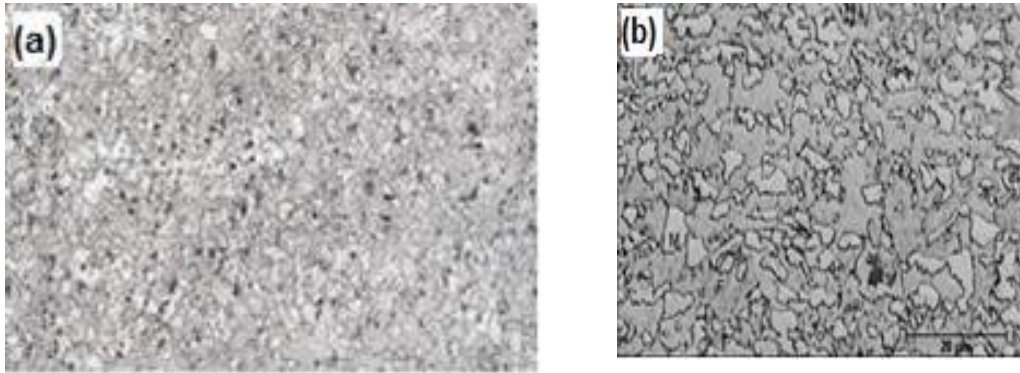


Figura 5. En (a) se observa la microestructura de un acero bajo carbono, en tanto que en (b) la de un acero HSLA. Siendo la principal distinción entre estos las fases presentes en el que la impresión (a) predomina una sola fase ferrítica, y en (b) la ferrita y la martensita [15].

Posterior al término de la Segunda Guerra Mundial, uno de los avances más importantes fue la mejora de las composiciones de acero para placas y secciones que se podían soldar fácilmente. El motivo principal que desencadenó el avance de los aceros fue la falla de las placas de los barcos Liberty, producidas en masa durante la guerra mediante soldadura, un proceso de fabricación más rápido que el remachado. Las mejoras se lograron aumentando el contenido de Manganeso al 1,5% y manteniendo el contenido de carbono por debajo del 0,25%, esta aleación fue la primera en el grupo de aceros que recibió el título genérico de aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) [17] y tenía el objetivo similar de mejorar las propiedades generales de los aceros dulces con pequeñas adiciones de elementos de aleación que no aumentarían mucho el costo. Posteriormente, en 1962 se introdujo el término acero microaleado para las composiciones de acero dulce a las que se había añadido de 0.01% a 0.05% de niobio, de igual forma se produjeron aceros similares que contenían vanadio. A estos se les refiere como aceros de baja aleación de alta resistencia, los cuales incluyen muchos grados estándar y patentados, diseñados para proporcionar combinaciones de propiedades tales como resistencia, tenacidad, conformabilidad, soldabilidad y resistencia a la corrosión atmosférica.

Los aceros HSLA se clasifican como una categoría de acero separada, que es similar al acero al carbono dulce laminado con propiedades mecánicas mejoradas obtenidas por la adición de pequeñas cantidades de elementos de aleación y, tal vez, técnicas especiales

de procesamiento como métodos de laminación controlada y enfriamiento acelerado, los cuales se pueden observar en el diagrama de la Figura 6.

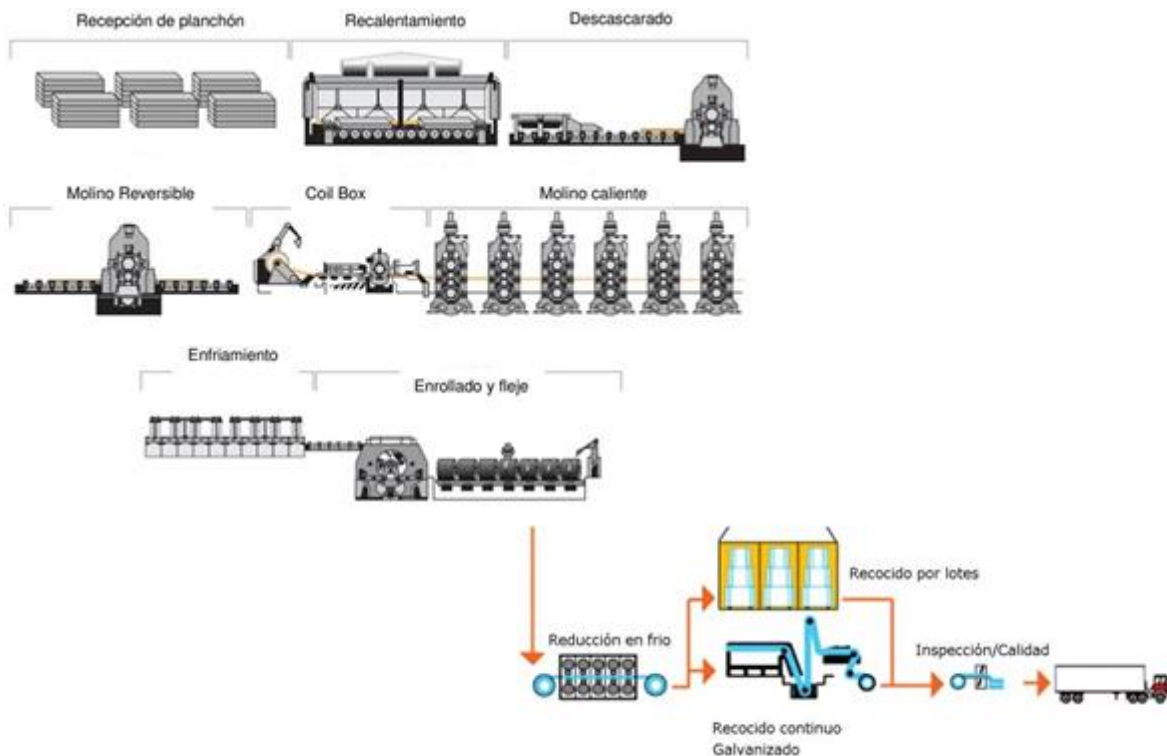


Figura 6. Procesamiento termo-mecánico hasta laminación en caliente y los dos tipos de recocido por lotes y recocido continuo [18]. Se detalla cada una de las fases iniciando con la recepción de planchones, su recalentamiento, el descascarado, posteriormente su paso por el molino reversible, el Coil Box y el molino caliente, para seguir con el enfriamiento, enrollado y fleje. En una siguiente etapa, el producto pasará a la reducción en frío, y dependiendo su fin, al recocido por lotes o el recocido continuo galvanizado, para concluir su procesamiento en la inspección de calidad.

El reconocimiento de los aceros HSLA se refleja en el hecho de que su precio comenzó, igual que el de los aceros al carbón y no de los aceros aleados, lo que generó una gran diferencia para ser utilizados por más industrias, otra de las ventajas fue que estos aceros se comercializaron con base en sus propiedades mecánicas y de esta manera los productores podían tener una mayor amplitud en cuanto a la cantidad y aplicación de los elementos aleantes que se deseaban. El período entre 1960 a 1980 fue de considerable desarrollo de aceros HSLA [19], al vincular la aleación con el control de la temperatura durante el laminado, los límites de fluencia se elevaron a casi el doble que los del acero dulce convencional, esto se puede observar en la Tabla 1.

Tabla 1. Propiedades mecánicas de aceros HSLA, Fase Dual (DP), Fase Compleja (CP), Aceros con Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP) [6].

Denominación	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongación (%)
DP 300/500	300	500	30-40
DP 350/600	350	600	24-30
DP 500/800	500	800	14-20
DP 700/1000	700	1000	12-17
CP 700/1000	700	1000	10-15
TRIP 450/800	450	800	26-32

Las aplicaciones de los aceros HSLA [20] incluyen oleoductos y gasoductos, servicio pesado de vehículos de carretera y todoterreno, maquinaria de construcción y agrícola, equipo industrial, tanques de almacenamiento, vagones de mina y ferrocarril, barcazas y dragas, motos de nieve, cortadoras de césped y componentes de vehículos de pasajeros, puentes, estructuras costa afuera, torres de transmisión de energía, postes de luz y edificios, vigas y paneles; son usos adicionales de estos aceros. Como se puede apreciar en la Figura 7, la aplicación de los aceros HSLA es variada, siendo el sector de la construcción e infraestructura quien recurre a ellos.

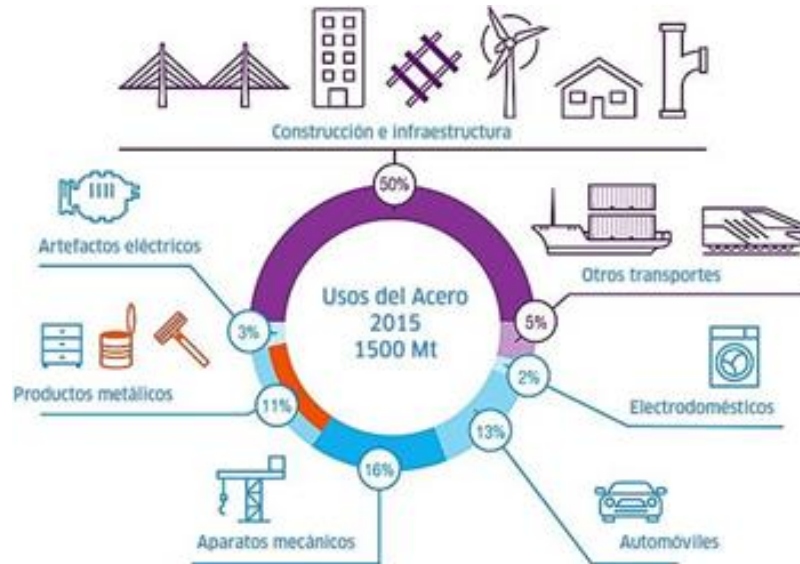


Figura 7. Aplicación porcentual de los aceros HSLA en diversas industrias y sectores [20]. Es de notar que estos tienen múltiples aplicaciones, el 50% es destinado a construcción e infraestructura; el 5% a otros transportes como marítimos y férreos; 2% a electrodomésticos; 13% a automóviles; 16% a aparatos mecánicos; 11% productos metálicos; y 3% en *artefactos eléctricos*.

La elección de un acero de alta resistencia específica depende de una serie de requisitos de aplicación que incluyen reducción de espesor, resistencia a la corrosión, conformabilidad y soldabilidad. Para muchas aplicaciones, el factor más importante en el proceso de selección del acero es la favorable resistencia a la tensión en comparación con los aceros convencionales bajos en carbono. Esta característica de los aceros HSLA ha llevado a su mayor uso en componentes automotrices. Fue destacable cuando General Motors durante la Auto/Steel Partnership presentó tres décadas de desarrollos de aceros para la industria automotriz (1970-2000) [9], incluyendo aceros de alta resistencia (HSS), IF y Bake Hardening-IF, HSLA con TS 450-550 MPa.

A partir de ese momento dio inicio a la competencia y, el desarrollo y fabricación de aceros avanzó a marchas aceleradas, destacándose por la especialización en la relación partes/materiales, así como en la búsqueda de los cumplimientos normativos y reducción de costos que permitieran ofrecer precios más competitivos, tanto para los diseñadores, armadoras y consumidores finales, desarrollando los aceros de doble fase (Dual Phase) cuya microestructura está compuesta principalmente por ferrita, que proporciona ductilidad al material, e islas de martensita, que le confieren resistencia y los aceros TRIP con una estructura de ferrita, bainita y austenita retenida [21], que proporciona una excelente ductilidad, lo que le permite conformar piezas de difícil geometría, y un endurecimiento por transformación martensítica durante el proceso de deformación.

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.

A la vez también se estaban desarrollando los denominados "aceros de ultra alta resistencia" [22], con niveles de resistencia a la tracción superiores a 600 MPa. Estos incluían aceros martensíticos que se producían en líneas de recocido continuas y aceros recocidos, que se laminaban en frío a niveles de resistencia muy altos y luego se recocían por debajo de la temperatura de recristalización para recuperar suficiente ductilidad para sobrevivir a procesos de conformado rudimentarios.

Cabe mencionar que ambos materiales encontraron sus nichos en el mercado, principalmente en piezas laminadas como parachoques y vigas donde los requisitos de

conformabilidad no eran tan difíciles. El desarrollo inicial de aceros de doble fase (DP) también se produjo durante este tiempo. Estos materiales se procesaron para producir microestructuras (Figura 8) de martensita y/o islas de bainita en una matriz de ferrita mediante un recocido intercrítico cuidadoso y un posterior enfriamiento rápido [23].

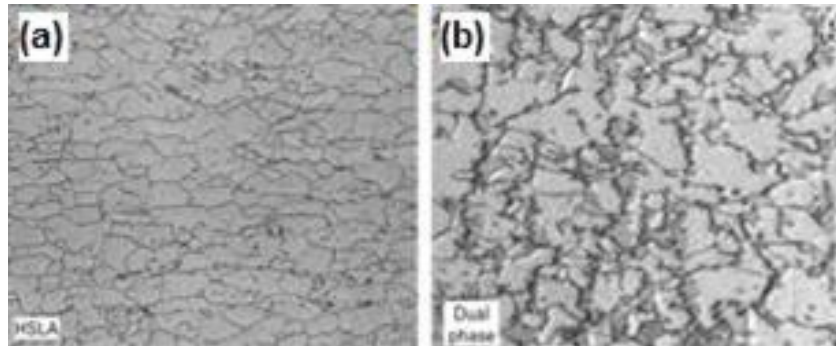


Figura 8. En (a) se muestra la microestructura típica de un acero HSLA, en el que se tiene una mezcla ya sea de ferrita, perlita o cementita con martensita, bainita, austenita o austenita retenida; por su parte (b) muestra la microestructura de un acero DP, en este solo se puede obtener una mezcla, para el caso se observan las islas de martensita con una matriz ferrítica. [23].

El potencial de estos productos se demostró con éxito, pero fue difícil producirlos uniformemente con la tecnología de control de procesos disponible. Además, las capacidades de enfriamiento relativamente bajas de las líneas de procesamiento de acero exigían contenidos de aleación más altos para lograr la templabilidad necesaria. Esto resultó en productos que eran difíciles de soldar.

El enfoque que se empezó a dar en cuanto a la reducción de masa orilló a la industria a un enfoque que buscara la mejora en la eficiencia estructural posible en la relación resistencia/peso de los materiales de construcción. Fue el caso que se dio a finales de la década de 1970 con el desarrollo del "Charger XL" por Chrysler Corporation, donde la aplicación de acero y aluminio de mayor resistencia resultó en una reducción de 286 kg en la masa del vehículo sin impacto en la calidad o el rendimiento de éste [24]. Lo anterior se puede observar en la Figura 9, la cual muestra el Chasis de Charger 1970, y las evidentes mejoras que determinaron el peso del vehículo.

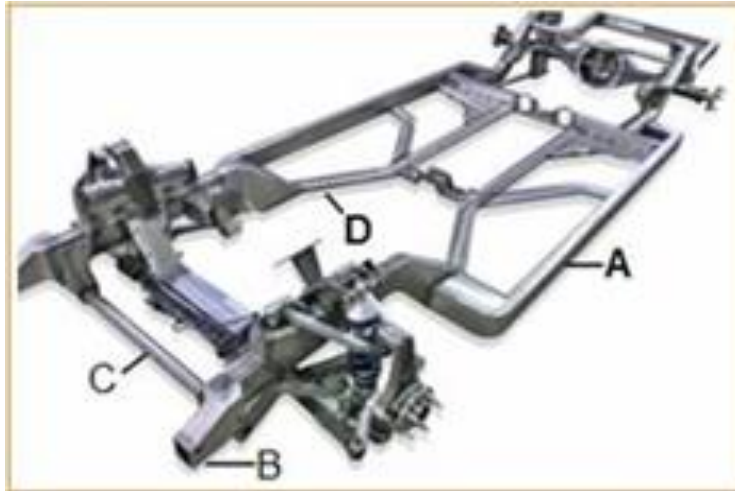


Figura 9. Diagrama de un chasis de tipo escalera de un Charger 1970 [24]. Es el de más antigüedad y se sigue utilizando en algunos modelos. Su principal característica es que la carrocería del auto queda montada encima del mismo chasis. Se compone por un par de largueros que recorren todo el vehículo de forma longitudinal y se encuentra unido entre sí por diferentes placas de acero que soportan otros elementos del vehículo. Las mejoras determinantes del peso del vehículo se lograron en A, B, C y D, en ellos se sustituyó el acero tradicional por acero de alta resistencia volviéndolo más liviano y resistente.

A partir de ese momento, predominaron los trabajos de los aceros de fase dual, los líderes metalúrgicos de la época quienes iniciaron pruebas a nivel industrial, conformando el valor esperado de 500-600 MPa de TS y elongaciones de 25%. En ese punto, la industria del acero modernizó sus instalaciones para desarrollar aceros libres de elementos intersticiales (IF) (Tabla 2), para partes expuestas con un alto grado de estampabilidad, un conjunto particularmente útil de productos desarrollados en este momento, los aceros conformables de alta resistencia a la tracción, basados en prácticas de fabricación de acero IF y aleados con reforzantes en solución sólida, como manganeso, silicio o fósforo que cumplieran con los requisitos de los fabricantes de automóviles japoneses, pero también se pusieron a disposición de los fabricantes de Estados Unidos, quienes comenzaron a considerarlos para aplicaciones que requieren alta resistencia y alta conformabilidad dadas sus propiedades mecánicas (Tabla 3) [25].

Tabla 2. Composición química típica de un acero IF SAE J2329 [25].

Elemento	C	Al	P	Cu	Mn	S	Ti	Fe
% wt	0.0003	0.02	0.004	0.1	0.5	0.03	0.15	Bal

Tabla 3. Propiedades mecánicas de los aceros IF SAE J2329 [25].

Propiedades mecánicas	UTS (Mpa)	YS 0.2% (MPa)	Elongación (%)	Valor de r	Valor de n
Grado 1	N.R.	N.R.	N.R.	N.R.	N.R.
Grado 2	140 – 260	270	34	N.R.	0.16
Grado 3	140 – 205	270	38	1.5	0.18
Grado 4	140 – 185	270	40	1.6	0.20

Las nuevas aplicaciones eran ahora candidatas para aceros de mayor resistencia. piezas con requisitos de conformabilidad que excluirían el uso de aceros HSLA menos conformables [6]. Esta década (1970), también marcó el desarrollo y las primeras aplicaciones de los aceros Bake Hardening (BH), la Figura 10 muestra su aplicación en paneles de carrocería expuestos, estos nuevos productos se remontaban a los aceros de envejecido por deformación desarrollados años atrás. Mediante procesos mejorados y desarrollo de aleaciones, nació una nueva generación de productos de envejecido por deformación que se fortalecieron a través de la deformación producida en el proceso de estampado y el posterior envejecimiento, durante el ciclo de horneado de la pintura.



Figura 10. Los aceros de la gama BH están diseñados para piezas visibles como capó (a), puerta (b), viga longitudinal (c), entre otros como el portón trasero, alerón delantero, techo; al igual que para estructurales que pueden ser bajos, refuerzo, travesaño, revestimiento [6]. En este caso, (a) expone el capó en CR180BH, (b) puerta en CR240BH, y (c) la viga longitudinal delantera en CR270BH.

A diferencia de las aleaciones anteriores, estos nuevos materiales fueron capaces de suprimir las tensiones en la microestructura que dieron como resultado la desaparición de las bandas de Lüders y, por lo tanto, podían usarse en paneles de carrocería expuestos. Se podían producir mediante laminación en frío y recocido continuo de materiales convencionales bajos en carbono [26], la clave era dejar suficiente carbono disuelto en el acero para desarrollar la respuesta al envejecimiento por deformación, pero no tanto como para dar lugar a un envejecimiento en condiciones ambientales antes del estampado.

Los aceros BH también podían producirse con productos químicos de ultra bajo carbono parcialmente estabilizados (0.005% en peso de C) utilizando un proceso de recocido continuo [27]. La aplicación de aceros endurecibles por hornado dio como resultado una mayor resistencia a las abolladuras del panel exterior de la carrocería, mejorando el rendimiento y reduciendo la masa del vehículo [28]. Además, en muchos materiales, el envejecimiento comenzó inmediatamente después del proceso de estampado. Estos paneles eran más resistentes a los daños causados por la manipulación durante el transporte desde el taller de prensado al taller de carrocería lo que se traducía en un importante ahorro de costos debido a menores tasas de desechos. La aplicación de aceros endurecibles por hornado y otros aceros de resistencia media, como los aceros IF de alta resistencia, crecieron de tal manera que se encontraban en la mayoría de los paneles exteriores de acero de la carrocería [29]. Su aplicación se muestra en la Figura 11 para pilares Tipo B.

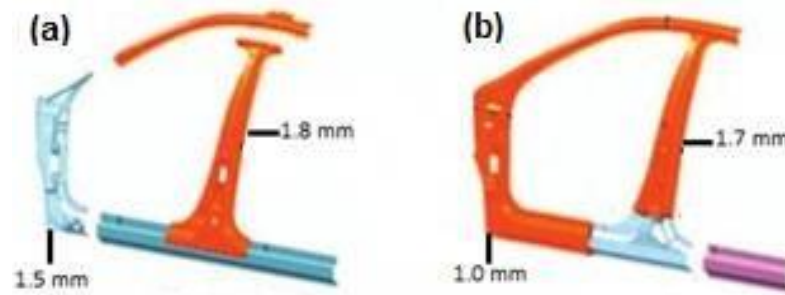


Figura 11. Diseño e introducción de acero IF y DP en el marco e introducción de pilares Tipo B [29]. En (a) el peso con acero convencional es de 15.8 Kg; en tanto en (b) el peso de una puerta con aplicaciones de acero IF y DP tiene un peso de 12.6 Kg, es decir, 20% menos al del diseño en a). Destaca la unificación del marco de la puerta para ser una sola pieza, así como la reducción de .1mm a .5mm de espesor en el pilar.

La mayor variabilidad en las propiedades mecánicas de los aceros HSLA, en comparación con el acero dulce, fue una de las causas del cambio dimensional en las piezas finales. La implementación de tecnología mejorada de control de procesos y prácticas operativas cuidadosas por parte de la industria del acero dieron como resultado mejoras en la uniformidad de las propiedades mecánicas de los aceros de alta resistencia, como fue el caso de los aceros IF y BH [30]. También se describieron recomendaciones de diseño de procesos y productos para mejorar el rendimiento dimensional de las piezas de acero HSLA

[31], que ayudaron a acelerar las aplicaciones y proporcionaron las bases para el desarrollo de procesos y aplicaciones futuros.

La siguiente etapa en aceros fueron los AHSS los cuales han sido clasificados en tres diferentes generaciones, la primera generación basada principalmente en aceros con una base de ferrita en su microestructura; en la que se incluyen los aceros DP, TRIP, CP y los aceros martensíticos (MART) [32].

La diferencia fundamental entre los grados de aceros convencionales (HSS) y los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) fue su microestructura [33], esto se puede distinguir en la Figura 12, los aceros HSS son monofásicos, con una matriz ferrítica. En cambio, los aceros AHSS son aceros multi fase que contienen ferrita residual, martensita, bainita y/o austenita retenida, en cantidades y proporciones adecuadas para obtener las características mecánicas deseadas.

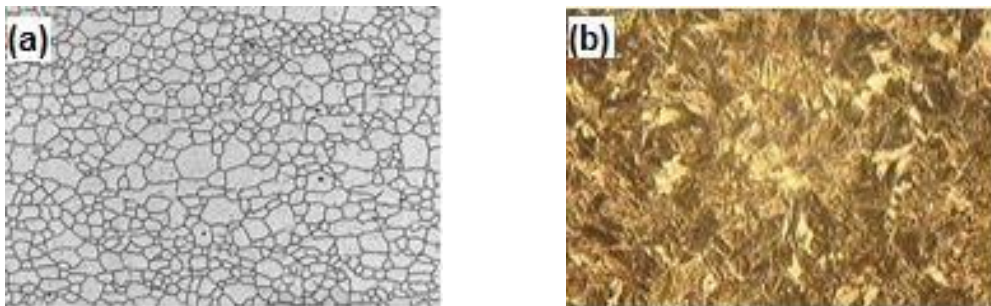


Figura 12. En (a) se observan que los granos de ferrita de color blanco con colonias de perlita de color oscuro que corresponde a un acero HSS [33]. En (b) se presenta un acero martensítico que se caracterizan por una matriz martensítica con pequeñas cantidades de ferrita o bainita. La martensita corresponde a una estructura tetragonal centrada en el cuerpo. La transformación martensítica ocurre, a diferencia de la transformación perlítica, en forma adifusional, en un proceso de deslizamiento de carácter altamente cristalográfico que lleva a una microestructura lenticular o en listones.

Debido al complejo proceso de fabricación de los AHSS que difiere en demasía del de los convencionales, lo que puede originar una segunda clasificación dado su método de procesamiento. Los grados primarios de AHSS se producen en líneas de recocido continuo de alta tecnología, que proporcionan un calor muy alto seguido de una velocidad rápida de enfriamiento controlada de la fase austenítica. Fomentando un calentamiento y enfriamiento controlado que tienen lugar dependiendo de las propiedades deseadas para el acero [34]. Este proceso de producción de alta precisión se basa en los porcentajes de las diferentes

fases presentes en estos aceros. Dentro de la subclasificación resultante de este proceso se encuentran los llamados aceros Doble Fase, los de Transformación Inducida Plásticamente, los Aceros de Fase Compleja, los Ferríticos-Bainíticos, los Aceros de Transformación Inducida por Maclaje, los Aceros “Formados en Caliente” y los “Termo tratables después del formado”.

Para lograr con éxito las propiedades finales requeridas, para que la combinación se considere óptima, los constituyentes de la fase metalúrgica en el producto final requieren que la adaptación óptima del contenido de la aleación y la configuración del proceso sea controlada a precisión. Para aceros con altos niveles de resistencia que se distinguen por estar por arriba de los 780 MPa en particular, implica los ajustes apropiados en el contenido de carbono (C) y manganeso (Mn), además de adiciones de todo tipo de elementos aleantes y micro aleantes como son el silicio (Si), cromo (Cr), molibdeno (Mo), aluminio (Al), boro (B), vanadio (V), titanio (Ti) y niobio (Nb), esto para obtener una mezcla de estructuras de ferrita, austenita, bainita, martensita adecuada para alcanzar dicho valor de resistencia, es decir son microestructuras multifásicas que dependiendo de la cantidad y de los elementos aleantes, es posible refinar el grano en caso de que la aleación lo requiera para su aplicación específica [35]. Además, la alta cantidad de estos no solo tiene un efecto positivo en las propiedades mecánicas finales, sino que también al aplicarlos a la industria automotriz se obtiene una reducción en el peso, lo que deriva en menores emisiones de gases contaminantes, generando desafíos interesantes en sus rutas de proceso para no aumentar los costos de producción.

Con la introducción del Audi A8, basado en la tecnología de inteligencia artificial, la industria del acero inició el proyecto Ultra Light Steel Auto Body (ULSAB) para explorar la posibilidad de la reducción en peso, en este proyecto se involucraron 35 compañías de 18 países y se obtuvo el desarrollo body in white en donde la reducción en peso fue de 25% con un 14% en reducción de costos en autos sedanes, por lo que los aceros DP fueron comercializados, demostrando una alta combinación de YS, TS, EI y fatiga, Iniciándose el uso de aceros DP 590/600, DP780/800 y DP980/1000 [36]. Un principio similar se implementó en la Ford Edge, la cual se muestra en la Figura 13.

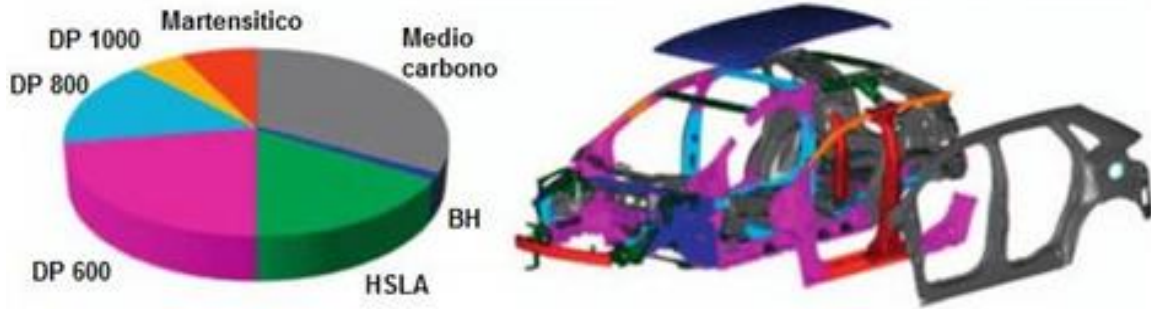


Figura 13. Estructura interna de Ford Edge con aplicaciones de diferentes aceros [37]. Se puede observar que se ocuparon siete tipos de aceros de diferentes generaciones para la elaboración de la carrocería y aunque predominan los aceros de medio carbono (color gris) y los HSLA (verde). La introducción de los DP logró no solo un posicionamiento de estos en la reducción del peso para el mercado, sino su óptimo funcionamiento para cumplir con las normas y funcionalidad de un auto.

Enunciados previamente los aceros que conforman la primera generación, es pertinente profundizar en ellos, iniciando por los "aceros de doble fase" que son una clase de aceros de alta resistencia que se componen de dos fases: comúnmente, una matriz de ferrita y una segunda fase dispersa de martensita, austenita retenida o bainita. Respecto a su producción, la forma más común de hacerlos es mediante el laminado en frío de aceros de baja aleación (LA) seguido de un recocido intercrítico en una línea de recocido continuo, aquí denominado CAL. El término intercrítico se refiere al campo de dos fases de austenita / ferrita en el diagrama Fe-C. La fase de austenita se transformará en martensita al templar, siempre que el acero tenga la templabilidad adecuada y una velocidad de enfriamiento suficiente [38]. El resultado es una estructura con una fase continua suave de ferrita con partículas duras de martensita. En la Figura 14 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.

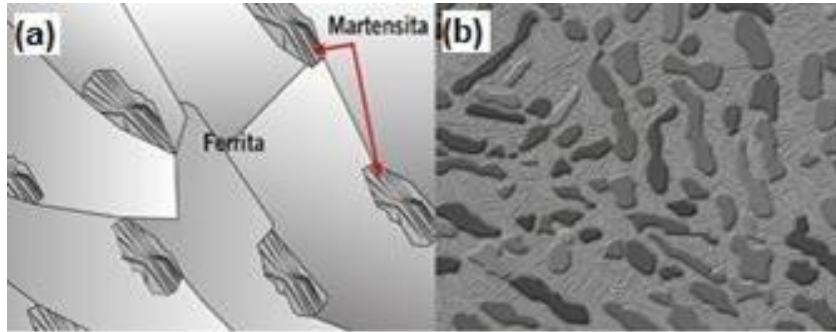


Figura 14. En (a) se ve la microestructura esquemática del acero doble fase. Por su parte, la imagen de SEM que se ve en (b) es de un acero DP 800 donde se muestra la microestructura siendo la fase clara la matriz de ferrita de color oscuro las islas de martensita [35].

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. La ferrita presente se encuentra entre un 85-90% total de su microestructura, esto antes de sufrir deformación. Por su parte, la Figura 15 ilustra el rango de valores en resistencia que posee el acero DP comparado con su porcentaje de elongación.

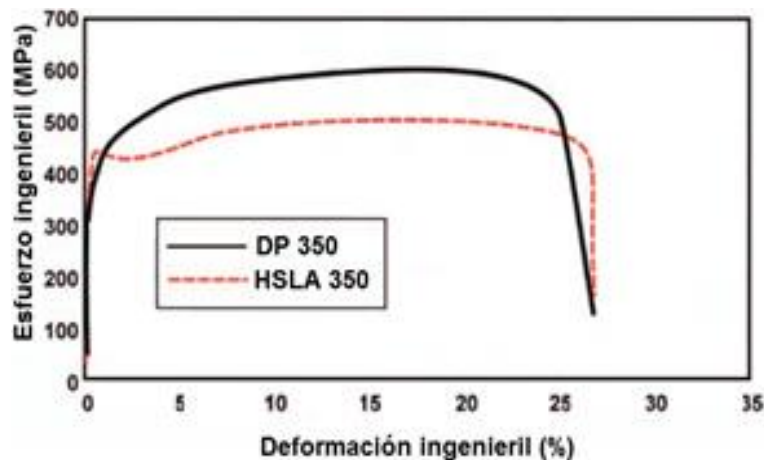


Figura 15. Curva de esfuerzo - deformación en aceros DP (curva negra) y HSLA (curva roja punteada) [39]. En ella se observa una clara diferencia en el aumento de la última resistencia a la tensión de los DP estando alrededor de 100 MPa por encima del de los HSLA.

La fuerza del laminado 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 la cantidad relativa de la martensita y ferrita, así como el tamaño de partícula de la martensita y su distribución.

Para lograr la necesidad de durabilidad para producir martensita en el enfriamiento, los aceros DP suelen contener altos contenidos de Mn que pueden ser agregados hasta un 2 wt%. La presencia del alto contenido de Mn resulta en una deformación no homogénea y una formabilidad menos óptima [35]. La ventaja de estos aceros sobre el aluminio, es el menor costo y las propiedades similares o superiores en cuanto a peso y resistencia, ya que en el interior de los autos el espesor de la lámina de aluminio es tres veces mayor que la de acero, por ello la industria automotriz determinó que el acero es un material superior en estas aplicaciones, por lo que es el material preferido para ser aplicado en pilares A, pilares B, refuerzos de asientos, barras laterales de impacto y parachoques delanteros y traseros, así que el uso total de estos aceros en la carrocería termina siendo de un 30% a un 40% esperando que se puedan aplicar en otras zonas de los vehículos ya que con la aplicación actual ya contribuye con un 5% en la reducción de gases contaminantes totales.

En la Figura 16 se puede apreciar que la creencia de que los autos antiguos al ser más robustos y con lámina de acero más gruesa proporcionaban mejor seguridad a los pasajeros era incorrecta, esto en comparación a lo que se podía pensar de los nuevos modelos que gracias al desarrollo de tecnologías lograron la reducción de peso y brindar mayor seguridad a los ocupantes; estos eran más pequeños y presumían una apariencia más endeble, no obstante, en las pruebas mantuvieron el habitáculo seguro, conteniendo los daños afectando en menor medida al usuario, situación que no se logró en modelos previos.



Figura 16. En (a) se aprecia el choque frontal entre un Chevrolet Bel Air de 1959 y un Chevrolet Malibu 2009, realizada por el Insurance Institute for Highway Safety (IIHS) de Estados Unidos o Latin NCAP. Es notable en

(b) la menor magnitud del daño en chasis y la resistencia en el habitáculo, situación contraria en (c), donde el impacto dañó toda la estructura del vehículo.

En el Bel Air, el conductor difícilmente hubiera salido con vida debido a lesiones muy graves mientras que, en el Malibu, el habitáculo está casi intacto. Otro caso que vale la pena destacar es el de la industria de las carreras que aplicó el uso de aceros DP en forma tubular, el primer caso fue el del Docol Tube R8 de acero de alta resistencia avanzado de fase dual fue producido por SSAB. Al día, los últimos modelos de vehículos que compiten en diversas carreras, como se muestran en la Figura 17, incluidos los autos de arrastre, los sprint, deportivos, los go karts, los autos de velocidad terrestre, los World Rally Cars, las motos de nieve, las bicicletas BMX e incluso aviones deportivos cuentan con aplicaciones de aleaciones DP.

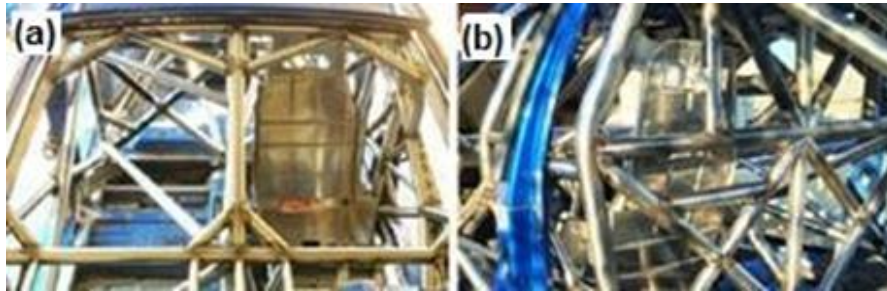


Figura 17. Visualización de las jaulas antivuelco. En (a) se presenta la vista frontal, mientras que en (b) un ángulo lateral, en ambas se aprecia el refuerzo del habitáculo mediante estructuras de acero DP [40]. Este es uno de los mayores ejemplos en cuanto al avance de los aceros, ya que su aplicación exige un peso sumamente controlado que permita alcanzar altas velocidades sin que se sacrifique la seguridad de los ocupantes.

Más adelante, a principios de 2009, A.E.D. en asociación con ME Racing y SSAB, se propusieron llevar los AHSS a los deportes de motor, a lo que se concluyó que un acero DP 800 MPa ofrecería una alternativa más segura, más fuerte y consistente al tubo sin costura estirado en frío 4130 Chrome Moly. En 2010, ME Racing autorizó a SSAB AB a realizar pruebas prácticas tanto para el tubo Docol como para el 4130, que consistieron en pruebas de tracción, pruebas de juntas en T y flexión de tres puntos, los resultados incluyeron que las propiedades mecánicas de los tubos Docol 800 DP son muy similares a las de los tubos 4130 Chrome Moly, ya que tienen un límite elástico ligeramente mayor y una mayor resistencia a la tracción y los valores de alargamiento fueron mejores que los del 4130. Los tubos Docol mostraron una fractura mejor controlada en comparación con los tubos 4130. Los resultados de las pruebas de las juntas en T soldadas fueron bastante similares a pesar

de que el grosor y el diámetro de los tubos Docol eran más pequeños. Más recientemente el 5 de noviembre de 2012, SFI aprobó Docol Tube R8 como un material estructural aceptable para la construcción de jaulas antivuelco [40]. Esta adición se produjo después de una extensa revisión de ingeniería por parte de SFI y los comités técnicos pertinentes, para 2014, los autos de carrera fabricados con Docol Tube R8 competían en pistas de carreras de todo el país.

En cuanto a los aceros de transformación inducida por plasticidad (TRIP), como pueden verse en la Figura 18 se aprecia como 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%).

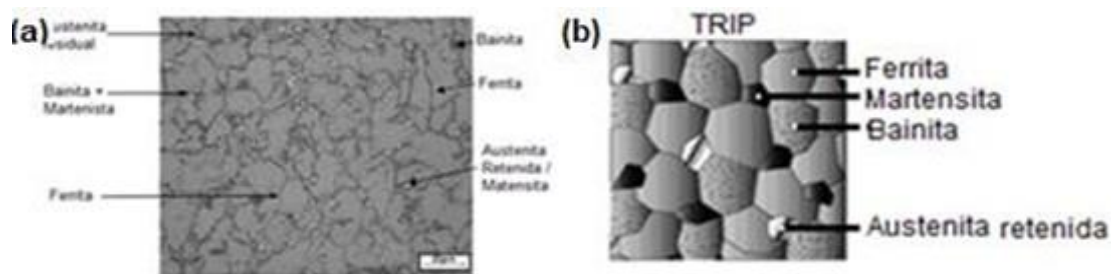


Figura 18. En (a) se muestra la micrografía electrónica de barrido de un acero TRIP 700 donde la ferrita y bainita forman la matriz; en este caso las fases bainíticas y martensíticas son las encargadas de darle al material una alta resistencia y en algunos casos se puede presentar un porcentaje de austenita retenida (alrededor del 5%). En (b) se presenta la microestructura esquemática del acero TRIP [41].

Es común que en estos aceros se dé 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 [41]. La Figura 19 detalla el lugar donde se encuentran estos aceros con base a su porcentaje de elongación y la resistencia a la tracción, se puede observar que los aceros TRIP se encuentran por encima de la doble fase en el comportamiento de elongación y muy similares en resistencia.

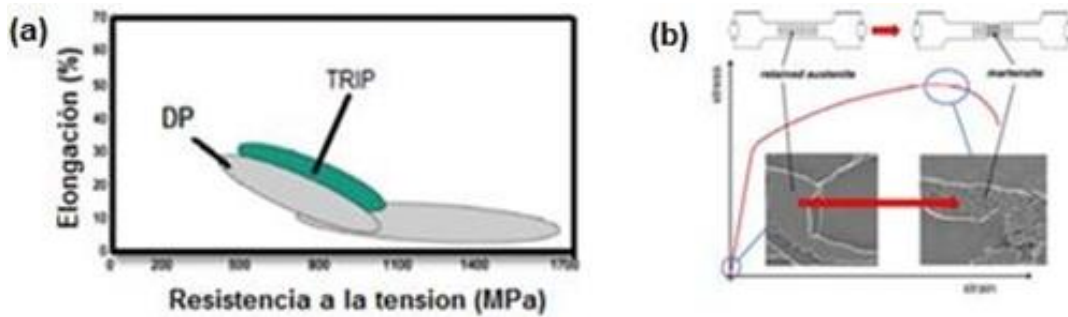


Figura 19. En (a) se observa la resistencia a la tensión vs elongación de un acero TRIP que muestra un valor mayor de elongación en comparación con los aceros DP, manteniendo prácticamente el mismo valor de resistencia a la tracción siendo una mejor opción para piezas con formas más exigentes en su proceso de fabricación. Por su parte, (b) muestra la microestructura esquemática del acero TRIP y su efecto en una prueba de tensión [41].

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 aumenta la deformación.

Pese a las diversas explicaciones sobre cómo se mejoran las propiedades mecánicas de un acero a causa de los TRIP, el más aceptado se relaciona con la formación de dislocaciones móviles adicionales en la ferrita en las proximidades de la martensita inducida por deformación [42]. En los grados de acero dulce de una sola fase convencional, la densidad general de dislocaciones depende principalmente de las dislocaciones almacenadas antes de que el acero sea sometido a cualquier tipo de deformación o tratamiento que provoque un aumento en las mismas. En los grados de acero DP con una matriz ferrítica blanda e islas de martensita dura, se producen principalmente un gran número de dislocaciones geoméricamente necesarias al comienzo de la deformación plástica. Cuanto mayor sea la diferencia de resistencia entre la matriz y la segunda fase, mayor será el número de dislocaciones geoméricamente necesarias refiriéndose a la cantidad de dislocaciones generadas por el cambio en la estructura cristalina. Por lo tanto, se mejora el comportamiento de endurecimiento por trabajo de los aceros DP. En los aceros asistidos por TRIP, se generan más dislocaciones durante la transformación de martensita inducida por deformación. Debido al cambio de volumen que lo acompaña, la deformación

por cizallamiento conduce a un aumento adicional de la densidad de dislocación. Un esfuerzo adicional conduce al efecto de que la martensita inducida por deformación recién formada genera más dislocaciones. Dado que la cantidad de dislocaciones generadas depende de la fracción de austenita transformada en martensita, el endurecimiento por trabajo de los aceros TRIP se puede adaptar a una amplia gama de deformaciones [43]. En analogía con esto, la formación de dislocaciones móviles adicionales por el efecto TRIP mejora aún más el endurecimiento por trabajo de los aceros TRIP, que es esencial para una mejora tanto de la resistencia como de la ductilidad.

En otra clasificación se encuentran los aceros de fase compleja, los cuales presentan una alta resistencia a la tracción, la cual se ilustra en la Figura 20 la cual muestra la microestructura 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 a la rotura de máximo a 800 MPa, conteniendo una alta capacidad de deformación residual.

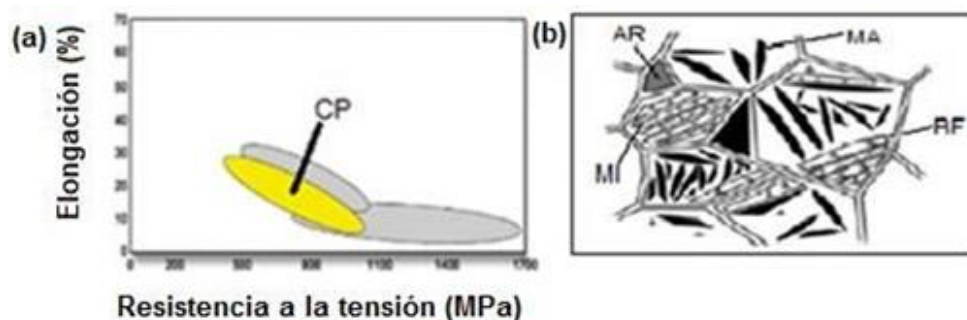


Figura 20. Se puede apreciar en (a) la ubicación del acero CP en rangos de Elongación y Resistencia, y en (b) como los aceros de fase compleja CP. MA.: Martensita atémica; B: Bainita; F: Ferrita; MI: Martensita isotérmica.

Estos aceros además de tener propiedades altas de límites elásticos, así como interesantes propiedades de deformación en el proceso de estampado con un buen comportamiento en la deformación de bordes recortados [44], permiten realizar elementos estructurales livianos mediante procesos de conformado en frío.

Sobre los aceros martensíticos, hay que señalar que 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. Asimismo, se pueden someter a un post calentamiento para reducir su fragilidad y aumentar su conformabilidad ya que así se aumenta su ductilidad. En este proceso, 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 [45]. La Figura 21 muestra el nivel de esfuerzo en el que se encuentran los aceros martensíticos.

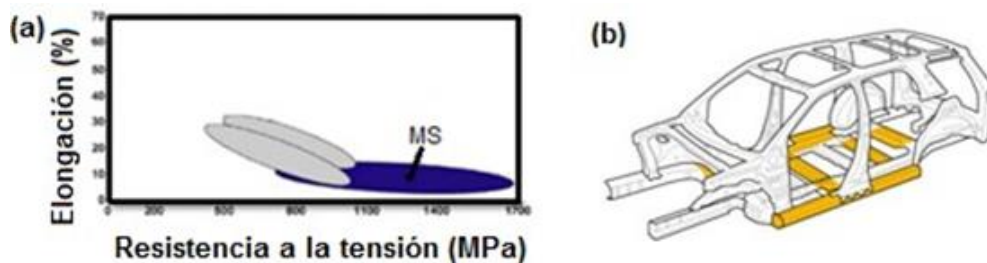


Figura 21. En (a) se muestra la ubicación del acero MS en rangos de Elongación y Resistencia siendo claramente muy superiores a los aceros TRIP y DP en cuanto a la resistencia a la tensión, este tipo de acero sacrifica la elongación situación que los vuelve ideales para piezas que no tienen una geometría tan compleja en zonas estructurales, esto se ve en (b) en donde la marca GM lo aplica en partes específicas del chasis cuyas formas son simples [45].

Ya en el siglo XXI las exigencias automotrices se caracterizaron, además de contar con partes con destacable complejidad, por brindarle seguridad al vehículo, con rigidez específica, espesores pequeños, alta resistencia y parámetros de deformabilidad, lo que hace necesaria el desarrollo de microestructuras especiales que cumplan con los parámetros de seguridad aceros cuya plasticidad es inducida por transformación (TRIP), presentan un endurecimiento por deformación extremadamente alto hasta el límite de que puedan garantizar una absorción de energía extremadamente alta en eventos de colisión. Su desarrollo representa una ventaja al sustituir parcialmente la microestructura martensítica (M) por bainita (B), mejorando la capacidad de apertura, dando lugar a los aceros de fase compleja (CP), con una microestructura de ferrita F-B y los aceros F-B, lo anterior se puede apreciar en el diagrama de banana de la Figura 22, la cual incluye las generaciones de aceros existentes y su posible área de oportunidad.

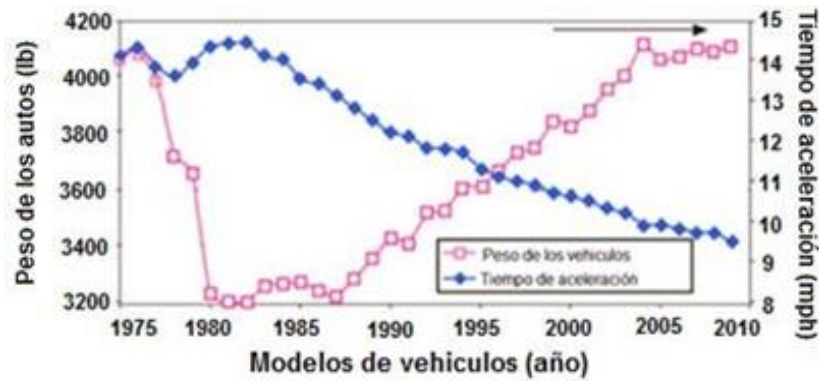


Figura 23. Evolución del peso neto de los autos y la velocidad que alcanzaron a través de los años entre 1975 y 2010. Demuestra como los avances, que a su vez ha ido cumplido con la normativa de seguridad y sustentabilidad, ha logrado disminuir el peso de los vehículos, y adicionalmente contribuyó a la obtención de mayores velocidades.

Las exigencias hacen necesaria una propuesta enfocada en el mejoramiento microestructural de propiedades en los aceros automotrices AHSS Dual Fase mediante procesos controlados y tratamientos térmicos, que rescaten los conocimientos de la fabricación del acero e incorporando el trabajado a alta temperatura para obtener una combinación adecuada de microestructuras que satisfaga las exigencias presentes y futuras de la industria automotriz [2].

I.I.III Aceros de segunda generación (TWIP)

La generación de aceros avanzados de alta resistencia representa a dos nuevas familias de aceros: los TWIP, nano TWIP duplex y triplex; cuentan con ultra alto contenido en Manganeso de hasta 25%, que conjugan alta resistencia con extrema ductilidad. Este tipo de aceros presenta complejas microestructuras, mezcla de martensita, bainita y/o austenita retenida que permiten el tan deseado efecto de endurecimiento por transformación [46]. 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. La ubicación del acero TWIP en rangos de Elongación y Resistencia y la microestructura correspondiente que muestra el efecto “twinning” se ilustra en la Figura 24.

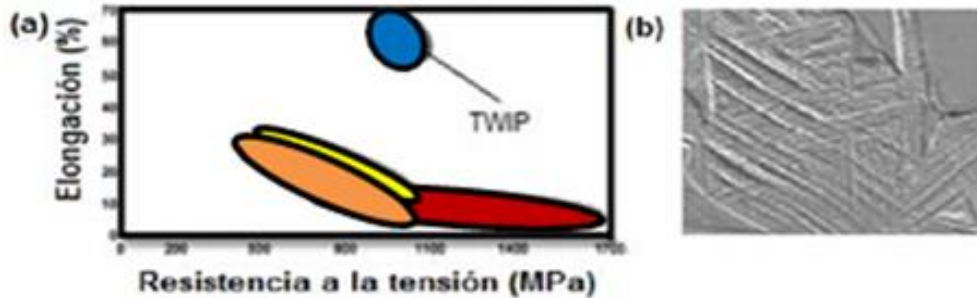


Figura 24. En (a) se ve la ubicación del acero TWIP en rangos de Elongación y Resistencia, siendo muy superior a los aceros DP, TRIP, y Martensíticos en cuanto al valor de elongación siendo el mejor candidato para piezas estructurales con formas y geometrías muy complejas en particular para el proceso de deep drawing o embutido profundo ya que por su alto valor de elongación que logra cumplir las exigencias normativas para su aplicación en vehículos. Asimismo, en (b) se expone su microestructura en donde se ve el efecto “twinning” en un acero de esta categoría.

La principal característica de estos aceros es su alto contenido de Mn, lo que les da las propiedades de completamente austenítico a temperatura ambiente. Como su nombre lo indica cuenta con el efecto llamado twinning que es el encargado de su elevada capacidad de deformación. El principal modo de deformación es el maclado dentro de los granos. 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. Esto hace que el maclado cause un alto valor de velocidad de endurecimiento instantáneo (valor n) con una microestructura muy fina.

Los aceros TWIP combinan una resistencia extremadamente alta con una conformabilidad muy elevada. El coeficiente “ n ” aumenta a un valor de 0,4 con una deformación ingenieril de aprox. 30% y se mantiene constante hasta una elongación total de alrededor del 50%, en donde otros aceros sufren estricción, n llega a valores excepcionales de 0,45, este elevado y constante comportamiento del exponente n garantiza, para las zonas con sobrecargas puntuales, una mejor distribución de las tensiones, y una protección contra la estricción local. La resistencia a la tracción es superior a 1100 MPa, y su capacidad de deformación puede llegar al 95%. De acuerdo con la información suministrada por Arcelor Auto y Thyssen Krupp se puede llegar a una deformación del 35% para una resistencia de 1400 MPa [45]. El único inconveniente de esta familia de aceros es que debido al alto contenido de manganeso el costo de producción se vuelve muy alto para la implementación de su uso en la industria automotriz.

I.I.IV Aceros de tercera generación (Q&P, MMnS)

El acero de temple y partición por sus siglas en inglés (Q&P) es un término utilizado para describir una serie de aceros C – Si – Mn, C – Si – Mn – Al u otras aleaciones sometidas al proceso de tratamiento térmico Q&P desarrollado recientemente. El propósito del acero Q&P en el contexto de las estructuras automotrices es obtener un nuevo tipo de acero de ultra alta resistencia con buena ductilidad para mejorar el ahorro de combustible y promover la seguridad de los pasajeros. Con una microestructura final de ferrita (en el caso de austenización parcial), martensita y austenita retenida, el acero Q&P exhibe una excelente combinación de resistencia y elongación, lo que permite su uso en una nueva generación de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) para automóviles [47]. Si bien la aplicación en carrocería representa la primera implementación de Q&P a escala industrial, el concepto de tratamiento térmico también es aplicable a una variedad de otras aplicaciones potenciales.

En 2003, Speer propuso por primera vez un enfoque designado como el proceso Q&P para explotar nuevos aceros martensíticos que contienen austenita retenida (acero Q&P), basado en el hecho de que el carbono puede difundirse desde la martensita sobresaturada a la austenita no transformada vecina y estabilizar la austenita a temperatura ambiente [48]. El acero Q&P se trata primero mediante una austenización inicial parcial o total y seguido de un enfriamiento rápido interrumpido a una temperatura entre el inicio de martensita (M_s) y una temperatura final de martensita (M_f), lo que da como resultado austenita retenida sin transformar, y un tratamiento de recocido o el denominado tratamiento de reparto a la temperatura de enfriamiento inicial o por encima de ella.

Con una adición de silicio se suprime la precipitación de la cementita, se anticipa que la austenita retenida se enriquecerá con carbono que se espera que escape de la fase de martensita sobresaturada en la que tiene una solubilidad sólida muy baja. El tratamiento debe producir entonces un agregado acicular fino de listones de martensita empobrecidos en carbono y potencialmente libres de carburo entretejidos con austenita retenida estabilizada por enriquecimiento con carbono. Como resultado, con una composición de 0,2% C, 1–1,5% Al y 1–1,5% Mn, el acero Q&P muestra una resistencia ultra alta de 1000–1400 MPa (145–200 ksi) con una ductilidad adecuada de 10 –20%; se continúan realizando avances inmediatos mediante la investigación de esta tecnología emergente.

El proceso de recocido continuo y los consiguientes comportamientos de transformación de fase de los aceros Q&P se muestran esquemáticamente en la Figura 25. Para producir acero Q&P con una resistencia ultra alta y excelente ductilidad, se lleva a cabo un proceso de recocido único para obtener la distribución de fase adecuada.

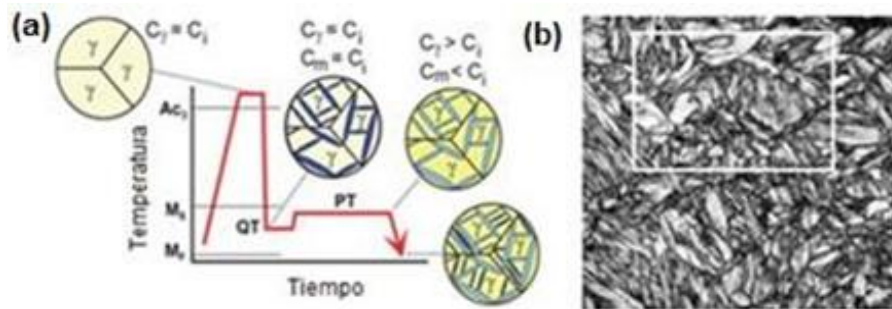


Figura 25. En (a) se observa el diagrama de recocido continuo en aceros Q&P. En tanto en (b), se aprecia la microestructura típica, la cual contiene listones finos de martensita y zonas de austenita retenida estabilizada por enriquecimiento por carbono.

Primero, el acero se calienta a una temperatura superior a Ac_3 (temperatura de recocido), donde el material está compuesto de austenita. Luego, el material se enfría lentamente a una temperatura por debajo de Ar_3 (temperatura de enfriamiento lento, o SC), que es aproximadamente 740°C (1360°F) para el grado de acero de 980 MPa, para permitir la formación de una cierta cantidad de ferrita proeutectoide. La fase de ferrita juega un papel importante en la mejora de la ductilidad del material.

Después de un enfriamiento lento a una temperatura entre M_s y M_f con una velocidad de enfriamiento superior a 50°C/s (90°F/s), en la que la austenita se transforma (parcialmente) en martensita, las fracciones de austenita y martensita pueden controlarse mediante este proceso de enfriamiento interrumpido. Después del temple, el acero se suele recalentar a una temperatura más alta (temperatura de partición) y se mantiene durante un par de minutos. En una aleación de acero típica con alto contenido de carbono, el carbono sobresaturado en la martensita conduciría a la precipitación de la cementita. Sin embargo, el alto contenido de silicio previene la formación de cementita. En consecuencia, el exceso de carbono en la fase de martensita se divide en la austenita restante, porque la austenita con una estructura cúbica centrada en las caras exhibe una solubilidad en carbono mucho mayor que la martensita con una estructura cúbica centrada en el cuerpo.

Finalmente, la austenita enriquecida en carbono estable se retiene cuando el acero se enfría a temperatura ambiente, posterior a este tratamiento térmico, se logra la microestructura final compuesta de ferrita, martensita y austenita retenida. Las consideraciones clave sobre el recocido para producir aceros Q&P son que se necesita un enfriamiento rápido y, al mismo tiempo, la temperatura de detención del enfriamiento debe controlarse fácilmente por debajo de la temperatura M_s .

La microestructura de los aceros comerciales Q&P está compuesta principalmente de martensita (50-80%) formada durante el enfriamiento, y ferrita (20-40%) formada a partir de la fase austenita durante el enfriamiento lento, así como austenita retenida dispersa (5-10 %) estabilizado por enriquecimiento de carbono durante el reparto. Se pueden utilizar fracciones reducidas de ferrita en productos de mayor Resistencia [49].

La austenita retenida metaestable enriquecida en carbono se considera beneficiosa porque el fenómeno TRIP, puede contribuir al endurecimiento por trabajo, la conformabilidad y la tenacidad a la fractura. Durante la deformación, la austenita retenida dispersa se transforma progresivamente en martensita más dura, lo que crea una alta tasa de endurecimiento por trabajo, incluso a niveles de deformación más altos. Las propiedades mecánicas de los aceros Q&P producidos industrialmente para niveles mínimos de resistencia a la tracción son de 980 y 1180 MPa (142 y 170 ksi) y 8-14% de elongación.

Los aceros Q&P son muy adecuados para ayudar a reducir el peso de las carrocerías. Las tasas de endurecimiento por trabajo de los aceros Q&P son sustancialmente más altas que las de los aceros convencionales de alta resistencia (HSS), lo que proporciona una capacidad significativa de deformación por estiramiento. En comparación con la mayoría de los otros HSS con la misma resistencia a la tracción, los aceros Q&P exhiben una conformabilidad mucho mayor; por lo tanto, son particularmente adecuados para piezas estructurales y de seguridad automotrices como travesaños, vigas longitudinales, refuerzos de pilares B, umbrales y refuerzos de parachoques, que no se pueden conformar en frío usando HSS convencional con niveles de resistencia similares [40].

Respecto a los aceros de Medio Manganeso que al tener porcentajes más altos de manganeso se diferencian de los antes mencionados (aceros al 5%-10% Mn), se puede

señalar que, debido a sus excelentes propiedades mecánicas se han considerado recientemente como aceros ultrarresistentes [50]. En particular, sus propiedades de tracción se caracterizan debido a que tiene un alargamiento suficiente de más del 20%, con una alta tensión de aproximadamente 1 GPa; estas propiedades son conocidas como resultado del efecto de plasticidad inducida por transformación (TRIP) [51]. La estructura de este acero está controlada por tratamientos térmicos que consiste en templado y recocido intercrítico, que consiste en martensita templada que contiene una cantidad significativa de austenita retenida.

Durante el recocido intercrítico, la austenita se nuclea principalmente en los límites del listón de martensita; C y Mn se separan de la matriz de martensita a la austenita invertida. Los elementos particionados dan como resultado estabilización de la austenita y formación de austenita retenida sin causar transformación martensítica térmica al enfriarse a temperatura ambiente. Sin embargo, el proceso de recocido intercrítico es realizado a una temperatura relativamente alta, generalmente por encima de 900 K, para formar austenita retenida con partición de Mn. Por tanto, la martensita de la matriz está severamente templada y su dureza se reduce significativamente debido a la reducción tanto del contenido de carbono de la solución sólida como de la densidad de dislocaciones durante el recocido [52]. En consecuencia, es difícil fortalecer aceros medio Mn recocidos inter críticamente mientras se mantiene la fracción de volumen de austenita retenida.

En la Figura 26 se aprecia que además del recocido intercrítico de un solo paso, existe otro concepto de tratamiento térmico, que incluye una austenización completa antes del tratamiento intercrítico, ésta se denomina comúnmente HT (Heat Treatment) de dos pasos, que, además, revela el desarrollo microestructural. La microestructura inicial para el HT de un paso consiste en martensita (y bainita) trabajada en frío intensamente.

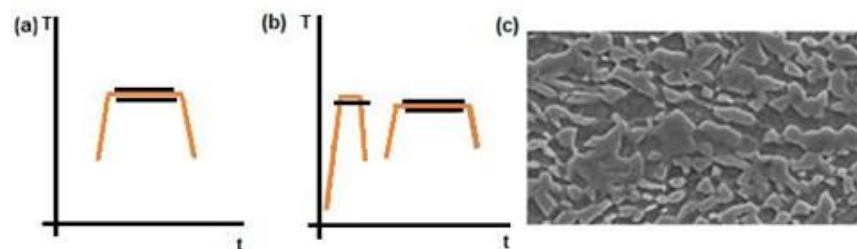


Figura 26. En (a) y (b) se visualiza el diagrama de tiempo y temperatura para recocer el acero medio manganeso, y en (c) su microestructura típica compuesta de martensita producida por el primer paso en su

tratamiento térmico obtenida del temple en el proceso de un solo paso y el caso del tratamiento de dos pasos que genera una cantidad significativa de austenita retenida y bainita, la cual ayuda con el aumento en el valor de elongación en estos aceros.

Dependiendo del tiempo de austenización seleccionado, esta microestructura deformada se recrystaliza durante el calentamiento o el recocido intercrítico [53]. En correspondencia con el tiempo de austenización aplicado, se forma una cierta cantidad de austenita y se enriquece en C y Mn. Mediante una estabilización suficiente de la austenita, esta HT da como resultado una microestructura ferrítica / austenítica de forma globular. El HT de dos etapas además consiste en una austenización completa antes del recocido intercrítico para establecer una microestructura martensítica no deformada. Se puede lograr el mismo efecto proporcionando una velocidad de enfriamiento suficiente después del proceso de laminación en caliente seguido de un recocido intercrítico de la banda caliente en un horno de recocido discontinuo. Esta microestructura martensítica luego se temple sustancialmente durante la etapa de calentamiento y el tiempo de permanencia. Al igual que el HT de un solo paso, la austenita se forma y se enriquece en Mn y C. Finalmente, la microestructura resultante difiere principalmente en su forma, que es predominantemente laminar.

I.I.V Nuevos desarrollos

Con base en lo presentado anteriormente, es evidente que la microestructura de todos los candidatos para los aceros de tercera generación debe contener austenita retenida metaestable, transformándose en martensita durante el esfuerzo. Esta es la forma más fácil de lograr las propiedades mecánicas solicitadas y, por lo tanto, entre otras (fortalecimiento de solución sólida, fortalecimiento de precipitación, refinamiento de grano y fortalecimiento estructural) el efecto TRIP es el mecanismo primordial que activa el fortalecimiento vital en el acero de tercera generación. Mientras que los aceros Q&P ya se han incorporado en las estructuras de carrocerías recientes, actualmente se están desarrollando aceros de Mn medio y su aplicación puede ser factible en un futuro próximo [54], cuando se superen con éxito algunos problemas relacionados con su procesabilidad y propiedades en servicio.

El desarrollo de nuevos materiales ha sido esencial en lo que respecta al avance tecnológico, desde el acero al carbono hasta los aceros de tercera generación. Para el caso específico de la industria automotriz, la creación de materiales que sean amigables con el medio ambiente y que al unísono mantengan, e incluso, aumenten la seguridad de los

pasajeros ha sido fundamental. Actualmente las investigaciones que versan en dichos ejes ofrecen alternativas que pueden satisfacer esas necesidades, pero son procesos de fabricación con altos costos de producción lo cual dificulta su aplicación directa.

A razón de lo anterior y en búsqueda de responder a las exigencias del mercado e industria, esta investigación se centra en el desarrollo de una aleación que ofrezca altos valores de última resistencia a la tensión, así como de elongación, por medio de una ruta de procesamiento que involucra una deformación plástica severa mediante laminación en caliente y una ruta de tratamiento térmico específica para lograr las propiedades mecánicas necesarias para la aplicación directa en la industria automotriz en componentes como parachoques delantero y trasero, chasis, suspensión y tren motriz.

La principal aportación de la investigación es una ruta de procesamiento con bajo costo de producción gracias a la sencillez del proceso de deformación y los tratamientos térmicos, además de que mantiene un bajo nivel de elementos de aleación, obteniendo propiedades mecánicas superiores a las de los materiales que se emplean en la actualidad. De aplicarse de manera directa la propuesta de aleación en la industria automotriz, el consumidor final será quien más se beneficie, pues al ser un proceso de fabricación económico el precio de los automóviles no aumentaría drásticamente, brindando mayor confianza en los estándares de seguridad, un menor consumo de combustible y cumplimiento de normas medio ambientales, volviendo más competitivo el mercado en lo que corresponde a la industria automotriz.

Asimismo, permitirá que se reduzca considerablemente el consumo de combustible generando menor cantidad de gases invernadero en el uso de los vehículos y en la producción de combustibles fósiles y reduciendo el número de muertes anuales causadas en accidentes automovilísticos. Cabe destacar que la investigación es significativa, no solo por lo que puede aportar al desarrollo de aceros de tercera generación o UHSS ultra high strength steel por sus siglas en inglés, sino también porque lo concretado se puede aplicar a la industria automotriz de manera directa teniendo los beneficios previamente mencionados, asimismo, se podría extrapolar a otras áreas como aeronáutica, aeroespacial y naval, esperando beneficios y mejoras significativas.

La industria del acero de alta resistencia tiene un gran potencial en desarrollo ya que se proyecta un crecimiento de hasta 40.85 mil millones de dólares, aumentando el consumo de acero de alta resistencia en la industria automotriz, así como en la industria de la construcción. Hasta el momento el acero de alta resistencia se ha segmentado en 6 posibles industrias que son la automotriz, naval, aeroespacial, construcción, equipo de minería y aviación, aunque no se descarta su uso en otras áreas ya que no solo ofrece una importante reducción en el peso del producto final, sino que también una gran capacidad para absorber energía de impacto.

El mayor uso de aceros de alta resistencia es para la fabricación de paneles de carrocería de automóviles, ya que la eficiencia de los vehículos es directamente proporcional al peso e inversamente proporcional a las emisiones de carbono, utilizando este tipo de aceros la eficiencia del combustible en los automóviles aumenta ya que se puede reducir el peso total hasta en un 60% [44], debido a las altas propiedades que estos materiales ofrecen y sobre todo que tienen bajos elementos de aleación esto es muy importante ya que si la creciente demanda provoca un aumento en los costos de la materia prima es imperante que los procesos de fabricación y la composición de los aceros de alta resistencia no sean excesivamente altos para que su uso siga en continuo crecimiento.

Ahora bien, no solo en atención a las exigencias del mercado de la nueva normativa mundial y en pro de la seguridad de los usuarios, se han buscado y desarrollado aleaciones más óptimas, económicas y de producción más eficiente, es así que en los últimos años se han superado los aceros de tercera generación. Los nuevos desarrollos consisten en aceros con una composición química $\text{Fe-0.30C-2.3Mn-0.22Si-0.43Cr-0.13Ti-0.005B}$, los cuales presentan un buen balance entre resistencia y elongación. En estos, dada la combinación entre el proceso termomecánico y los tratamientos térmicos que se aplican en su desarrollo, se logra obtener una microestructura martensítica bandeda con presencia de carburos dispersados, lo que permite obtener una mejora en las propiedades mecánicas. Lo que exhibe a estos aceros como una opción idónea para la fabricación de componentes automotrices, debido a su buena formabilidad [45]. En la Figura 17 es posible apreciar como estos aceros desarrollados se presentan como la mejor opción entre las novedades como la más viable para cubrir los requerimientos actuales de la industria automotriz enfocados en el aumento de seguridad, disminución de peso y de emisiones de gases contaminantes.

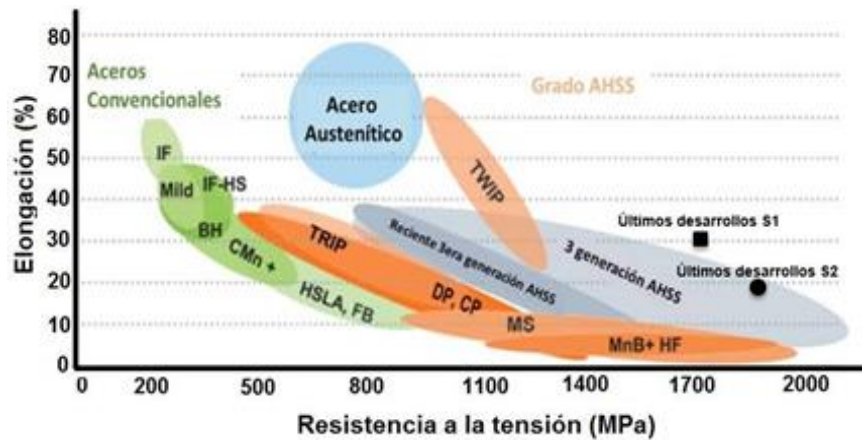


Figura 27. Diagrama de banana que incorpora a los aceros desarrollados después de la tercera generación, que debido a su aumento en valores de elongación y resistencia a la tensión no pueden ser clasificados aún, se caracterizan no solo por ser innovadores sino también por su excelente cumplimiento para el sector automotriz. En S1 se ven los datos de un acero con un procesamiento de laminación unidireccional en caliente, más tratamiento térmico de temple. En tanto en S2 se reflejan los resultados obtenidos de un procesamiento de laminación unidireccional en caliente, más tratamiento térmico de temple y tratamiento criogénico [45].

Los retos en los siguientes desarrollos para el sector automotriz y en específico para los aceros requerirán de seguir perfeccionando los materiales a fin de elevar la seguridad en los vehículos, reducir su peso, mejorar los procesos de producción y comercialización globalizados de forma que se disminuyan los impactos medio ambientales. Asimismo, estos se distinguirán por la aplicación de procesos de fabricación más simples, siendo menos costosos dando paso al uso de estos aceros para lograr componentes cada vez más complejos. Lo anterior mediante la aplicación de los aceros de baja aleación que se proyecta tengan el mayor crecimiento.

Empresas pilares en el mercado automotriz como son Ford y General Motors están impulsando el desarrollo de vehículos cada vez más eficientes en cuanto a sus sistemas de propulsión haciendo uso de motores eléctricos y ofreciendo cada vez mayor seguridad a los pasajeros, además de hacerlos más confortables debido al aumento de tiempo que los usuarios pasan en ellos, lo anterior sin aumentar significativamente el costo final de los vehículos.

Pese a que la tendencia a transitar a ser empresas verdes pudiera proyectar una desaparición del sector siderúrgico, esto es imposible para el sector de transportes y en especial el automotriz, si bien los autos híbridos y eléctricos han dado un paso al abandonar

gradualmente los combustibles fósiles, el acero es algo que jamás podrá dejarse de lado, pues chasis y carrocería determinan la seguridad e integridad del vehículo y no hay material más confiable para cumplir con esto que el acero. Ante eso el sector tiene como reto no solo desarrollar aceros más livianos, seguros y económicos, sino también en cuyo proceso de creación se disminuya el impacto medioambiental, que su vida útil sea más larga y su reciclamiento tenga aplicaciones socialmente responsables.

CAPÍTULO II Procedimiento experimental

II.1 Diseño de la aleación

Dado los requerimientos para aceros que se aplican en la industria automotriz se requería diseñar una aleación cuyas propiedades mecánicas se concretaran en un balance óptimo en términos de resistencia mecánica y elongación para distintos componentes, tales como son las barras de alto impacto, las puertas y las defensas. Para lograr lo anterior, era menester diseñar la aleación desde su composición química, los tratamientos termo – mecánicos, así como los térmicos. De forma tal que el resultado fuera una relación de microestructura – propiedades mecánicas que permitiera la obtención de aceros con un desempeño excepcional en las aplicaciones automotrices necesarias.

La metodología que se utiliza para el diseño metalúrgico del acero puede describirse como compuesta por las siguientes etapas principales:

1. Identificación de las propiedades más importantes de la aleación que se está diseñando.
2. Establecer la relación entre dichas propiedades y los parámetros microestructurales y de composición.
3. Definir los criterios de diseño, como una simple relación de los efectos de los distintos parámetros microestructurales y composicionales en las propiedades relevantes del acero diseñado.
4. Optimizar los parámetros microestructurales y de composición utilizando los criterios de diseño y teniendo en cuenta la economía de la producción del acero diseñado.
5. Controlar el procesamiento y el tratamiento térmico del acero para obtener los parámetros microestructurales y de composición diseñados.
6. Parámetros microestructurales diseñados.

El diagrama de Fases Hierro Manganeso que se presenta en la Figura 28, se utilizó como mapa que permitiera encontrar el porcentaje preciso de manganeso, así como una estrategia de enfriamiento para lograr la microestructura y las propiedades mecánicas que se estaban buscando en la composición (2.3% Mn) siendo el resto de los elementos aleantes agregados por medio de ferroaleaciones sin ser extremadamente relevantes.

Posteriormente, después del último paso de laminación en el que se encuentra la aleación a una temperatura de 870°C (1143.15 K) en una zona bifásica alfa más gamma, que se aprovechará para que el manganeso estabilice la austenita y se obtenga la mayor cantidad de ésta, debido a que el manganeso es un elemento aleante estabilizador de la austenita, al aplicar un temple en agua en esta zona obtendremos una pequeña cantidad de austenita retenida y la mayor cantidad de martensita. El objetivo principal es obtener el menor tamaño de grano posible así en conjunto con la cantidad de austenita retenida serán factores que aumenten la ductilidad del material sin tener que reducir los valores de resistencia que proporciona la martensita que predomina en la microestructura de este acero. La propuesta final fue una aleación Fe 2.3-Mn.

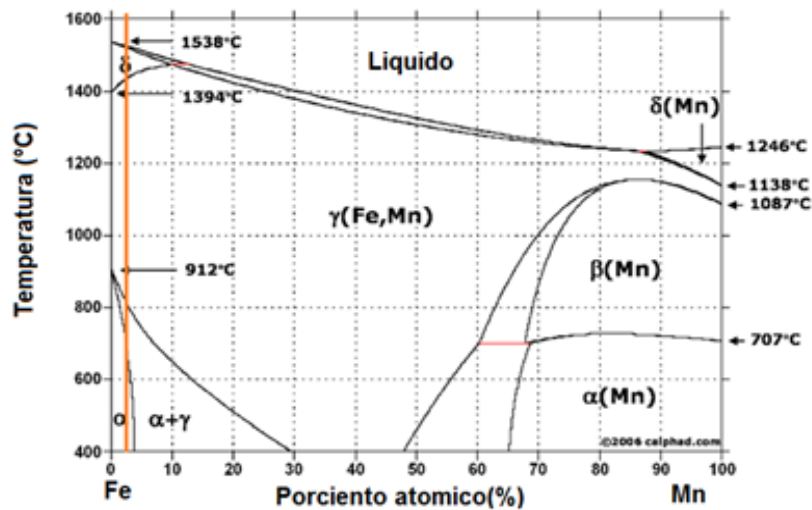


Figura 28 Diagrama de fases hierro manganeso que permitió encontrar el porcentaje preciso de manganeso y la estrategia de enfriamiento para lograr la microestructura y propiedades de la composición, se resalta el porcentaje en peso de manganeso elegido para la obtención de la aleación[47].

II. II Fusión de la aleación

El proceso de fusión de la aleación Fe 2.3Mn, el cual puede verse por completo en la Figura 29, se inició con la evacuación del horno de inducción durante treinta minutos lo que le permitió alcanzar una presión interna de 1×10^{-3} atmósferas, en este punto se le debe de inyectar inmediatamente argón a la cámara del horno hasta que se alcance una presión interna de 6.0×10^{-1} atmósferas. Este procedimiento, se debe de llevar a cabo en tres ocasiones y en cada una se debe de asegurar de tener un remanente de oxígeno de 0.2%. Posteriormente, se inicia la fusión de los elementos junto con la cantidad deseada de

ferroaleaciones para completar la composición química del acero mediante el encendido eléctrico del horno de inducción.

Para lograr una fusión óptima, el crisol de alúmina debe de colocarse dentro de un crisol de grafito con dos propósitos, el primero es para que el grafito actúe como inductor durante la fundición, y el segundo, para que el crisol de grafito evite la pronta fractura del crisol de alúmina. Para ello, el arreglo experimental se construyó de la materia prima del acero al manganeso como el que se muestra en la Figura 29.

Cabe señalar que, para evitar la contaminación del metal líquido durante la fusión se utilizaron crisoles de alúmina recristalizada los cuales fueron colocados y sujetos por medio de fibra *kaowool* a la bobina de inducción de horno. El horno que se utilizó tiene la capacidad de operarse con atmósfera controlada o al vacío, con una fuente de poder que tiene una potencia máxima de 30KW. Además, para alcanzar la temperatura de fusión del acero, la potencia de la fuente de poder se debe de incrementar hasta igualar los 14 KW. En el momento que se logre tener el acero en estado líquido, la potencia se disminuye a un valor de 12 KW con el propósito de flotar la escoria, y en caso de ser necesario, llevar a cabo un desgasado al vacío para retirar gases disueltos en el metal líquido provenientes del manganeso dentro de la aleación. Una vez que los elementos están totalmente líquidos como se muestra en la Figura 29 señalado como aleación líquida, se lleva a cabo una desgasificación del baño líquido con ayuda del vacío generado por la bomba mecánica, esto para retirar gases disueltos en la aleación líquida.



Figura 29. Proceso de fusión, colada del metal líquido en molde de cobre rectangular y solidificación de la aleación Fe_{2.3}Mn. Se muestra la composición del montaje experimental que permitió obtener las placas de la aleación Fe_{2.3}Mn con las dimensiones: 10 cm de largo, 5 cm de ancho y 7 mm de espesor.

Finalmente, la aleación líquida se vierte a una temperatura de 1600 °C (1,873.15 K) en un molde metálico de cobre. El resultado será la obtención de una placa de la aleación *Fe2.3Mn* con las siguientes dimensiones: 10 cm de largo, 5 cm de ancho y 7 mm de espesor, la cual se deberá de revestir (el molde metálico) con nitruro de boro para evitar la contaminación del metal líquido durante el procedimiento de colada. La composición química resultante será la que se muestra en la Tabla 4.

Tabla 4. Composición química de la aleación Fe2.3Mn.

Elemento	C	Mn	Si	Cr	Ti	B	Fe
Máximo	0.30	2.35	0.22	0.43	0.13	0.005	Bal.

II.III Laminación de la aleación Fe2.3Mn

Para el caso de la aleación Fe 2.3-Mn, el primer resultado fue la placa de acero al manganeso en condición de colada, el cual se debe de cortar y pasar por un proceso de desbaste grueso para eliminar las impurezas de mayor tamaño que puedan interferir en el proceso de laminación en caliente. Previo a cada paso de laminación, la muestra se debe de calentar a 1100 °C (1,373.15 K) durante diez minutos para evitar la formación de fracturas entre cada paso de laminación. Cabe destacar que para nuestro caso el proceso se realizó en una laminadora (FENN 5-MILL) con rodillos de 25.4 cm de diámetro y 25 toneladas a una velocidad de 10 RPM, hasta alcanzar el máximo alargamiento posible.

Al concluir el proceso de laminación se obtuvo un porcentaje de reducción de 73.5%, obteniendo un espesor final de 1.85 mm por medio de la ecuación $r = \frac{h_0 - h_f}{h_0} \times 100$ en una lámina que pasará al proceso de corte y tratamientos térmicos, en la Figura 30 se puede observar el diagrama de proceso de laminación para la placa de acero Fe 2.3Mn en laminador FENN 5-MILL la cual se observa a detalle en la Figura 31.

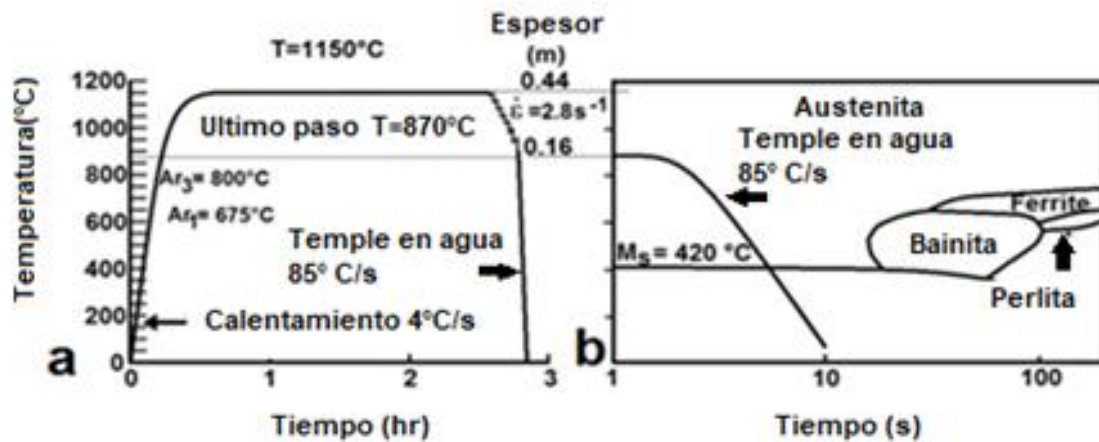


Figura 30. Diagramas de proceso y de tiempo. En a) se observa el diagrama de proceso de laminación para el acero Fe 2.3%Mn, mientras que en b) el diagrama de tiempo temperatura transformación que se utilizó para la aleación Fe 2.3%Mn. (Figura de elaboración propia)



Figura 31 Se aprecia el laminador FENN 5-MILL al momento de llevarse a cabo la laminación de la placa de acero Fe2.3Mn previo a su proceso de corte y tratamientos térmicos.

II.IV Corte de la aleación Fe2.3Mn

Para poder realizar los tratamientos térmicos subsecuentes se necesitaron cortar una serie de probetas que se identificaron y se clasificaron para un análisis de precisión debido a que en este trabajo se realizaron dos tipos de tratamiento térmico posteriores al temple del último paso de laminación.

Estos cortes longitudinales se hicieron con discos de corte de la marca *Allied* con cuchilla de corte, abrasivos, A / S, caucho enlazado, de 14 " x 0.062" x 1.25 " / 32 mm que se observan en la Figura 32 (a), permitiendo obtener cortes como los de la Figura 32 (b) . Es imperante que durante el corte la muestra esté siempre húmeda para evitar aumentos de temperatura, para ello la cortadora tiene implementado un sistema de enfriamiento (agua recirculando en todo momento durante el corte de la muestra). Se obtuvieron placas de muestra de 10mm x 5cm x 1.85mm, que se cortaron para obtener 8 probetas individuales a las que se les aplicaron tres tratamientos térmicos diferentes.



Figura 32. (a) Disco de corte marca Allied; (b) Representación gráfica del corte longitudinal de los lingotes de la aleación Fe-Mn para su posterior caracterización.

II.V Tratamiento térmico de la aleación Fe2.3Mn

Para contrarrestar a la baja ductilidad y fragilidad que presentan los aceros con altos contenidos de manganeso en condición de colada, se aplicaron tratamientos térmicos para mejorar las propiedades mecánicas de la aleación Fe-2.3Mn solidificadas en molde metálico. Esto permitió obtener placas de 10cm x 5cm x 1.8mm, que se cortaron para tener probetas individuales a las que se les aplicaron tres tratamientos térmicos diferentes. Cabe mencionar, que posterior al corte, las probetas se lijaron hasta un grano de 600 para eliminar irregularidades en el material y de esta manera evitar promover fracturas en él.

El primer tratamiento, el cual se puede observar en la Figura 33, consistió en un temple en agua inmediato al último paso de laminación para obtener la mayor cantidad de martensita y el menor tamaño de grano posible en la microestructura resultante.

El segundo, fue consecutivo al tratamiento térmico de temple y consistió en llevar las probetas a una temperatura de -180°C (193.15 K) en nitrógeno líquido durante 360 minutos para provocar un refinamiento de grano, lo que provocó la transformación de austenita en martensita debido a la influencia del tratamiento criogénico en la producción de tensiones internas, que además dio lugar a “twins” y a efectos de dislocación en la red cristalina. Otra posible explicación es la precipitación inducida de carburos causada por la contracción de la red de martensita y austenita, en cuyo resultado de la contracción y el acondicionamiento martensítico, las tensiones residuales en el material cambian a un carácter más compresivo. Debe de destacarse que la influencia de la austenita retenida está detrás del cambio de propiedades; permite obtener bloques y películas finas de austenita retenida en el acero, las cuales deberán de distinguirse pues los bloques tienen menor contenido de carbono que las películas finas, no obstante, ambos tipos pueden transformarse posteriormente en martensita y, por tanto, se cree que la martensita tiene también una orientación diferente a la de la austenita en el tratamiento criogénico, durante el cual ambos tipos de austenita retenida se dividen en regiones de martensita más pequeñas de nueva formación [80].

Finalmente, el tercer tratamiento que se encuentra ejemplificado en la Figura 33, consistió en llevar a cabo un relevado de esfuerzos a temperatura de 550°C (773.15 K) durante quince minutos, esto con el objetivo de liberar esfuerzos internos en la microestructura. Las placas resultantes y las fases desarrolladas se identificaron y cuantificaron mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) en un microscopio JEOL-7600f acoplado con un microanálisis de rayos X de energía dispersa (EDS).



Figura 33. Del lado izquierdo se aprecia el tratamiento térmico subcero consistente en llevar a -180°C el acero por medio de nitrógeno líquido durante 6 horas y del lado derecho se aprecia el tercer tratamiento térmico que fue el relevado de esfuerzos.

II.VI Preparación metalográfica de la aleación Fe2.3Mn

El factor crítico para la obtención de buenas imágenes tanto en microscopía óptica como en microscopía electrónica de barrido es la preparación de su superficie, para este caso, la preparación metalográfica de los lingotes obtenidos consistió en los siguientes pasos: 1) lijar la muestra con distintos tamaños de grano (80, 100, 220, 400, 600, 1200); 2) pulir la muestra con paño ultra fino y alúmina de 1.0 y 0.3 micras (a espejo); 3) lavar la muestra en ultrasonido con acetona durante 30 minutos para eliminar el exceso de alúmina en la muestra; y 4) lavar la muestra en ultrasonido con etanol durante 30 minutos para eliminar el exceso de alúmina en la muestra y evitar el opacamiento de la misma causado por el uso de acetona. Lo anterior permitió obtener probetas en óptimas condiciones para su ataque químico y posterior análisis en el microscopio.

II.VII Caracterización microestructural de las probetas obtenidas a partir de las placas rectangulares de la aleación Fe2.3Mn con tratamientos térmicos

El proceso de caracterización de las probetas se puede ver en la Figura 34, en el que para conocer la microestructura de la aleación Fe2.3Mn con tratamiento térmico se utilizó un microscopio electrónico de barrido (*Leica-Stereoscan y JEOL 7600f*), acoplado a un sistema de microanálisis de Rayos-X con energía dispersada (*Oxford*). Para la identificación y cuantificación de las fases presentes, se recurrió a un difractómetro de Rayos-X de la marca *Siemens (D-5000)*, con una fuente $K\alpha\text{-Cu}$ (1.5418 Å).



Figura 34. Elementos necesarios para el proceso de caracterización y los ensayos mecánicos: (a) Microscopio electrónico de barrido (*Leica-Stereoscan*); (b) Difractómetro de rayos-x (*Siemens D-5000*); (c) Microscopio electrónico de transmisión.

II.VIII Ensayos mecánicos de las probetas obtenidas a partir de las placas rectangulares de la aleación Fe_{2.3}Mn con tratamientos térmicos

Se realizaron ensayos de tensión para determinar las propiedades mecánicas del acero, las mediciones se llevaron a cabo con una máquina Instron 1125 a una velocidad de desplazamiento de 0.5 mm/min y una velocidad de deformación calculada de $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$. Para la determinación del módulo de elasticidad (Módulo de Young) se acopló un extensómetro a la máquina Instron 1125 como se puede apreciar en la Figura 35 (c y d). La Figura 34 (a-c) muestra los equipos utilizados para la caracterización de la aleación Fe_{2.3}Mn con tratamiento térmico, los cuales forman parte de la infraestructura (Figura 34-35) de dos instituciones de la UNAM: el Instituto de Investigaciones en Materiales y la Facultad de Química.

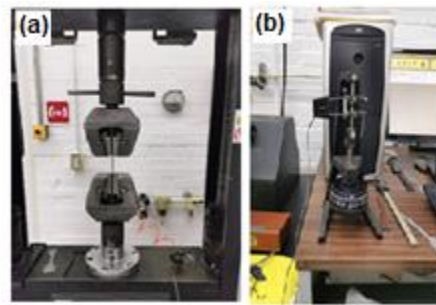


Figura 35. Elementos necesarios para los ensayos mecánicos y (a) Máquina Instron 1125 para pruebas mecánicas y (b) extensómetro.

CAPÍTULO III Resultados

La aleación resultante de Fe2.3Mn se analizó mediante diversas técnicas, las cuales fueron microscopía electrónica de barrido, ensayo de tensión, rayos X, microscopía electrónica de transmisión y microanálisis a fin de explicar sus propiedades mecánicas.

En la Figura 36, se pueden observar las imágenes de microscopía electrónica de barrido, donde se reveló la microestructura de la aleación.

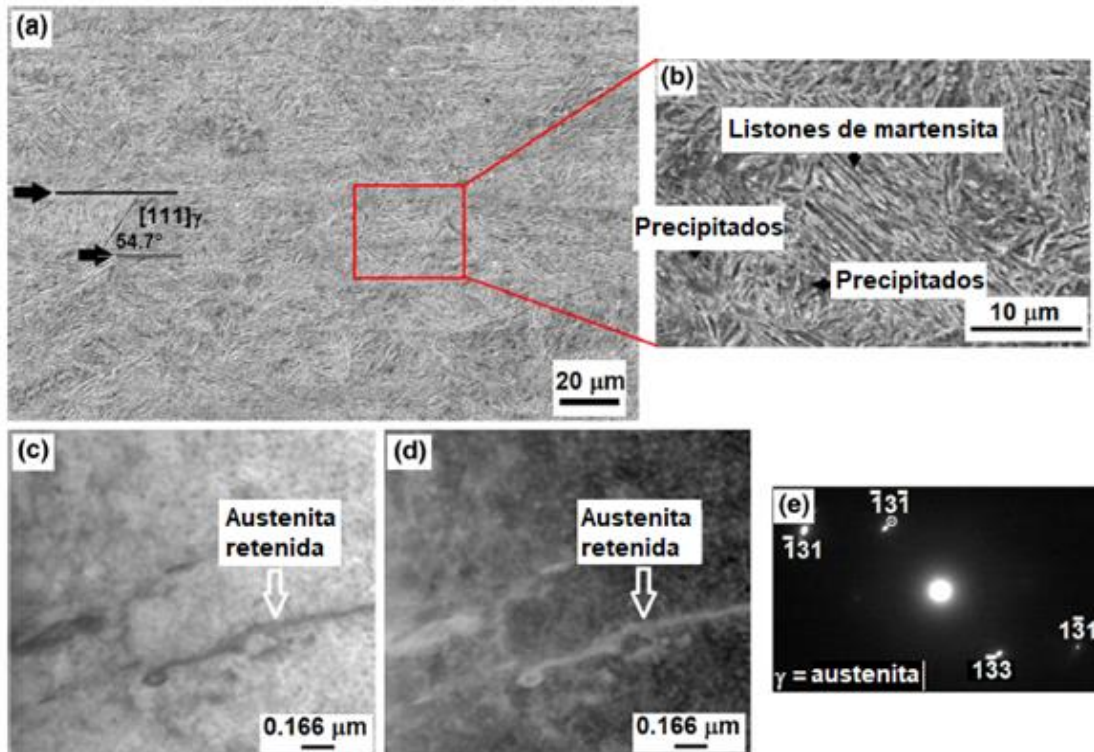


Figura 36 (a,b) Micrografías electrónica de barrido correspondientes al acero en condición de laminado en caliente y templado en agua, donde se muestra la presencia de precipitados ricos en boro y la morfología de la martensita que en este caso es de listón, además de la referencia del plano de habito de la martensita y su ángulo correspondiente, (c) muestra la micrografía electrónica de transmisión de campo claro del acero en condición de laminación en caliente y templado en agua, (d) imagen de campo oscuro que corresponde al plano (131), (e) imagen correspondiente a la zona (d) para el área seleccionada.

El ensayo de tensión se aprecia en la Figura 37 y la Tabla 5, este permitió conocer los valores de elongación y última resistencia a la tensión.

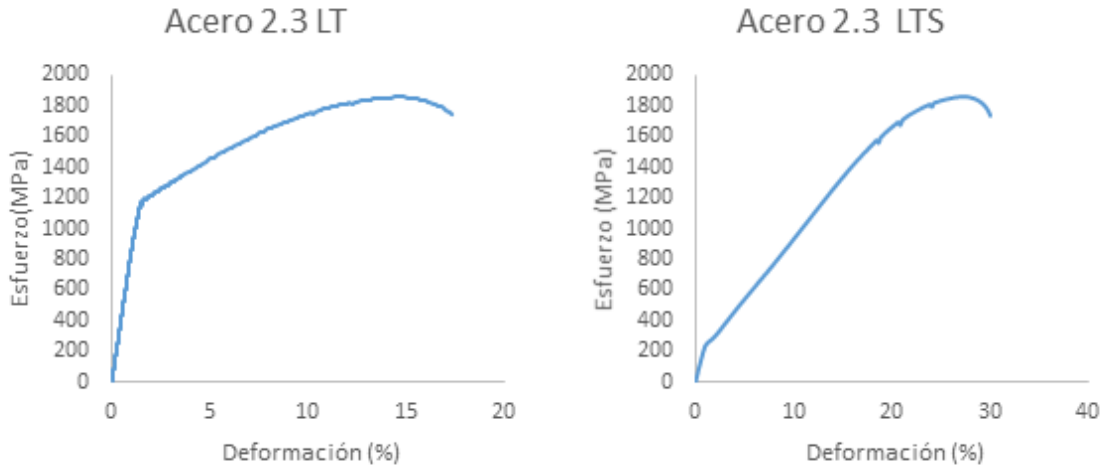


Figura 37 Curvas esfuerzo - deformación para el acero laminado y tratado térmicamente

Tabla 5 Resultados de propiedades mecánicas de las muestras de acero laminadas y tratadas térmicamente

Curva	0.2% Y. S. (MPa)	UTS (MPa)	EI. (%)
(1) Laminado en caliente + temple en agua	1151.4	1866.7	18.0
(2) Laminado en caliente + temple en agua + subcero	662.0	1744.8	28.2

Por su parte el análisis de rayos X, a través de los difractogramas correspondientes, permitió establecer los parámetros a y c que dieron lugar al establecimiento de las fases presentes y la relación c/a de la aleación, las cuales se pueden ver en la Figura 38.

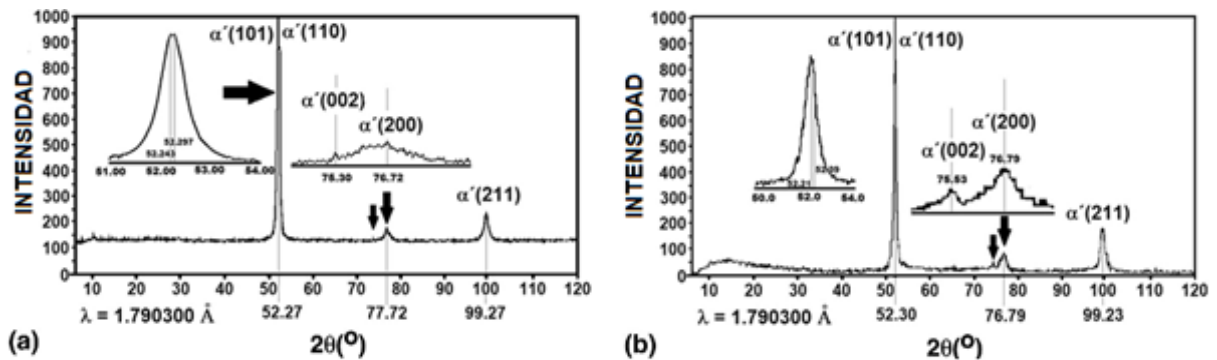


Figura 38 Patrón de rayos X correspondiente al acero laminado y tratado térmicamente

Finalmente, las imágenes electrónicas de transmisión y microanálisis que se presentan en la Figura 38, permitieron corroborar la presencia de austenita retenida, carburos de cromo y precipitados ricos en boro.

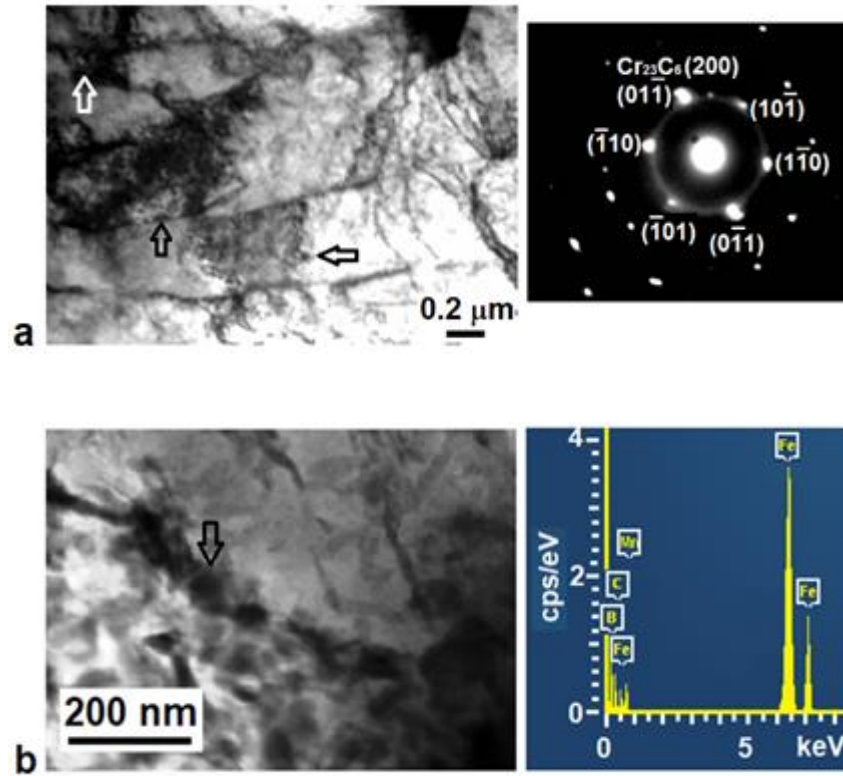


Figura 39 Micrografías electrónicas de transmisión de las muestras laminadas en caliente y tratadas térmicamente a) se identificaron carburos de cromo b) precipitados ricos en boro.

CAPÍTULO IV Discusión

Una de las técnicas fundamentales para el estudio de la estructura cristalina de los materiales es la difracción de rayos X, pues con ella es posible determinar fases presentes, tipo de estructura cristalina, familias de planos, parámetros de red, entre otros. Por lo anterior, en esta investigación se empleó esta técnica como parte de la caracterización, presentando en la Figura 34 el difractograma indexado del acero sometido a austenización a 1150°C, laminado en caliente de 1150°C a 870°C y templado en agua desde 870°C a temperatura ambiente.

Pueden observarse los picos de difracción divididos de $(101)\alpha'/(110)\alpha$ doblete, $(020)\alpha'/(200)\alpha'$ doblete y $(211)\alpha'$. A partir de este difractograma se determinó el parámetro de espaciado interplanar (d) de la martensita de acuerdo con la ecuación de Bragg $= 2 d \sin \theta$ Ecuación (1), donde (λ) es la longitud de onda de los rayos X difractados, (θ) es el ángulo de incidencia de los rayos X y d es el espaciado interplanar de los planos de la red. Con referencia a la Tabla 6, los parámetros de red de la martensita tetragonal a y c se evaluaron como 2,88 Å y 2,93 Å respectivamente, lo que corresponde a una tetragonalidad (relación entre c y a) de 1,017. Con respecto a lo anterior, se determinó que las relaciones lineales entre la tetragonalidad de la martensita y el contenido de carbono son de $c/a = 1 + 0,045 \text{ wt. \% C}$ [Ref. 76] Ec. (2) $c/a = 1 + 0,031 \text{ \% wt C}$ [Ref. 77] Ecuación (3).

Las ecuaciones (2) y (3) pueden utilizarse para aceros al carbono, aceros de baja aleación o aceros de media aleación con o sin adición de níquel, cromo, molibdeno, vanadio o silicio, ya que sólo el carbono tiene un efecto significativo en la tetragonalidad de la martensita. Y como se puede ver en la Tabla 6, la relación c/a se aproxima al valor predicho por la ecuación 3.

Tabla 6 Relación c/a en investigaciones previas y del acero en investigación.

Ecuación	0.35 wt.%C	Referencia
3	1.016	[74]
4	1.011	[75]
...	1.017	Laminado en caliente y templado en agua
...	1.016	Laminado en caliente templado en agua más tratamiento criogénico

El comportamiento de las aleaciones en general depende de ciertos mecanismos que van a proporcionar las propiedades mecánicas finales, una parte fundamental del estudio de los aceros es el conocimiento de la microestructura y para conocerla es necesario el uso de diferentes equipos en este primer paso nos enfocaremos en el microscopio electrónico de barrido (MEB). La Figura 35 muestra la microestructura resultante del acero estudiado tras ser tratado termomecánicamente desde temperaturas entre 1150 °C y 870 °C y templado en agua justo después de atravesar el campo de la zona bifásica (Figura 28).

Una parte importante del procesamiento termomecánico es la laminación en caliente que se realizó como ya se describió en el capítulo II durante el procedimiento experimental, en la Figura 36 (a), las flechas negras indican el ancho de las bandas que se producen en el laminado en caliente, donde se cuantificó un valor medio de 20 μm . En el interior de las bandas laminadas en caliente, se identificó principalmente la presencia de granos de martensita con un tamaño medio de 8,5 μm y con índices de plano de hábito (111) el cual es el plano de hábito de crecimiento paralelo para la martensita partiendo de una estructura austenítica.

Otras características microestructurales se observan en la Figura 36 (b), donde la morfología de la martensita es de tipo listón, donde estos son muy largos con una anchura media de 0,5 μm . Esta microestructura, al igual que la observada en aceros templados de bajo y medio carbono con un contenido hasta de 0,5% en peso de carbono [78], presenta listones paralelos al mismo plano de hábito. Las Figura 36 (c) y (d) muestran la presencia de austenita retenida que se supone es parte fundamental para lograr los altos valores de elongación producidos en ambas muestras de aceros después de los tratamientos térmicos subsecuentes.

Además, se observó la presencia de carburos en los límites de grano y en las láminas de martensita. La identificación de estos carburos se realizó mediante microscopio electrónico de transmisión y los resultados presentados en la Figura 39 indicaron la presencia de carburo de cromo (Cr_{23}C_6) en los límites de los listones de martensita como las señaladas con una flecha en la Figura 38 a. Estos carburos de cromo están rodeados por la presencia de dislocaciones. También, como se muestra en la Figura 39 b, se identificó la presencia de partículas, como la señalada con una flecha, que tras el microanálisis TEM se

identificaron como precipitados ricos en Boro y se confirma la presencia de austenita retenida como se indica mediante flechas en las Figura 39 a y b.

En cuanto a las propiedades mecánicas, N. Fostein [2] sugirió que los aceros martensíticos, como en el presente estudio, deberían clasificarse en función del método de fabricación y los niveles de resistencia resultantes correlacionados para determinar el peso y ahorro potencial en el peso final de los vehículos gracias a las piezas utilizadas de este material y su aplicación. La Figura 37 y la tabla 5 muestran los resultados del ensayo de tensión a temperatura ambiente del acero estudiado con dos condiciones de procesado 1) laminado en caliente + temple en agua y 2) laminado en caliente + temple en agua + tratamiento bajo cero, donde en la condición (1), el acero alcanza una resistencia a la tracción final de 1866,7 MPa (270.741,9 psi), un límite elástico del 0,2% de 1151.4 MPa (166.996,4 psi) y un 18% de alargamiento, mientras que en la condición (2), el acero alcanza una resistencia a la tracción final de 1744,8 MPa (257.412,9 psi), un 0,2% de límite elástico de 662,4 MPa (96.305,1 psi) y un 30% de alargamiento.

La resistencia a la tracción y el alargamiento finales resultantes para el acero objeto de este estudio en ambas condiciones de procesamiento se sitúan en la Figura 27 junto con varias familias de acero [73]. Como puede observarse, el acero en estudio en ambas condiciones de procesado presenta un valor de UTS X TE entre 33.600 y 52.344. Al respecto, Tisza informó [79], que los desarrollos de acero para la industria automotriz adoptaron una clasificación de acuerdo a la designación metalúrgica con el objetivo principal de proporcionar mayores parámetros de resistencia y formabilidad; y como se presenta en la Figura 27, el producto UTS X TE proporciona una posibilidad de clasificar el desarrollo del acero para varias generaciones de aceros de alta resistencia y en el presente caso, el acero en estudio mostró valores UTS que lo posicionaron en el límite superior de la familia de aceros de tercera generación del AHSS permitiendo la posibilidad de utilizarlo para piezas de carrocería con esta combinación de propiedades (UTS y EI) [69] como barras de refuerzo laterales y barra de impacto en parachoques contribuyendo a la pérdida de peso en carrocería y seguridad.

El tratamiento en frío del acero es aceptado como un tratamiento suplementario que puede utilizarse para mejorar la transformación de la austenita en martensita y para mejorar el alivio de la tensión de las piezas con procesos de deformación severos. En este caso el

tratamiento criogénico del acero, en el cual se llevó a una temperatura del orden de -180 °C (93.15 K) mejorando ciertas propiedades más allá de la mejora obtenida con las temperaturas de un tratamiento en frío convencional que involucra temperaturas un poco más cercanas al cero.

Por su parte, el tratamiento en frío para este acero consistió en exponer el material a temperaturas bajo cero para impartir o mejorar condiciones o propiedades específicas del material. Aumento de la resistencia, mayor estabilidad dimensional o microestructural, una mayor resistencia al desgaste y el alivio de la tensión residual son algunos de los beneficios del tratamiento en frío del acero. Todos los aceros templados mejoran con un tratamiento adecuado bajo cero hasta el punto de que habrá menos tendencia a desarrollar grietas. El tratamiento en frío inmediato a temperatura ambiente o a otras temperaturas durante el enfriamiento ofrece la mejor oportunidad para la máxima transformación a martensita. Las propiedades mecánicas y contenidos de manganeso superiores a otras aleaciones que se obtuvieron gracias a los tratamientos termomecánicos aplicados, se pueden distinguir en la Tabla 7.

Tabla 7 Aceros que se encuentran actualmente en el mercado y bajo investigación.

Acero	YS (MPa)	UTS (MPa)	%E	% Mn
DP280/600	280	600	32	1.8
HSLA 490/600	490	600	23.5	2
DP300/500	300	500	32	1.8
M1300	951	602	22	1
CP 700/800	700	800	22.5	2.5
DP600-A	403	624	19.5	2.1
M1500	514	735	20	1
DP780	520	810	21	3.5
Light weight	685	810	40	4
TRIP 780	500	810	25	3.5
DP980	826	926	11	1.75
MART 950/1200	950	1200	0.6	
MART 1200/1520	1250	1520	1.23	1.3
MP1180	826	926	11	1.75
Ca1		1570	5.4	1.23
MnB	1200	1600	1.2	
FH		1580	6.5	1.24
Ca2		1610	5.5	1.24
BA		1680	6.2	1.2
DP 2.6	1538	1858	30	2.6

En cuanto a la comparación con los aceros que se encuentran en uso dentro del mercado y en investigación, hay una diferencia muy marcada ya que, aunque no se tiene el valor más alto de elongación y UTS hay un balance muy interesante ya que al poseer un alto valor de elongación y resistencia es un producto ideal para diferentes aplicaciones directas desde chasis hasta partes específicas de suspensión o motor, siendo la mejor ventaja las zonas de absorción de impacto, que se puede ver en la Figura 39.

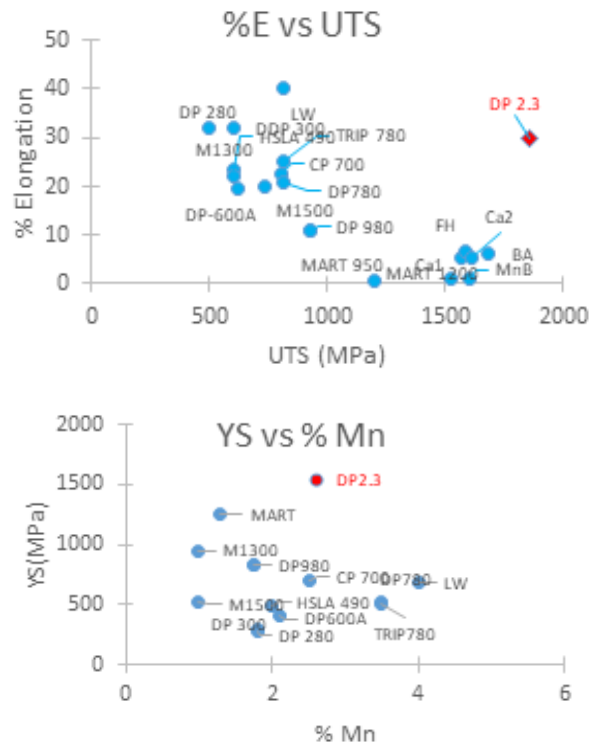


Figura 40 Gráficas de comparación de los aceros usados actualmente vs nuevos desarrollos.

El uso de manganeso de una manera efectiva demuestra que se puede aumentar el valor de UTS, resistencia al impacto y resistencia a la abrasión sobre todo cuando se cuenta con un trabajado mecánico y tratamientos térmicos ya que también existe una clara tendencia a endurecer la superficie sin tener que sufrir por los efectos negativos que se pudieran presentar, como una baja resistencia a la oxidación o el agrietamiento, así como una dificultad para el maquinado derivado de la dureza de la superficie, en este caso la composición que dio los mejores resultados fue 2.3Mn y la presencia de ciertos elementos aleantes siendo marcadamente superior ante los demás aceros. Esto se detalla en la Figura 40.

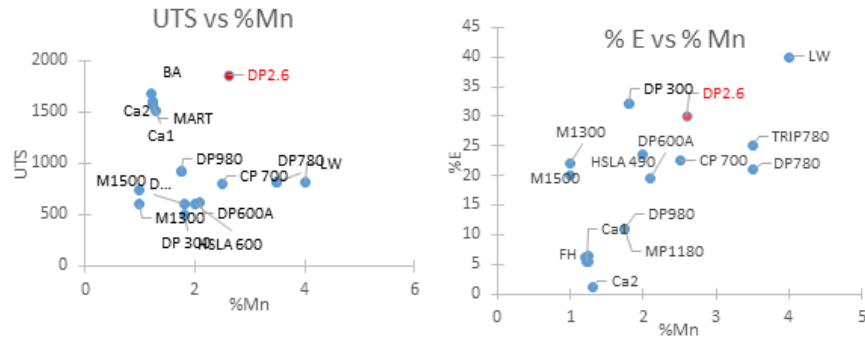


Figura 41 Gráficas de comparación de los aceros usados actualmente vs nuevos desarrollos.

CAPÍTULO V Conclusiones

1. La microestructura expuesta de un acero martensítico experimental después de un tratamiento termomecánico y de un temple en agua más un tratamiento criogénico era predominantemente de listones de martensita con índices de plano de hábito [111]c y anchuras de las láminas entre 0,29 y 0,32 μ m. La tetragonalidad de la martensita fue definida por los parámetros de red $a = 2,88 \text{ \AA}$ y $c = 2,93 \text{ \AA}$. Esto corresponde a una relación de tetragonalidad $c/a = 1,017$ que se aproxima a la predicha por $c/a = 1 + 0,045 \text{ wt.\% C}$.
2. Se presentó una fina precipitación de segundas fases (carburos de cromo y precipitados ricos en B) donde los precipitados se encontraban predominantemente en los bordes de la martensita y límites de grano.
3. El ensayo de tracción a temperatura ambiente para los aceros en desarrollo en sus respectivas fases (laminado en caliente templado y laminado en caliente templado más subcero) se obtuvieron valores de $UTS = 1866 \text{ MPa}$, $0,2\% \text{ Y.S.} = 1151 \text{ MPa}$ y $EI = 18\%$; y $UTS = 1744 \text{ MPa}$, $0,2\% \text{ Y.S.} = 662 \text{ MPa}$ y $EI = 30\%$, respectivamente, permite la posibilidad de utilizarlos para partes de la carrocería como barras laterales y refuerzos de parachoques, contribuyendo a la reducción de peso, a la vez que se mejora la seguridad.
4. En este trabajo, la ruta de procesamiento del acero en estudio se modificó sin implicar procesos complejos. Las propiedades del acero expuestas arrojaron valores del producto $TS \times TE$ entre 33 600 y 52 300, proporcionando así relativamente elevados valores (UTS de 1866 a 1744 MPa) con valores de ductilidad mejorados del 18 al 30%.

5. El efecto del tratamiento criogénico en el acero investigado fue una completa transformación de la austenita residual junto con una dispersión efectiva y un refinamiento de los carburos de cromo y los carburos precipitados ricos en B en la matriz de martensita.

FUENTES CONSULTADAS

- [1] L. Meyer Columbium, Titanium and Vanadium in Normalized, Thermomechanically Treated and Cold – Rolled Steels. In Intl. Symposium on High Strength Low – Alloy Steels. Pittsburgh. (1975) pp.67-153.
- [2] N. Fonstein. Evolution of Advanced High Strength Steels (AHSS) to Meet Automotive Challenges. In Vail, CO, USA. (2013).
- [3] L. Lin, J. Li, Application of Thermodynamics in Designing of Advanced Automotive Steels, Adv. Manuf. (2016) pp. 340–347.
- [4] X. La industria metal-mecánica, en FERREPRO. El acero en la industria automotriz.
- [5] México, marzo 2020 <http://ferrepro.mx/el-acero-en-la-industria-automotriz/>
- [6] Flores Oscar, Fabela Manuel, Blake Carlos, Vázquez David y Hernández Ricardo. (2014). Regulación de emisiones contaminantes de los motores de combustión interna, Instituto Mexicano del Transporte (IMT), 21 de junio de 2021.
- [7] Barajas Aguilar, Norma Cecilia; García Lara, Adrián Moisés; Camporredondo Saucedo, José Emilio; Equihua Guillén, Fabián; Castruita Ávila; Laura. Tendencia de los aceros y su aplicación en la industria automotriz. Ciencia Cierta, Número 48, (Octubre- Diciembre 2016), pp. 1-12.
- [8] Vicencio Miranda, Arturo. La industria automotriz en México. Antecedentes, situación actual y perspectivas. Contaduría y Administración, Nom. 221, (Enero-Abril 2007), pp. 211-248.
- [9] Mendoza Cota, Jorge Eduardo. La crisis de la industria automotriz en México en el marco de la integración económica con Estados Unidos. Economía UNAM, Volumen 8, Número 22, (enero-abril 2011), pp. 55-73.
- [10] Radhakanta Rana, Shiv Brat Singh. Automotive Steels, design, Metallurgy, Processing and Applications. ELSEVIER. Reino Unido. 2017.

- [11] Dirección General de Tráfico. Nuevo mínimo histórico en el número de víctimas mortales por accidente desde 1960. Gobierno de España, Ministerio del Interior. (2016).
- [12] CNNMoney. Así se 'fundió' la industria del acero en EU tras la Segunda Guerra Mundial. EXPANSIÓN (2018) <https://expansion.mx/economia/2018/03/09/asi-se-fundio-la-industria-del-acero-en-eu-tras-la-segunda-guerra-mundial>
- [13] D.G. Adams, J.A. DiCello, C. Hoppe, A.S. Kasper, A.N. Keisoglou, W.W. McVinnie, High strength materials and vehicle weight reduction analysis, Soc. Automot. Eng., Paper No. 750221, (1975).
- [14] Elizondo, Alejandra; Hernández Amezcua, Thalia. Regulación de las emisiones de CO₂ para vehículos ligeros en México. Gestión y Política Pública, Volumen 27, Número 2, (2018), pp. 571-594.
- [15] R.L. Pascorek, A. Sipler, Strain aging properties of high-strength hot-rolled steels, SAE Trans, 1978, pp. 86-740.
- [16] W.H. McFarland, Mechanical properties of low carbon- alloy free martensites, Trans. AIME, (1965) 233-2028.
- [17] W.H. McFarland, H.L. Taylor, Properties and applications of low carbon martensitic steel sheets, Soc. Automot. Eng., Paper No. 690263, (1969).
- [18] U.S. Department of Energy, Material Science. DOE Fundamentals Handbook, Volume 1 and 2. January 1993.
- [19] Miguel Ángel Bocanegra Galván. Estudio del efecto del procesamiento termo mecánico sobre los parámetros de formabilidad en aceros IF para aplicaciones automotrices. Universidad Autónoma de Nuevo León, México: (2015).
- [20] Eberhart, Mark, Why Things Break: Understanding the World by the Way It Comes Apart. Harmony. ISBN 978-1-4000-4760-4, (2003).
- [21] William D. Callister, David G. Rethwisch. Materials Science and Engineering: An Introduction 9th Edition, Wiley; 9 Edition, ISBN-13: 978-1118324578, (2013).
- [22] Programme of the World Steel Association AISBL. (2020). Advanced High-Strength Steel (AHSS) Definitions. WorldAutoSteel Association, 2021,
- [23] P.B. Lake, J.I. Grenawalt, Partially annealed cold rolled steel sheet, SAE Trans, (1978), pp. 86-718.
- [24] K. Araki, Y. Takada. K. Nakaoka, Work Hardening of Continuously Annealed Dual Phase Steels, Technical Report, Technical Research Center, Nippon Kokan K.K., Japan, 1976.
- [25] D.G. Adams. S. Dinda, R.A. George, R.W. Karry. A.S. Kasper, J. Pogorel, et al., Charger XL: A lightweight materials development vehicle. Soc. Automot. Eng., (1976), Paper No.

76020.

- [26] J.R. Fekete, D.C. Strugala, Z. Yao, Advanced sheet steels for automotive applications, (1992), JOM 44.
- [27] R. Pradhan, Dent-resistant bake hardening steels for automotive outer-body applications, Soc. Automot. Eng. (1991), Paper No. 910290.
- [28] M. Kuroshawa, S. Satoh, T. Obara, K. Tsumoyama, T. Irie, Age hardening behavior of deep drawable and bake hardenable steel sheet produced by high temperature continuous annealing, Int. J. Mater. Prod. Technol, (1989), pp. 4 -244.
- [29] T. Hayashida, M. Oda, T. Yamada, Y. Matsukawa, J. Tanaka, Development and applications of continuous- annealed low-carbon Al-Killed BH Steel Sheets, Proceedings of Symposium On High Strength Steels for Automotive, R. Pradhan, ed, (1994) 135.
- [30] Kovch, T. Owens, M. Bala, R. Thompson, Use of continuously annealed bake hardenable steels for automobile outer panels, Soc. Automot. Eng., (1990), paper No. 900715.
- [31] Brandon M. Hance, Material Uniformity of High Strength Steels. Vol. 2, Auto/Steel Partnership, 1998.
- [32] High Strength Steel Stamping Design Manual, Auto/ Steel Partnership, 2000.
- [33] N Baluch, Z. Mohamed, C. Sobry. Advanced High Strength Steel in Auto Industry: an Overview. Engineering, Technology & Applied Science Research, Vol.4, No. 4, (2014), pp. 686-689.
- [34] Vasundhara Sutar, C.S. Dharankar, B. Thirupathi Raju. High Strength Steel for Automotive Applications. International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET), Volume 03, (2016), pp. 966-968.
- [35] Ariana Lisseth Alvarado Gutiérrez. Análisis microestructural y de propiedades mecánicas a temperaturas elevadas de aceros avanzados de alta resistencia para el conformado en caliente. Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 2013.
- [36] M.-C. Theyssier. Manufacturing of advanced high-strength steels (AHSS). Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS), X, (2015), pp. 29-53.
- [37] Samek, L., and Krizan. Steel-Material of Choice for Automotive Lightweight Applications. (2012), 1-6. Brno.
- [38] J. Reed. Advanced High-Strength Steel Technologies in the 2015 Ford Edge, Great Designs in Steel, Livonia MI, 2015.
- [39] Granbom, Y., L. Ryde, and J. Jeppsson. Simulation of the Soaking and Gas Jet Cooling in a Continuous Annealing Line Using Dilatometry. Steel Research International, (2010).
- [40] Gladys Yerania Pérez Medina. Estudio de la soldabilidad de Aceros Avanzados de Alta

- Resistencia (AHSS): Martensíticos, Doble Fase (DP) y de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP). Corporación Mexicana de Investigación en Materiales, México, 2008.
- [41]Zach Guzman. The History of Dual Phase Advanced High Strength Steel And Its Introduction into Racing. A.E.D. Metal Products & Supplies, 2020.
- [42]Ming-hui C, Hua D, Zheng-you T, Hua-ying L and Young-kook L, Strain Hardening Behavior of High Performance FBDP, TRIP and TWIP Steels Steel Res, 2011.
- [43]D. Krizan: TRIP steels -- advanced high strength multiphase steels for automotive lightweight applications, In: Int. Conf. CO-MAT-TECH, MtF STU Trnava, Slovakia, (2006), pp. 659-668.
- [44]F. Spenger, T. Hebesberger, A. Pichler, C. Kremaszky, E.A. Werner: AHSS steel grades: strain hardening and damage as material design criteria, In: Int. Conf. in New Developments in AHSS, USA, 2008.
- [45]Jorge Madias “Desarrollo: avances en la producción y aplicación de aceros bifásicos” Actualización Tecnológica.
- [46]A.Duran-Nuñez, A. L. Ramirez- Ledesma, H. Lopez & J. A. Juarez-Islas. On the Microstructural and Mechanical Behavior of a Fe-0.3C-2.3Mn-0.22Si-0.5Cr-0.13Ti-0.005B Steel Intended for Automotive Applications. The Journal of Materials Engineering and Performance (JMEP), Volume 29, (2020), pp. 6513–6519.
- [47]Grässel, O., et al., High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development -- properties -- application. International Journal of Plasticity, 16 (10-11), 2000, pp.1391-1409.
- [48]L. Samek, D. Krizan: Steel - material of choice for automotive lightweight applications, In: Int. Conf. Metal, Brno, Czech Republic, (2012), pp. 6-12.
- [49]B.C. De Cooman, J.G. Speer: Quench and Partitioning steel: a new AHSS concept for automotive anti-intrusion applications, Steel Research International, Vol. 77, (2006), pp. 634-640.
- [50]J.G. Speer, D.K. Matlock, B.C. De Cooman, J.G. Schroth, Carbon partitioning into austenite after martensite transformation, Acta Materialia, Vol. 51, (2003), pp. 2611-2622.
- [51]K. Hausmann, D. Krizan, K. Spiradek-Hahn, A. Pichler, E.A. Werner: The influence of Nb on the transformation behavior and the mechanical properties of TRIP-assisted bainitic ferrite sheet steels, Materials Science and Engineering A, Vol. 588, (2013), pp. 142-150.
- [52]Merwin, M.J.. Low-Carbon Manganese TRIP Steels. Materials Science, (2006) Forum

539–543: 4327.

- [53] Jean-Hubert Schmitt, Thierry Jung. New developments of advanced high-strength steels for automotive applications Nouveaux développements dans le domaine des aciers à très haute résistance pour les applications automobiles. *Comptes Rendus Physique*, Volume 19, (2018), pp. 641-656.
- [54] Arlazarov, A., A. Hazzotte, O. Bouaziz, Characterization of Microstructure Formation and Mechanical Behavior of an Advanced Medium Mn Steel. *Material Science and Technology, MS&T*, (2012), pp.1124-31.
- [55] K. Steineder: The influence of C and Mn and the heat treatment on the mechanical properties of Medium-Mn steels. PhD Thesis, TU Graz, Austria, 2017.
- [56] E. De Moor, D.K. Matlock, J.G. Speer, M.J. Merwin: Austenite stabilization through manganese enrichment, *Scripta Materialia*, Vol. 64, No. 2, (2011), pp.185-188.
- [57] X. High Strength Steel Market by Type, End-Use Industry And Region - Global Forecast to 2023. Report Buyer, (2018), 178.
- [58] Wang X D, Zhong N, Rong Y H and Hsu T Y 2009 J. Novel ultrahigh-strength nanolath martensitic steel by quenching–partitioning–tempering process *Mater. Res.*
- [59] Daniel Krizan, Katharina Steineder, Simone Kaar, Thomas Hebesberger. Development of Third Generation Advanced High Strength Steels for Automotive Applications. TRANSFER 2018, 19th international scientific conference.
- [60] J. Galán, L. Samek, P. Verleysen, K. Verbeken y Y. Houbaert. Advanced high strength steels for automotive industry. *Revista de Metalurgia*, Volume 48, (2012), pp. 118-131.
- [61] Hosen Sulaiman, Klaus Unruh. *Steel in Automotive Industry. The View from the Supply chain*. United States of America: Faurecia, 2015.
- [62] Manabu Takahashi. *Sheet Steel Technology for the Last 100 Years: Progress in Sheet Steels in Hand with the Automotive Industry*. ISIJ International - J-Stage, Volume 100, (2014), pp. 79-88.
- [63] S. Baron, Jay. *Assessing the Fleet-wide Material Technology and Costs to Lightweight Vehicles*. United States: Center for Automotive Research (CAR), 2016.
- [64] Sampieri, Roberto Hernández. *Metodología de la investigación*. Mc Graw Hill, México, 2010.
- [65] Muszka K, Majta J, and Bienias Ł, cracking of high-strength steel welded joints *Metall. Foundry Eng*, 2006.
- [66] Demiri M Y. *Advanced High-Strength Steels: Science, Technology, and Applications*, USA: ASM International, 2013.

- [67] Kempken J and Hüper T. PQA—The Success Factor to reach next Performance Level in Hot and Cold Rolling. AISTec. Conf.: Nashville, 2017.
- [68] Bleck W, Bruhl F, Ma Y and Sasse C, "Materials and Processes for the Third-generation Advanced High-strength Steels, Berg Huettenmaenn Monatsh 2019.
- [69] Ding W, Du J C and Li Y, J. Mater. Recent developments and applications on high-performance cast magnesium rare-earth alloys Eng. Perform. 2020.
- [70] Liu, C.; Peng, Q.; Xue, Z.; Wang, S.; Yang, C. Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Rolled and Cold-Rolled Medium-Mn TRIP Steels. *Materials* 2018, 11, p 2242.
- [71] Zhang MD, Hu J, Cao WQ and Dong H, Strain rate and cold rolling dependence of tensile strength and ductility in high nitrogen nickel-free austenitic stainless-steel *Mat. Sci. Eng.*, 2014.
- [72] M. Mazinani, W.J. Poole, Effect of Martensite Plasticity on the Deformation Behavior of a Low-Carbon Dual-Phase Steel, *Metall. Mater. Trans. A.* 38 (2007) pp. 328–339.
- [73] Mohaved P, Kolahgar S, Marashi SPH, Pouranvari, M and Parvin N, *Mat. Sci. Eng.*, 2009
- [74] P. Jurcei, M. Domankova, L. C aplovic, J. Ptacinova, J. Sobotova, P. Salabova, O. Prikner, B. S ustarsic, and D. Jenko, Microstructure and Hardness of Sub-zero Treated and No Tempered P/M Vanadis 6 Ledeburitic Tool Steel, *Vacuum*, 2015, 111, pp 92–101
- [75] T. Maki, Phase transformation in steels, E. Pereloma and D.V. Edmongs, Ed., Woodhead Publishing, Cambridge, 2012, pp. 1–656
- [76] R. Sola, P. Veronesi, R. Giovanardi, and G. Parigi, A Novel Method for Fracture Toughness Evaluation of Tool Steels with Post-tempering Cryogenic Treatment, *Metals*, 2017, 7, p 75.
- [77] P. Namklang and V. Uthaisangsuk, Description of Microstructures and Mechanical Properties of Boron Alloy Steel in Hot Stamping Process, *J. Manuf. Process.*, 2016, 21, pp. 87–10074.
- [78] R. Sola, P. Veronesi, R. Giovanardi, M. Merlin, C. Soffritti, G. L. Garagnani, and A. Morri, Influence of a post-tempering cryogenic treatment on the toughness of the AISI M2 steel, in 2018—7th International Congress on Science and Technology of Steelmaking: The Challenge of Industry 4.0 (2018).
- [79] M. Tisza, Development of lightweight steels for automotive applications. *Engineering Steels and High Entropy-Alloys*, IntechOpen, February 14th, 2020, pp. 1–22.

[80]Patricia Jovičević-Klug, Bojan Podgornik, Review on the Effect of Deep Cryogenic Treatment of Metallic Materials in Automotive Applications. Metals, March 26, 2020, pp. 2-12.