



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

“Determinación de la resistencia mecánica de un acero AHSS de fase compleja
tratado térmicamente”

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

P R E S E N T A:
ABARCA PASTRANA HELÍ MOISÉS



Ciudad Universitaria, Cd. Mx. 2021



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: Profesor: Sergio García Galán
VOCAL: Profesor: Benjamín Beltrán Fragoso
SECRETARIO: Profesor: Antonio Enrique Salas Reyes
1er. SUPLENTE: Profesor: Octavio Lozada Flores
2do. SUPLENTE: Profesor: Leopoldo Arzate Ortega

SITIO DONDE SE DESARROLLO EL TEMA:

FACULTAD DE QUÍMICA, EDIFICIO D.

ASESOR DEL TEMA:

Dr. Antonio Enrique Salas Reyes: _____

SUPERVISOR TÉCNICO:

M. en I. Agustín Gerardo Ruíz Tamayo: _____

SUSTENTANTE:

Helí Moisés Abarca Pastrana: _____

Agradecimientos.

Instituciones:

A la Universidad Nacional Autónoma de México (UNAM) por todos los invaluable servicios brindados durante mi formación profesional, donde las actividades curriculares como las extracurriculares me permitieron desarrollar varios aspectos de mi persona. Guardo un enorme agradecimiento por cada uno de los aprendizajes recibidos dentro de sus instalaciones, donde siempre me pareció estar en casa.

A la Facultad de Química, que por medio del Departamento de Ingeniería Metalúrgica, me brindó las oportunidades para desarrollar y terminar el presente trabajo de investigación.

A la Secretaría Académica de Investigación y Posgrado (SAIP) de la Facultad de Química-UNAM por el apoyo financiero otorgado al Dr. Antonio Enrique Salas Reyes, a través del Programa de Apoyo a la Investigación y al Posgrado con número de registro PAIP-9168, para la adquisición de herramienta y materiales, pago de sesiones de MEB y equipo para desarrollar correctamente el presente trabajo de investigación

Personas:

A mi director de tesis Dr. Antonio Enrique Salas Reyes, por su apoyo en el desarrollo del trabajo experimental, las charlas amenas y enseñanzas sobre el desempeño personal en el ámbito profesional, por todas las observaciones aclaradas para el correcto cumplimiento del presente trabajo, y sobre todo por la vocación con que atiende a cada uno de nosotros, sus tesisistas.

Al equipo de trabajo del Dr. Antonio Enrique Salas Reyes por sus valiosas aportaciones al desarrollo de este trabajo y apoyo en diferentes ámbitos técnicos.

Al Dr. José Federico Chávez Alcalá del DIM-ESIQIE-IPN por la amable oportunidad de utilizar las instalaciones, por el apoyo académico y asesoría técnica brindada en el desarrollo experimental de este trabajo de investigación.

A los profesores M.M. Sergio García Galán y M.M. Gerardo Arámburo Pérez por todos los servicios brindados, en especial la oportunidad de utilizar los equipos del laboratorio 205 de Posgrado del Departamento de Ingeniería Metalúrgica, para trabajar en la etapa de desarrollo experimental del presente trabajo.

Al M.I. Agustín Gerardo Ruíz Tamayo por brindar las facilidades para el uso de los equipos necesarios de laboratorio y por el aporte técnico en cuestiones específicas.

A la Dra. Guillermina González Mancera por su disposición y apoyo en la implementación del Microscopio Electrónico de Barrido, por demostrar una dedicación en el uso de equipo especializado para la obtención de los mejores resultados.

Al Dr. Gerardo Altamirano Guerrero del Instituto Tecnológico de Saltillo por el apoyo brindado en el uso del equipo para la realización del ensayo de tracción, fundamental en este trabajo.

Al M.C. Jesús Rafael González Parra de la Facultad de Ingeniería de la UNAM por todo el apoyo para trabajar en los laboratorios y permitirme el uso del microdurómetro.

A los técnicos Fermín Edgardo Ramos González y José Luis Rico Zepeda, por el soporte técnico y el apoyo brindado en el laboratorio de preparación metalográfica, para la realización de la etapa experimental de este trabajo.

Dedicatorias.

A mis padres:

María de la Luz Pastrana y Margarito Abarca por la calidad de su presencia y soporte invaluable en cada momento de mi vida, y por todo el cariño, la comprensión y el apoyo incondicional en cada etapa de mi vida. Por su invaluable ejemplo de lucha y constancia ante las aspiraciones más fundamentales.

A mis hermanos:

A Julio y Sael por cada momento compartido en la vida y en especial durante esta etapa de estudios universitarios donde su apoyo incondicional y consejos alentaron en mí un espíritu de perseverancia.

A mis familiares y amigos:

A mis abuelos Carmita Santaella y Sergio Pastrana D.E.P. a Felipa Sanchez D.E.P. y Celso Abarca D.E.P., por ser las bases de sólidos valores de aspiración y desarrollo en todos los ámbitos de mi vida interior y exterior, así como el aprecio y respeto por la naturaleza, el interés en la cultura y la educación.

A cada una de mis tías y tíos por todo el cariño, el apoyo incondicional brindado en los momentos que lo he necesitado y por el seguimiento apasionado que han puesto en cada nueva etapa de mi formación personal y profesional.

A mis primos que aprecio como amigos innegables e incondicionales, de los que he aprendido las más variadas maneras de ver e interpretar el mundo.

A todos mis amigos de carrera por las palabras de alivio y el aliento, por compartir fielmente las circunstancias más vitales en nuestro desarrollo profesional y personal.

A mis amigas y guías Gloria, Asunción y Esther, así como al grupo de trabajo, por compartir el propósito de adentrarse en el conocimiento de todas las partes que nos constituyen como seres humanos, y así acercarnos a comprender para qué existimos.



Resumen.

En este proyecto de investigación se estudia el efecto de tratamientos térmicos convencionales, así como los de última generación sobre la evolución de la microestructura y la respuesta mecánica en un acero experimental de fase compleja microaleado con 60 ppm de boro partiendo de una condición de colada.

Para ello, se maquinaron probetas de tracción uniaxial bajo la norma ASTM E8 del acero de fase compleja de referencia y del acero de fase compleja microaleado con boro, a las cuales se les aplicaron los tratamientos térmicos convencionales de temple y revenido y de recocido total, así como el novedoso tratamiento de temple y partición de un paso (Q&P). Tras la aplicación de los tratamientos térmicos, las probetas fueron ensayadas a tracción uniaxial y llevadas a la fractura, a una velocidad de desplazamiento del cabezal de 2 mm/min. A la vez y durante el tratamiento térmico de las probetas para ensayos de tracción, se obtuvieron las probetas adicionales para realizar la caracterización microestructural. De esta manera, dichas probetas fueron preparadas metalográficamente y atacadas con el reactivo LePera. La microestructura revelada fue caracterizada haciendo uso de las técnicas de microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB). Finalmente, sobre la superficie preparada de estas probetas, se realizaron ensayos de microdureza Vickers.

Los resultados de tracción uniaxial indican que el acero de fase compleja microaleado con boro tiene mayor resistencia mecánica en comparación con su similar de referencia. Además, el hecho de temprar y revenir al acero, en las dos condiciones de composición química, genera una mayor resistencia mecánica, en términos de los valores del límite elástico y resistencia máxima; sin embargo, el alargamiento total es sacrificado. Contrariamente, cuando el acero es tratado por temple y partición en sus dos composiciones químicas, sucede que se obtiene el mayor alargamiento y la menor resistencia mecánica. Un comportamiento intermedio, entre el temple y revenido y el temple y partición, se obtiene cuando se aplica el recocido total. Estas tendencias de resistencia mecánica se corroboran con los valores de microdureza. Como consecuencia, el efecto del tratamiento térmico ha sido la formación, en mayor o menor fracción volumétrica, de microconstituyentes tales como la martensita, martensita revenida, ferrita poligonal, bainita y un remanente de austenita retenida; generándose la condición multifásica característica de estos aceros.

Finalmente, se resalta el hecho de que este tratamiento térmico (Q&P) de un solo ciclo no destruye por completo la estructura de colada y que es evidente el efecto benéfico de microalea al acero con boro.



Abstract.

In this research work it is studied the effect of applying conventional and last generation heat treatments over microstructural evolution and mechanical response in an experimental complex phase steel microalloyed with 60 ppm of boron starting from the as-cast condition.

For this purpose, they were machined uniaxial tensile samples under the ASTM E8 standard of non-microalloyed and boron-microalloyed complex phase steel, in which were applied conventional quenching and tempering and annealing heat treatments, as well as innovative one-step quenching and partitioning (Q&P) heat treatment. After the application of each heat treatment, tensile samples were tested up to fracture at a head travel speed of 2 mm/min. At the same time and during heat treatment cycles of the tensile samples, additional samples were obtained to carry out the microstructural characterization. In this manner, these samples were metallographic prepared and etched using LePera reactant. Revealed microstructure was characterized employing optical (OM) and scanning electron microscopy techniques (SEM). Finally, over prepared surface of treated samples, it was realized measurements of microhardness Vickers.

Uniaxial tensile testing results indicate that the complex phase steel microalloyed with boron has the major mechanical resistance in comparison with its similar of reference. Besides that, the fact of quench and tempering the steel, in both chemically conditions, promotes a greater mechanical resistance, in terms of elastic limit and ultimate tensile resistance values; however, total elongation is lost. On the contrary, when the steel is treated by quenching and partitioning in its two chemical compositions, it happens that the greatest elongation and the lowest mechanical resistance. So, an intermediate behavior, between quench and temper and quench and partition heat treatments, is obtained when applying the annealing heat treatment. These mechanical tendencies are in agreement with microhardness measurement values. As a consequence, the effect of heat treatment has allowed the formation, in greater or lesser volumetric fraction, of microconstituents such as martensite, tempered martensite, polygonal ferrite, bainite and a remaining retained austenite; generating in this way the characteristic multiphasic condition of these steels.

Finally, it is highlighted that the fact of heat treating the steel in a single thermal cycle as-cast structure is not completely destroyed and it is evident the beneficial effect of microalloying with boron the steel.

Índice general

Agradecimientos.....	i
Dedicatorias.....	ii
Resumen.....	iv
Abstract.....	v

CAPÍTULO I: PRESENTACIÓN

1.1. Introducción.....	1
1.2. Hipótesis.....	3
1.3. Objetivos.....	3
1.3.1. Objetivo general.....	3
1.3.2. Objetivos específicos.....	3
1.4. Justificación.....	4

CAPÍTULO II: MARCO TEÓRICO

2.1. Aceros avanzados de alta resistencia AHSS.....	6
2.2. Relación de composición, microestructura y propiedades mecánicas en aceros de fase compleja.....	9
2.2.1. Efecto de los elementos de aleación y microaleación en aceros de fase compleja.....	11
2.2.2. Comportamiento mecánico de los aceros CP.....	13
2.2.3. Principales aplicaciones del acero CP.....	13
2.3. Tratamientos térmicos y transformaciones de fase presentes en aceros [24, 25, 26].....	14
2.3.1. Tratamiento térmico de temple y partición.....	15
2.4. Estado del arte de la aplicación del temple y partición en aceros de fase compleja.....	17

CAPÍTULO III: DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Maquinado de probetas para ensayo de tracción.....	28
3.2 Diseño e implementación de los tratamientos térmicos.....	29
3.2.1 Temple y revenido.....	32
3.2.2 Temple y partición de un paso.....	33
3.2.3 Recocido total.....	34

3.3 Caracterización mecánica.....	35
3.3.1 Ensayo de tracción uniaxial.....	35
3.3.2 Ensayo de microdureza Vickers.....	36
3.4 Caracterización microestructural.....	37
3.4.1 Microscopia Óptica.....	37
3.4.2 Microscopia Electrónica de Barrido.....	37

CAPÍTULO IV: ANÁLISIS Y PRESENTACIÓN DE RESULTADOS

4.1 Resultados de la caracterización mecánica.....	39
4.1.1 Ensayo de tracción.....	39
4.1.2 Microdureza Vickers.....	43
4.2 Resultados de la caracterización microestructural.....	44
4.2.1 Microscopia Óptica y Microscopia Electrónica de Barrido.....	44
4.2.1.1 Temple y revenido.....	44
4.2.1.2 Temple y partición de un paso.....	45
4.2.1.3 Recocido total.....	47

CAPÍTULO V: CONCLUSIONES

5.1 Conclusiones.....	49
Referencias bibliográficas.....	50

Índice de figuras.

CAPÍTULO I: PRESENTACIÓN

Figura 1.1. Microestructura de acero CP, principalmente bainita/martensita y ferrita.....	2
--------------------------------------------------------------------------------------------------	---

CAPÍTULO II: MARCO TEÓRICO

Figura 2.1. Propiedades físicas y mecánicas, y costos relativos de diferentes materiales	6
Figura 2.2. Diagrama de resistencia mecánica para diferentes grados de aceros.....	7
Figura 2.3. Aceros AHSS que conforman la estructura de la cabina de seguridad en el vehículo.....	8
Figura 2.4. Gráfico de la tendencia general de la capacidad de alargamiento contra el valor máximo de la resistencia a la tracción para diferentes aceros.....	9
Figura 2.5. Microestructuras típicas en aceros CP800T.....	10
Figura 2.6. Diagrama esfuerzo-deformación del acero CP en comparación con aceros de bainita inferior (LB, Low Bainite por sus siglas en inglés) y aceros DP convencionales de baja resistencia	10
Figura 2.7. Representación esquemática del tratamiento Q&P propuesto por Speer: a) Ciclo térmicos del tratamiento Q&P con descripción de las fases presentes, b) Diagrama de tratamiento con representación gráfica de las fases presentes en el acero y donde C_i , C_v , C_m representan la concentración de carbono inicial, en austenita y martensita respectivamente	16
Figura 2.8. Ciclo térmico de Q&P para acero TRIP con variación en las temperaturas de partición (PT).	17
Figura 2.9. Curvas esfuerzo-deformación real del tratamiento Q&P en acero TRIP con diferentes tiempos de permanencia a temperaturas de partición de 400 °C y 460 °C.	19
Figura 2.10. Comportamiento de la fracción de RA con el incremento de la deformación a diferentes tiempos de permanencia a temperatura de 460 °C en la partición del tratamiento Q&P en acero TRIP	20
Figura 2.11. Micrografías SEM de la microestructura a temperatura de partición de 460 °C para diferentes tiempos de permanencia con deformación del 6% de acero TRIP.....	21
Figura 2.12. Ciclos térmicos Q&P para aleación de acero 0.2 C – 2 Mn– Si -Al (% peso).	22
Figura 2.13. Micrografías de electrones retro-dispersados: a) $Q_T= 250$ °C, $Q_t= 100$ s y b) 200 °C, 100 s	22
Figura 2.14. Ciclos de enfriamiento aplicados	23
Figura 2.15. Fracciones de fase después de los diferentes ciclos de enfriamiento	23
Figura 2.16. Microestructuras obtenidas a diferentes velocidades de enfriamiento.....	24
Figura 2.17. Dureza del acero CP800 en función de la velocidad de enfriamiento	25

CAPÍTULO III: DESARROLLO EXPERIMENTAL

Figura 3.1. Diagrama de flujo del procedimiento experimental para el análisis del acero CP.	27
Figura 3.2. Representación de la obtención de probetas (mm): a) Corte transversal del lingote, b) Corte de la rebanada con las dimensiones de la probeta, c) Dimensiones de probeta (mm) y d) Probeta final.....	29
Figura 3.3. Diagrama TTT teórico del acero CP-RF con tamaño de grano 5 ASTM	30
Figura 3.4. Diagrama TTT teórico del acero CP-B con tamaño de grano 5 ASTM	30
Figura 3.5. Secuencia del ciclo térmico para el tratamiento de temple y revenido.	32
Figura 3.6. Ciclo térmico aplicado para el tratamiento de temple y partición de un paso.	33
Figura 3.7. Ciclo térmico aplicado en el tratamiento de recocido total.	34
Figura 3.8. Huella de indentación en el acero CP-RF con tratamiento de recocido total.....	36

CAPÍTULO IV: ANÁLISIS Y PRESENTACIÓN DE RESULTADOS

Figura 4.1. Diagrama esfuerzo-deformación del acero CP-RF con diferentes tratamientos térmicos.....	41
Figura 4.2. Diagrama esfuerzo-deformación del acero CP-B con diferentes tratamientos térmicos.....	42
Figura 4.4. Microestructura de acero CP con tratamiento de temple y revenido: a, b) Micrografías de MO y MEB para CP-RF y c, d) Micrografías de MO y MEB para CP-B.....	45
Figura 4.5. Microestructura de acero CP con tratamiento de temple y partición: a, b) Micrografías MO y MEB para CP-RF y c, d) Micrografías de MO y MEB para CP-B.....	46
Figura 4.6. Microestructura de acero CP con tratamiento de recocido: a, b) Micrografías MO y MEB para CP-RF y c, d) Micrografías de MO y MEB para CP-B.	47

Índice de tablas.

CAPÍTULO II: MARCO TEÓRICO

Tabla 2.1. Grados de aceros con sus valores de esfuerzo de cedencia (YS) y resistencia máxima a la tracción (UTS), ULSAB-AVC como referencia.	13
Tabla 2.2. Propiedades mecánicas obtenidas del Q&P con diferentes temperaturas de partición (Tp) y tiempos (tp), límite elástico (YS), resistencia máxima a la tracción (UTS) y alargamiento total (ET).....	18

CAPÍTULO III: DESARROLLO EXPERIMENTAL

Tabla 3.1. Composición química de aceros experimentales AHSS de fase compleja.....	28
Tabla 3.2. Parámetros experimentales para cada tratamiento térmico en cada acero CP.	31
Tabla 3.3. Valores de entrada utilizadas para la ejecución del ensayo de tracción.....	35
Tabla 3.4. Valores de entrada de cálculo para la obtención de los resultados del ensayo de tracción.....	35

CAPÍTULO IV: ANÁLISIS Y PRESENTACIÓN DE RESULTADOS

Tabla 4.1. Propiedades constitutivas del acero CP-RF y CP-B obtenidas del ensayo de tracción.....	39
---------------------------------------------------------------------------------------------------	----

Capítulo I

PRESENTACIÓN



1.1. Introducción.

Durante los últimos años, el interés por el cuidado y mantenimiento del medio ambiente se ha incrementado cada vez más debido al fuerte impacto ambiental provocado por diferentes sectores industriales. Las nuevas normativas en el cuidado y protección medio ambiental ha impulsado la creación de políticas nacionales e internacionales que sepan orientar los esfuerzos y recursos en la investigación de avances tecnológicos menos agresivos con el entorno natural. Debido a esto, el sector automotriz (uno de los más contaminantes por el excesivo consumo de combustible y su respectivo impacto ambiental), ha optado por la reducción en peso de los componentes del automóvil, teniendo presente el volumen de fabricación, la rentabilidad del vehículo y las correspondientes medidas de seguridad ante cualquier accidente.

La investigación y aplicación de diversos tipos de acero en el sector automotriz, tales como los de alta resistencia HSS (High Strength Steels, por sus siglas en inglés) y los avanzados de alta resistencia AHSS (Advanced High Strength Steels), donde se ubican los de plasticidad inducida por transformación TRIP (Transformation-Induced Plasticity) y plasticidad inducida por maclado TWIP (Twinning-Induced Plasticity), entre otros, han beneficiado el desarrollo progresivo de esta industria, esto sin dejar de considerar el hecho de que al incrementar la resistencia mecánica de los metales, se pierde la capacidad de darles formas complejas [1].

Sin embargo, a pesar de ser aceros caracterizados por su elevada resistencia y rigidez, las previsiones indican que la proporción de acero AHSS sobre el total de acero utilizado en la fabricación de automóviles puede ser de entre un 40% y un 50%, lo cual contribuiría a una reducción del 5% en las emisiones de gases de efecto invernadero, esto debido a la obtención de espesores más delgados y de diseños livianos en los componentes vitales y estructurales como el chasis y vigas de seguridad [2].

Los aceros AHSS se diferencian del resto por su microestructura única con presencia de múltiples fases (austenita retenida, martensita y bainita), responsables de mejorar las propiedades mecánicas, obteniendo valores de resistencia a la tracción de entre 400 a 2000 MPa [3]. Dentro de la primera familia de estos aceros se encuentra el acero de fase compleja, CP (Complex Phase, por sus siglas en inglés), caracterizado por una microestructura multifásica donde es difícil distinguir entre matriz y segundas fases. La **Figura 1.1** muestra la microestructura de este acero, distinguiéndose zonas blancas de ferrita, las más oscuras pertenecen a una combinación de la austenita retenida y bainita con presencia de agujas de martensita [4].

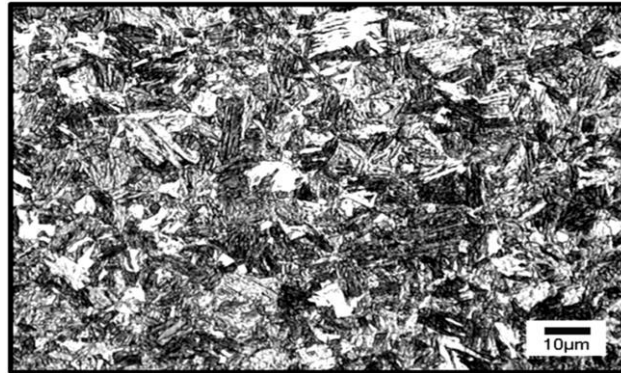


Figura 1.1. Microestructura de acero CP, principalmente bainita/martensita y ferrita [4].

Por su alta capacidad de absorción de energía, el acero CP es ampliamente utilizado en la fabricación de distintas partes de seguridad y refuerzo en el automóvil, como lo es la producción en serie de vigas contra impacto lateral en las puertas, y en distintos componentes del chasis [5]. Los aceros CP, están constituidos por microestructuras de grano fino de ferrita, bainita, carburos, martensita, austenita retenida y martensita revenida, que junto con la acción de microaleantes (V, Ti, Nb, B) y velocidades de enfriamiento rápidas, se logra obtener un incremento en el límite elástico, con resistencia a la tracción de hasta 1100 MPa [6].

Dentro de los elementos de microaleación para la obtención de aceros AHSS, recientemente el boro ha sido foco de atención y relevancia por poseer un importante efecto sobre el campo de la austenita, que facilita el incremento de las temperaturas Ac_1 y Ac_3 , influenciando en la cinética de transformación de austenita en microestructuras bainítico-martensíticas, mejorando la tenacidad a altas temperaturas, la templabilidad e incrementando la resistencia [7].

Por lo tanto, la posibilidad de alcanzar homogeneidad en las potenciales propiedades mecánicas de los aceros AHSS, depende de la composición y diseño químico de la aleación, como de la implementación de tratamientos térmicos para mejorar el conformado mecánico de las diferentes piezas [8]. De las perspectivas que ofrece el uso de aceros con mejores propiedades en distintos sectores industriales surge la necesidad de estudiar el efecto de la microadición de boro y de la aplicación de tratamientos térmicos convencionales, así como el estudio de nuevos ciclos térmicos como lo es el tratamiento de temple y partición Q&P (Quenching and Partitioning por sus siglas en inglés), sobre el comportamiento mecánico y su respectiva relación con la microestructura en aceros AHSS de fase compleja.



1.2. Hipótesis

La microaleación de boro en un acero AHSS de fase compleja, aunado a la aplicación de tratamientos térmicos convencionales y novedosos, como el de temple y partición, favorecerá la generación de microestructuras deseables de condición multifásica, capaces de modificar el comportamiento mecánico de este acero, incrementando la templabilidad, dureza y la capacidad de deformación del material.

1.3. Objetivos.

1.3.1. Objetivo general.

Determinar la resistencia mecánica, en función de la evolución microestructural, de un acero experimental AHSS de fase compleja de referencia y microaleado con 60 ppm de boro tratados térmicamente (tradicional y novedosamente).

1.3.2. Objetivos específicos.

1. Obtención de probetas para ensayo de tracción uniaxial del acero de referencia y microaleado con 60ppm boro.
2. Aplicación de tratamientos térmicos convencionales de recocido (R_T), temple y revenido (T&R) y temple y partición (Q&P) de un paso, directamente sobre las probetas para ensayo de tracción.
3. Realizar ensayos de tracción uniaxial bajo la norma ASTM-E8 empleando las probetas del acero de referencia y microaleado con 60 ppm de boro.
4. Determinar la microdureza del acero de referencia y microaleado con 60 ppm de boro, tratados térmicamente.
5. Caracterizar microestructuralmente el acero experimental AHSS de fase compleja de referencia y con 60 ppm de boro en cada condición de tratamiento térmico.



1.4. Justificación.

El acero es una aleación tecnológica de grandes aplicaciones y beneficios, cuyas propiedades le permiten responder a requerimientos a bajo costo, en comparación con otros materiales. Se ha usado ampliamente, con excelentes resultados y mejoras continuas en la industria de la construcción, electrodoméstica, automotriz, aeroespacial y naval, como también en objetos decorativos y domésticos [9].

La industria automotriz se encuentra enfocada en equilibrar la alta eficiencia en el consumo de combustible con la máxima seguridad de los pasajeros, por esta razón dicho sector ha promovido el estudio y desarrollo de nuevos materiales, generando un interés por lograr una mayor resistencia y poca deformación que permitan una reducción del espesor dentro de los diferentes componentes del vehículo. Una de las acciones llevadas a cabo para dar solución a la problemática ha sido la inversión en la investigación de diferentes grados de aceros emergentes, denominados aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), que ya han sido implementados en la industria por presentar una combinación excelente de resistencia y ductilidad, con una capacidad de absorción de energía al impacto superior a los aceros convencionales, además de lograr diseños de componentes estructurales del automóvil con geometrías más complejas y con una reducción importante del espesor, conservando las propiedades mecánicas para el cumplimiento de los requisitos de seguridad para el usuario.

En esta creciente familia de aceros se encuentran los aceros de fase compleja que han presentado las mejores características para implementarse y satisfacer las necesidades del sector automotriz, por su excelente resistencia y formabilidad que permite una reducción aproximada del 20% en peso, dando lugar a la fabricación de un vehículo más ligero, resistente y económicamente rentable [6].

Sin embargo, el desarrollo y la implementación de estos aceros AHSS representa ser un desafío, regido por un estricto diseño de la composición química y el correcto acondicionamiento microestructural que finalmente detonan el comportamiento mecánico del material. Por esta razón, la evolución microestructural representa ser un desafío ingenieril para potenciar la aplicación específica del acero de fase compleja. En el presente trabajo de investigación se estudia el efecto del acondicionamiento microestructural, a través de la aplicación de diferentes tratamientos térmicos (convencionales y novedosos), sobre el comportamiento mecánico del acero experimental AHSS de fase compleja cuando se microalea con 60 ppm de boro.

Capítulo II

MARCO TEÓRICO

2.1. Aceros avanzados de alta resistencia AHSS.

Debido a que el peso de un vehículo se encuentra en estrecha relación con su eficiencia energética y con el consumo de combustible, materiales livianos como el aluminio o las fibras de vidrio y carbono o el plástico reforzado con fibra, permiten reducir el peso de un vehículo manteniendo parte de la fortaleza de su estructura. El inconveniente de estos materiales es su elevado costo de fabricación, que se ve reflejado en el precio para el consumidor como puede verse en la **Figura 2.1**. Por este motivo, el acero sigue siendo el material más utilizado en la industria del automóvil, presente hasta en un 80% de los vehículos que se fabrican actualmente [10].

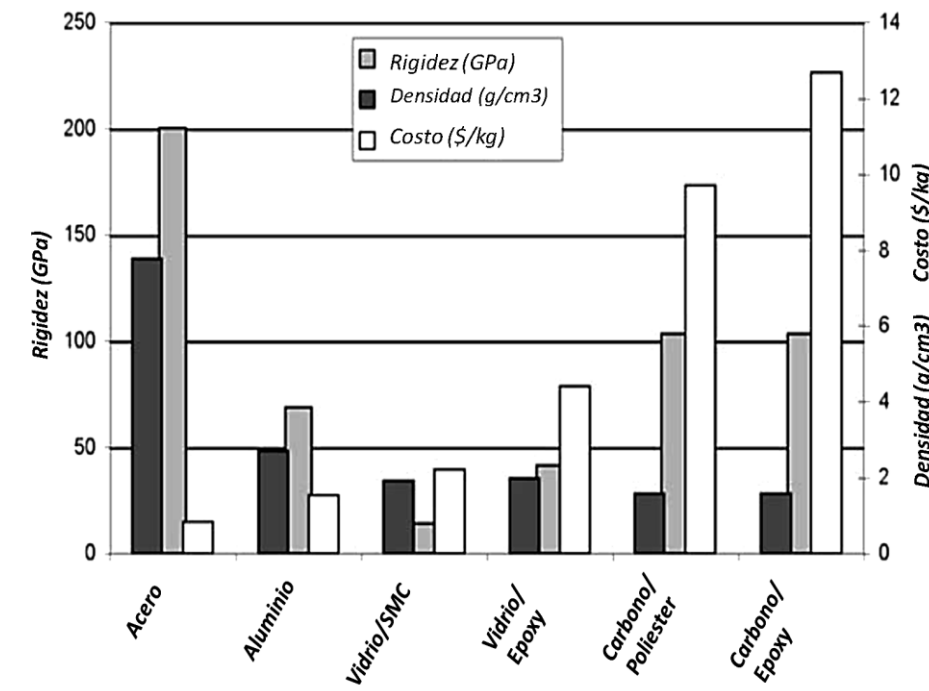


Figura 2.1. Propiedades físicas y mecánicas, y costos relativos de diferentes materiales con aplicación ingenieril [11].

En la industria automotriz, la fabricación de vehículos busca diseños cada vez más livianos que puedan realizarse mediante la implementación de aceros de alta resistencia. El criterio de selección de estos aceros suele estar en función de su límite elástico, límite de rotura, valores mecánicos y alargamiento. Sin embargo, la implementación total de estos aceros se ve obstaculizada por conseguir asegurar la integridad del diseño, requiriendo para esto una mayor separación entre el límite elástico y la resistencia a la tracción.



En efecto, cada uno de los aceros empleados para la conformación de la estructura del vehículo, presenta un comportamiento a la deformación correspondiente al tipo y a las condiciones de fabricación. Los aceros con límites elásticos mayores a 550 MPa y con tensiones de rotura mayor de 700 MPa son los llamados aceros avanzados de alta resistencia AHSS. Los define también una composición química estrictamente seleccionada con un contenido de carbono que no excede el 0.2%, microaleaciones de Nb, Ti, V, Cr, Mo y B (0.0005-0.0035%) y la distribución multifásica en la microestructura de ferrita, martensita, austenita retenida (RA, por sus siglas en inglés) y bainita [12].

La **Figura 2.2** muestra la existencia de tres generaciones de aceros AHSS, comúnmente utilizadas en la industria automotriz, se encuentran los CP (Fase Compleja), TRIP (Plasticidad Inducida por Transformación), DP (Fase Doble) y MART (Martensíticos). Estos aceros presentan una alta absorción de energía, lo cual permite reducir los espesores de los componentes base de la carrocería y de las barras de impacto, favoreciendo de esta manera la reducción del peso total del vehículo hasta en un 25% [12]. El uso de diferentes grados de acero se puede observar en la **Figura 2.3**.

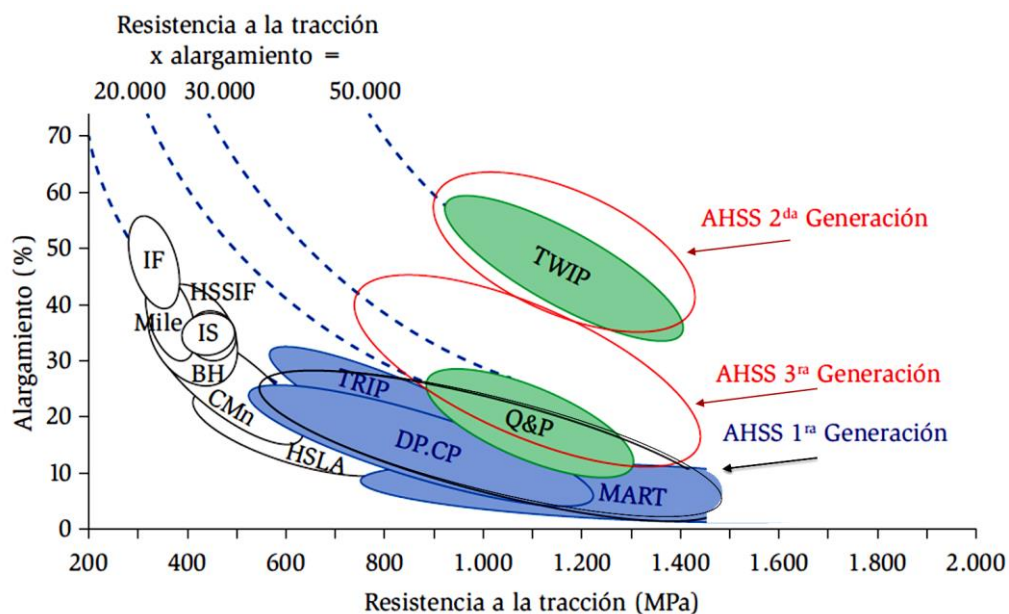


Figura 2.2. Diagrama de resistencia mecánica para diferentes grados de aceros [12].

La aplicación de aceros AHSS que conforman la estructura del vehículo se observa en la **Figura 2.3**, que exhibe los diferentes tipos de aceros empleados como elementos clave para la seguridad del pasajero, como los martensíticos de elevada dureza y baja deformación, ubicados en gran parte de la estructura más expuesta a recibir impactos y afectar a los pasajeros como postes y travesaños, es decir, que la ubicación de los aceros en la cabina de seguridad corresponde a las características propias de cada material y su correcto desempeño. Por ejemplo, los componentes ubicados en el chasis, en vigas de seguridad o de la suspensión requieren de una deformación mínima con altos valores de rigidez basados además en una geometría que facilite el buen desempeño en esta parte, pero también están los que reaccionan con una deformación significativa que requieren de altos niveles de absorción de energía y poca ductilidad, propiedades necesarias para soportar cargas aplicadas con niveles controlados de deformación de la estructura.

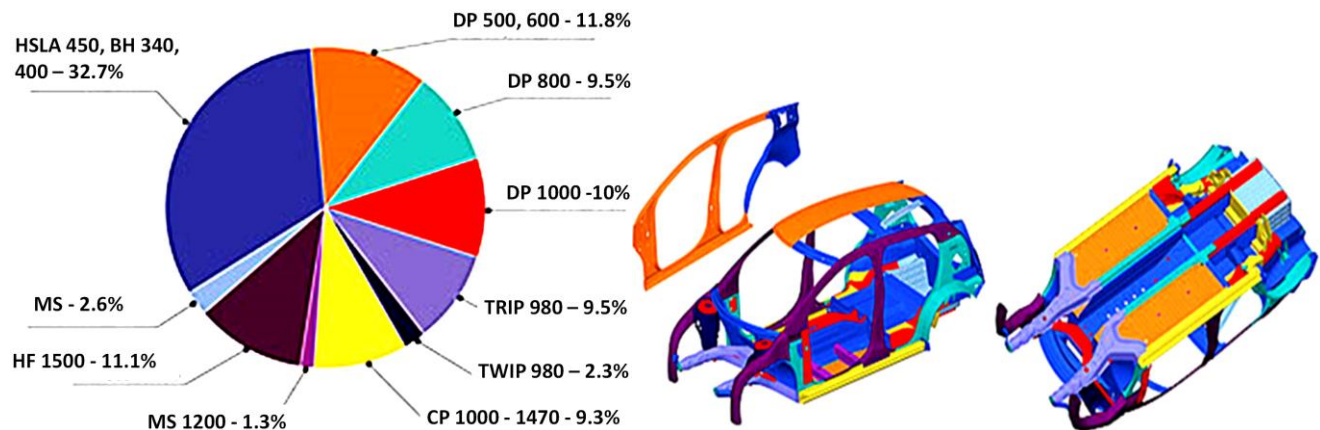


Figura 2.3. Aceros AHSS que conforman la estructura de la cabina de seguridad en el vehículo [14].

La aplicación e implementación de estos aceros emergentes en componentes automotrices, contribuye decisivamente a disminuir el consumo de combustible y sus correspondientes emisiones al ambiente, aligerando los vehículos además de hacerlos más seguros en caso de accidentes y más rentables. Una de las limitantes de alcanzar la producción masiva es superar los problemas generados durante las diversas etapas de su fabricación y aplicación, lo cual es objeto de innumerables esfuerzos por la industria siderúrgica como de instituciones de investigación para asegurar la resolución de dichos obstáculos.

2.2. Relación de composición, microestructura y propiedades mecánicas en aceros de fase compleja.

Los aceros CP se caracterizan microestructuralmente por presentar una matriz mixta de ferrita/bainita con presencia de martensita, martensita revenida, austenita retenida y perlita, que son el resultado de una determinada composición química, conteniendo elementos aleantes como Ni, Cr, Mo y de microaleación como B, Nb, Mn, V y Ti. Lo recomendable es mantener un contenido de carbono menor al 0.2 % en peso y un contenido de Mn alrededor de 2% en peso. Esta situación favorece la obtención de una alta resistencia al desgaste, tenacidad y dureza, alta absorción de energía y alta capacidad de deformación residual, con un rango de resistencia máxima a la tracción de 800 a 1000 MPa, esta tendencia se observa en la **Figura 2.4** para los aceros DP, CP y de una sola fase [16].

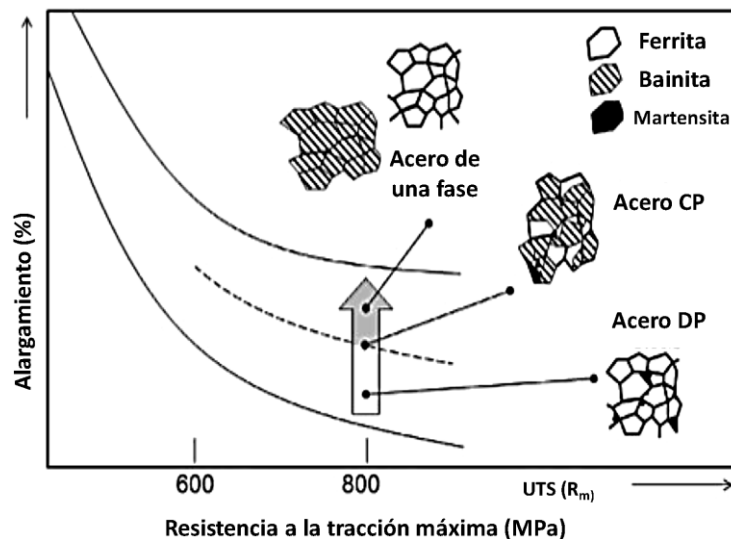


Figura 2.4. Gráfico de la tendencia general de la capacidad de alargamiento contra el valor máximo de la resistencia a la tracción para diferentes aceros [16].

La **Figura 2.5** muestra una microestructura típica del acero CP800T (acero CP grado 800 que hace referencia al valor de resistencia máxima a la tracción, UTS de 800 MPa, la letra T es implementada en el artículo para diferenciar la composición química de otro acero CP800) compuesto por 1.7% en peso de Mn y microaleado con Ti, Al y Nb. Se observa la presencia de grano fino de ferrita, típico efecto de estos elementos que, además tienden a formar diferentes precipitados que previenen el crecimiento de grano. La ferrita de grano fino combinado con la presencia de fases duras como la martensita y la bainita, aportan al acero buenas propiedades mecánicas que se caracterizan por altos valores de resistencia y buena capacidad de alargamiento.

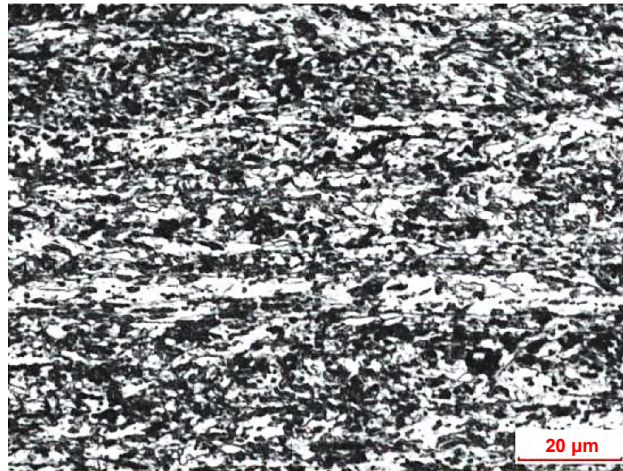


Figura 2.5. Microestructuras típicas en aceros CP800T [17].

La formabilidad de los aceros CP es mayor cuando la matriz es bainítica, como se puede ver en el diagrama de esfuerzo-deformación de la **Figura 2.6**, en el que se distingue el incremento del límite elástico, exhibiendo mejor endurecimiento por deformación, situación que favorece la aplicación de este tipo de aceros en componentes de seguridad del automóvil. Se trata de una microestructura con muy buena resistencia, debido a la unión de las fases ferrítica-bainítica y de martensita a una tercera fase de resistencia intermedia [18].

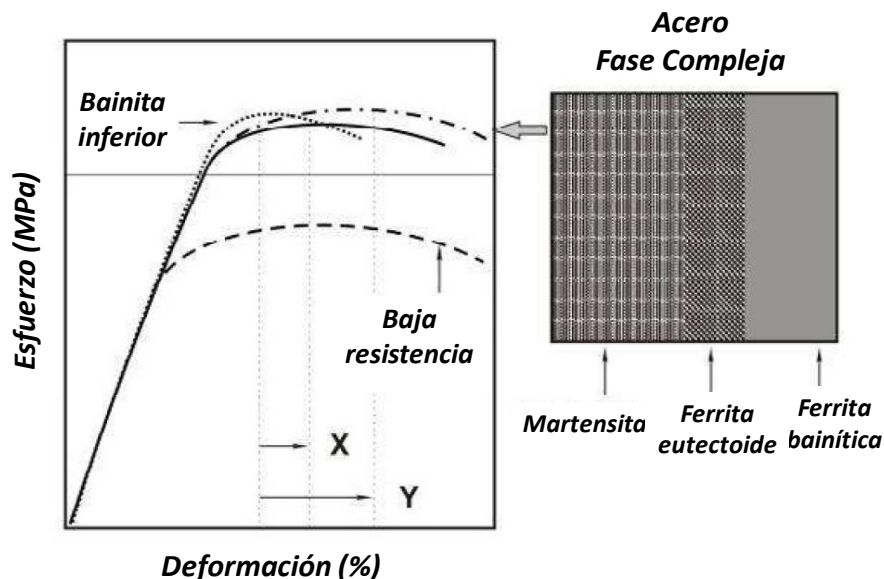


Figura 2.6. Diagrama esfuerzo-deformación del acero CP en comparación con aceros de bainita inferior (LB, Low Bainite por sus siglas en inglés) y aceros DP convencionales de baja resistencia [18].



2.2.1. Efecto de los elementos de aleación y microaleación en aceros de fase compleja.

La composición química determina en gran medida el comportamiento mecánico del acero, debido a la calidad de la microestructura, la formación de fases resistentes y duras, el refinamiento de grano, el endurecimiento por solución sólida y precipitación durante la fabricación de la aleación. La composición química de los aceros de fase compleja incluye elementos de aleación y microaleación que modifican las características del acero como se verá a continuación con cada uno [19].

Carbono. Es uno de los principales elementos de aleación en los aceros debido al incremento en la ductilidad y tenacidad del acero. Determina la distribución de las fases que se harán presentes en la microestructura, además del importante efecto sobre la estabilización de la austenita; es el agente endurecedor de la martensita, así como formador y dispersor de carburos.

Manganeso. En los aceros de fase compleja no suele exceder el 3%, esta cantidad favorece al incremento de dureza y resistencia. Es además estabilizador de la austenita, lo cual significa una reducción de la actividad del carbono en la ferrita y mejora la templabilidad del acero. Sin embargo, suele incrementar la resistencia de la ferrita y suprime la formación de perlita.

Silicio. Es uno de los principales desoxidantes en la fabricación del acero, beneficia el endurecimiento, la resistencia al desgaste e incrementa el límite elástico. En combinación con Mn o Mo puede producir una mayor templabilidad. Junto con el aluminio y el fósforo, el silicio suprime la formación de carburo de hierro, Fe_3C . Rechazan el carbono de la austenita durante la transformación isotérmica a bainita y aceleran la formación de ferrita equiaxiada a altas temperaturas, teniendo como resultado ferrita dura.

Níquel. Este elemento es completamente soluble en hierro. Actúa como refuerzo de la ferrita y estabilizador de la austenita. No muestra afinidad por el C, por lo que no hay formación de carburos. Incrementa la ductilidad y tenacidad, la resistencia a la cedencia y a la fatiga.

Cromo. Es un formador de carburos, los cuales incrementan la dureza y resistencia al desgaste, convirtiéndolo en un elemento capaz de mejorar las propiedades mecánicas del acero. Frena la formación de perlita y con el molibdeno decrece la actividad del carbono en la ferrita. Junto al cobre, beneficia la resistencia a la corrosión y aumenta la resistencia mecánica a altas temperaturas. Mejora la templabilidad y la resistencia a la cedencia.



Molibdeno. La adición de este elemento promueve la formación de granos más finos dentro de la microestructura del acero y la formación de carburos, esto favorece la capacidad de endurecimiento y la resistencia a la fatiga.

Titanio. Forma parte de los elementos de microaleación. Disminuye los efectos dañinos de elementos como el oxígeno y el azufre en la fabricación del acero. Controla el tamaño de grano y es un fuerte formador de carburos y nitruros muy estables a temperaturas de austenización, lo cual restringe el crecimiento de grano al impedir el movimiento del límite de grano de la austenita.

Niobio. Favorece la formación de nitruros y carbonitruros, dotando al acero de buena resistencia y tenacidad. Este elemento de microaleación es un estabilizador de la austenita, lo cual favorece la formación de un grano más fino, y dependiendo de la composición química, es factible la obtención de ferrita, perlita y bainita en la microestructura.

Vanadio. Elemento de microaleación estabilizador de la ferrita, contribuye al incremento de las temperaturas de formación de la austenita. Es un fuerte formador de carburos y nitruros en los límites de grano de la austenita, facilitando el endurecimiento por precipitación, influyendo en la disminución de ductilidad en el acero. Ayuda en el control de las estructuras granulares durante los tratamientos térmicos, retardando el crecimiento de grano.

Boro. El boro es uno de los elementos microaleantes recientemente usados para la obtención de aceros avanzados de alta resistencia o ultra-alta resistencia. Se encuentra presente en cantidades muy pequeñas que van desde 0.0005 a 0.0035%. Actúa como estabilizador de la austenita y disminuye la difusión de carbono en la solución de hierro alfa, reduciendo así la tasa de nucleación de ferrita. Esto debido a que el boro se segrega en los límites grano de la austenita, impidiendo la formación de núcleos de ferrita, pero favoreciendo la formación de microestructuras duras de bainita y martensita. Esto mejora significativamente la capacidad de endurecimiento y resistencia, pero con baja tenacidad.



2.2.2. Comportamiento mecánico de los aceros CP.

La matriz de ferrita-bainita con un refinamiento extremo de grano, presencia de carburos, nitruros y carbonitruros dispersos, favorece la dureza y resistencia de los aceros CP. Estos aceros se distinguen por su alta capacidad de absorción de energía, endurecimiento por trabajo, alta resistencia a la fatiga y al desgaste. Los grados actuales de resistencia a la tracción van de 800 a 1500 MPa con 5-30% de alargamiento total, con una muy buena relación entre la cedencia del material y la resistencia máxima, que se ve reflejado en un margen de seguridad contra fallas y una evidente capacidad de deformación plástica antes que la fractura [20].

Para alcanzar una alta resistencia es indispensable, mediante tratamientos térmicos, reducir la cantidad de los microconstituyentes duros como la martensita, contrarrestándolo por otros más resistentes como la bainita, fortalecida en su formación por la adición de microaleantes como el Ti, V y Nb, que además de refinar el tamaño de grano, incrementan la dureza por precipitación [21].

En la **Tabla 2.1** se tiene la comparación entre algunas de las propiedades clasificadas con base en la ULSAB-AVC (Ultra Light Steel Auto Body-Advanced Vehicule Concepts) de diferentes aceros AHSS utilizados en la industria automotriz.

Tabla 2.1. Grados de aceros con sus valores de esfuerzo de cedencia (YS) y resistencia máxima a la tracción (UTS), ULSAB-AVC como referencia [12].

Grado de acero	YS (MPa)	UTS (MPa)	Alargamiento (%)
DP 300/500	300	500	30 - 40
TRIP 450/800	450	800	26 - 32
CP 700/800	700	800	10 - 15
MS 1250/1520	1250	1520	4 - 6

2.2.3. Principales aplicaciones del acero CP.

Debido a la alta capacidad de absorción de energía durante una colisión, el acero CP es una de las mejores opciones para la fabricación e implementación de componentes de seguridad contra choques en vehículos que buscan una reducción en peso. Se encuentran presentes en el cuerpo del automóvil y en diferentes componentes del chasis como las vigas de refuerzo, travesaño, arco, en la estructura base de los asientos, vigas



de impacto de puertas y refuerzos para pilar, etc. Tienen, además, una creciente aplicación en diversos sectores industriales como la construcción de maquinaria pesada del área naval y aeroespacial, plataformas marítimas, turbinas y trenes de aterrizaje para aviones [22].

Este acero se encuentra en componentes y refuerzos del chasis como los rieles del bastidor, en el refuerzo de túnel y los soportes de la suspensión, también en los travesaños, en placas de asientos y en las vigas parachoques y contra impacto laterales [23].

2.3. Tratamientos térmicos y transformaciones de fase presentes en aceros [24, 25, 26].

La aplicación de los tratamientos térmicos en el acero está basada en las transformaciones estructurales, la difusión, recristalización y su influencia en las propiedades mecánicas. Estos procesos dependen en gran medida de la transformación o descomposición de la austenita. Siendo los principales tratamientos el recocido, normalizado, revenido, temple y algunos tratamientos térmicos novedosos como el temple y partición de uno o varios pasos. Cada tratamiento incluye un ciclo de calentamiento y enfriamiento con determinados tiempos de permanencia a temperaturas fijas con propósitos específicos, concluyendo con un enfriamiento a temperatura ambiente. Resultando primordial establecer las condiciones óptimas de los ciclos térmicos en función del tamaño, forma, composición y espesor de las piezas a tratar en cada acero para la obtención de dureza, resistencia y ductilidad requeridas.

Recocido. Es un tratamiento térmico implementado para reducir las tensiones residuales internas producidas por factores térmicos, mecánicos o microestructurales, y que busca alterar lo menos posible su estructura y propiedades mecánicas. La calidad final de este tratamiento depende del control sobre la velocidad de enfriamiento a partir de la temperatura de austenización. Un enfriamiento lento (dentro del horno) asegura la transformación de austenita a ferrita y perlita, obteniendo así una microestructura caracterizada por una dureza, resistencia mecánica y ductilidad baja.

Normalizado. Con este tratamiento se busca el refinamiento de grano ante microestructuras indeseables provenientes de la fundición o provocadas por la deformación de trabajo en caliente. Los aceros se calientan a una temperatura superior a la crítica A_3 y luego se dejan enfriar al aire quieto. Generalmente se realiza para mejorar la maquinabilidad, producir una distribución uniforme de precipitados, obteniendo una mayor dureza



comparada con la obtenida en el recocido, y un incremento en la resistencia mecánica de la pieza, con una ligera pérdida de ductilidad.

Temple. Tratamiento térmico caracterizado por un enfriamiento rápido y continuo en un medio adecuado (agua, aceite o sales fundidas) hasta una temperatura inferior a la de inicio de formación de martensita, a partir de un tiempo de permanencia en la temperatura de austenización, esto con el propósito de obtener, para determinadas composiciones de acero, una dureza máxima. Sin embargo, la estructura resultante del temple es altamente inestable debido a varios factores como la energía de deformación asociada a la formación de martensita, la saturación de carbono en la red cristalina de ésta y la presencia de austenita retenida que incrementa la energía interfacial.

Revenido. Consiste en un calentamiento y permanencia a temperaturas inferiores a la crítica A1 (723 °C) seguido de un enfriamiento lento dentro del horno. Es utilizado como medio para modificar y contrarrestar efectos indeseables provocados por el temple, como la fragilidad atribuida a la martensita. Con su aplicación se consigue la transformación de martensita (aguja) en martensita revenida (aguja gruesa), lo cual incrementa la resistencia, ductilidad y tenacidad del acero.

2.3.1. Tratamiento térmico de temple y partición.

Este tratamiento denominado Q&P (Quenching and Partitioning), surge como respuesta a la problemática de obtener una mayor tenacidad, conservando una alta resistencia en las aleaciones martensíticas de los aceros, resultando en la generación de austenita retenida (RA) en la microestructura. Existen variantes del proceso, pero una representación general de este tratamiento y los cambios microestructurales correspondientes se muestra en la **Figura 2.7**, donde se presenta una variante del tratamiento denominada de dos pasos, es decir que se calienta posterior al enfriamiento a una temperatura de partición. El tratamiento de un paso comienza desde una temperatura de austenización completa, seguido de un enfriamiento rápido a una temperatura entre M_s y M_f (temperaturas de transformación de la martensita), conocida como temperatura de partición, seguido de un tiempo de permanencia que permite la migración del carbono de la martensita transformada hacia la austenita retenida. Este enriquecimiento con carbono de la austenita ocurre al volver a calentar a temperatura cercana a M_s , por lo que contribuye a estabilizarla de manera que permanezca a temperatura ambiente [27].

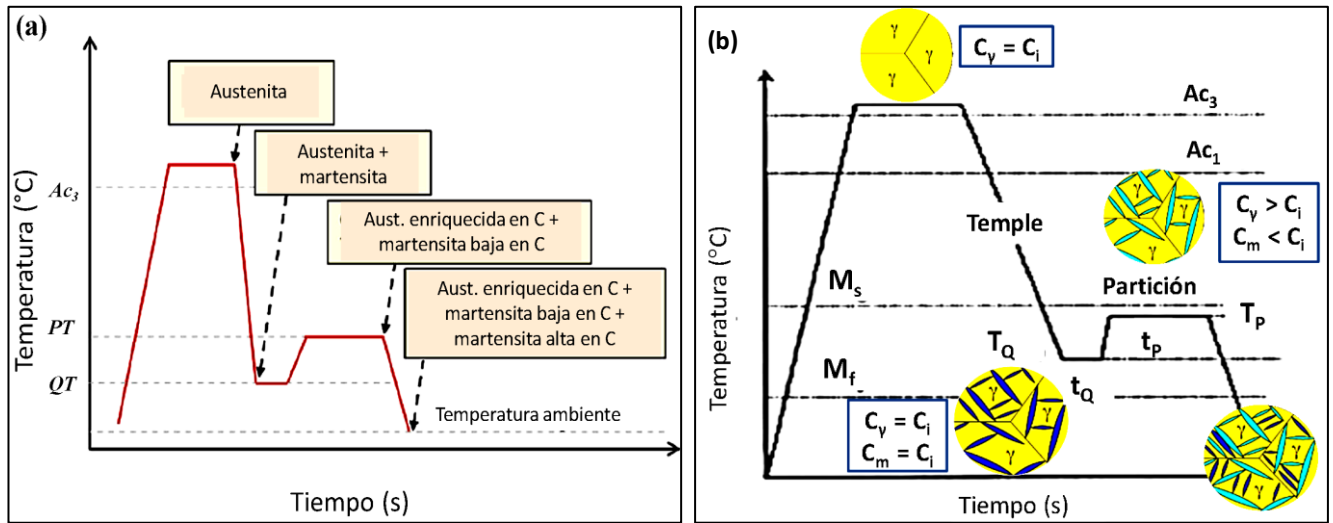


Figura 2.7. Representación esquemática del tratamiento Q&P propuesto por Speer [27]: a) Ciclo térmico del tratamiento Q&P con las fases resultantes, donde PT y QT son las temperaturas de partición y temple respectivamente, b) Diagrama del Q&P con representación gráfica de las fases presentes en el acero y donde C_i , C_v , C_m representan la concentración de carbono inicial, en la austenita y martensita respectivamente.

Uno de los pasos críticos en el proceso es lograr la difusión del carbono presente en la martensita hacia la austenita y no hacia la formación de carburos (cementita y/o transicionales). La formación de carburos durante la partición en la martensita, es perjudicial debido a que con esto se reduce la cantidad de carbono destinado a enriquecer a la austenita durante la partición [28].

Debido a los diferentes parámetros y secuencias de procesamiento del tratamiento Q&P, así como las variaciones de composición química y aleación en el acero, las posibilidades de obtener una microestructura deseada y una modificación de las propiedades es muy amplia, lo cual genera varios enfoques y continuas actualizaciones. Es por esto que las estrategias metalúrgicas en este ámbito, enfrentan desafíos inherentes para alcanzar su aplicación en una escala industrial. Sin embargo, la mayoría de los estudios y la implementación de este tratamiento, se han centrado en aplicaciones de chapa automotriz de alta resistencia [29].



2.4. Estado del arte de la aplicación del temple y partición en aceros de fase compleja.

El acero CP presenta una disposición microestructural adecuada para lograr una mayor resistencia en la pieza a fabricar, que con mejoras en su producción y la implementación de tratamientos térmicos especiales, puede alcanzar valores de resistencia mecánica mayores a 700 MPa. Uno de estos tratamientos es el temple y partición (Q&P) de uno o varios pasos, propuesto a principios de 2003 por el profesor John Speer [27] de Colorado School Mines que, además de remplazar la matriz convencional de ferrita por una más fuerte como la martensita, logra la difusión del carbono presente en esta fase hacia la estabilización o enriquecimiento de carbono en la austenita retenida, con lo cual resulta más atractivo en cuanto a la buena combinación de resistencia y ductilidad.

En relación con la dependencia de las propiedades mecánicas y su microestructura, autores como Behera y Olson [30] adoptan un enfoque similar del tratamiento propuesto por Speer para modelar la estabilidad de la austenita para un acero TRIP con 0.2 C-2.2 Mn-1.5 Si-0.2 Cr (% en peso). En donde analizan las características microestructurales del acero, determinadas por la composición y el ciclo del tratamiento Q&P que se observa en la **Figura 2.8**. El esquema del ciclo térmico de la experimentación, varía la temperatura de partición del carbono y el tiempo de permanencia. Con estas condiciones de trabajo analizaron el efecto de la saturación de carbono en cierta cantidad de martensita formada al enfriamiento, y a su vez el comportamiento de la difusión del carbono hacia la austenita, obteniendo una microestructura martensítica empobrecida en carbono y una presencia relevante de austenita retenida.

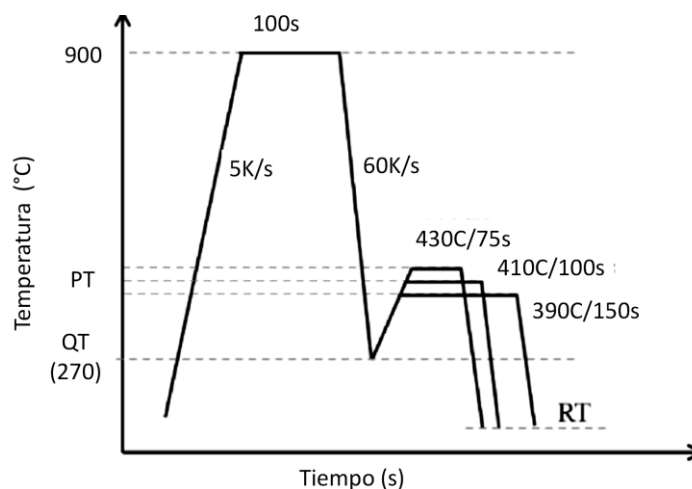


Figura 2.8. Ciclo térmico de Q&P para acero TRIP con una misma temperatura de temple (QT), variación en las temperaturas de partición (PT) hasta temperatura ambiente (RT) [30].



Debido a que no existe un modelo predictivo para la estabilidad de la austenita en el tratamiento Q&P. Behera y Olson consideran que la estabilidad óptima de la austenita retenida es el parámetro crucial para el incremento de las propiedades del material, donde se busca obtener un alargamiento uniforme. Dicha estabilidad, así como la predicción del contenido de carbono en la austenita y temperatura M_s (temperatura por debajo de la cual el rendimiento de la aleación es controlada por transformación martensítica), se determina considerando la composición química de la aleación, fuerza motriz química, mecánica y crítica de la transformación martensítica mediante modelos predictivos basados en termodinámica [30].

Por otro lado, Speer y col. [31] destacan para el acero TRIP y otros de composición parecida como los CP, que la cuantificación de los aspectos termodinámicos y cinéticos de la migración de carbono en la martensita son insuficientes para una interpretación objetiva del fenómeno, debido en gran parte a la complejidad del comportamiento microestructural durante el proceso, aunado a cualquier precipitación de carburos de transición (considerada como una variación de las interacciones asociadas a nivel microestructura).

Esta formación de carburos fue considerada crítica a principios del estudio del tratamiento Q&P, deseando únicamente una microestructura bainítica con austenita retenida, libre de carburos. Con esto en cuenta, y las consecuentes experimentaciones hechas, se resolvió que el enriquecimiento de carbono en la austenita respondía mejor con temperaturas del mecanismo de partición cercanas a los 400 °C, así mismo que temperaturas menores a 250 °C son menos efectivas en la estabilización de la austenita.

Un análisis del tratamiento Q&P sobre el comportamiento de las propiedades mecánicas con variaciones en las condiciones de partición de un acero TRIP (0.2 C-2.22 Mn-1.44 Si-0.21Cr), publicado por Arlazarov y col. [32], demuestra que la aplicación de este tratamiento se pueden obtener aceros de muy alta resistencia con una ductilidad razonable. En la **Figura 2.9** se muestran las curvas esfuerzo-deformación real con diferentes condiciones del tratamiento Q&P. En la **Tabla 2.2** se resumen las propiedades mecánicas obtenidas.

Los resultados de esta tabla demuestran que la mejor combinación de UTS y ET se obtienen a temperatura de partición de 400 °C con permanencia de 100 s y a 460 °C con permanencia de 50 s. Arlazarov y col. indican también que el incremento en el tiempo de permanencia a la temperatura de partición, tiende a disminuir el límite elástico alrededor de 100 MPa.

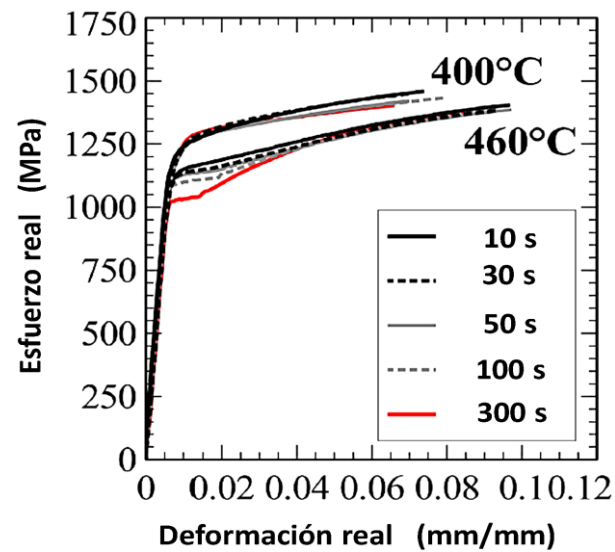


Figura 2.9. Curvas esfuerzo-deformación real del tratamiento Q&P en acero TRIP con diferentes tiempos de permanencia a temperaturas de partición de 400 °C y 460 °C [32].

Tabla 2.2. Propiedades mecánicas obtenidas del Q&P con diferentes temperaturas de partición (T_p) y tiempos de partición (t_p), límite elástico (YS), resistencia máxima a la tracción (UTS) y alargamiento total (ET) [32].

T_p (°C)	t_p (s)	YS (MPa)	UTS (MPa)	ET (%)
400	10	1189	1354	10.1
	30	1185	1351	9.8
	50	1161	1324	9.3
	100	1166	1323	11.6
	300	1188	1314	9.5
460	10	1114	1275	12.5
	30	1113	1259	10.9
	50	1122	1258	12.6
	100	1086	1266	11.8
	300	1012	1274	11.5

El análisis del comportamiento mecánico a temperatura de partición de 400 °C presenta poca variación en comparación con las muestras a 460 °C, por lo cual, se realizó un análisis de la estabilidad de la austenita retenida (RA) en función de la deformación con diferentes tiempos de partición a la temperatura de partición de 460 °C como que se presenta en la **Figura 2.10**, donde se observa una disminución gradual de la RA con

incremento de la deformación real. Distinguiéndose que la disminución de la fracción de RA es más rápida con mayores tiempos de partición, además de que para todos los tiempos de partición, excepto la de 300 s, hay cierta cantidad de RA presente después de una deformación de 0.08 mm/mm.

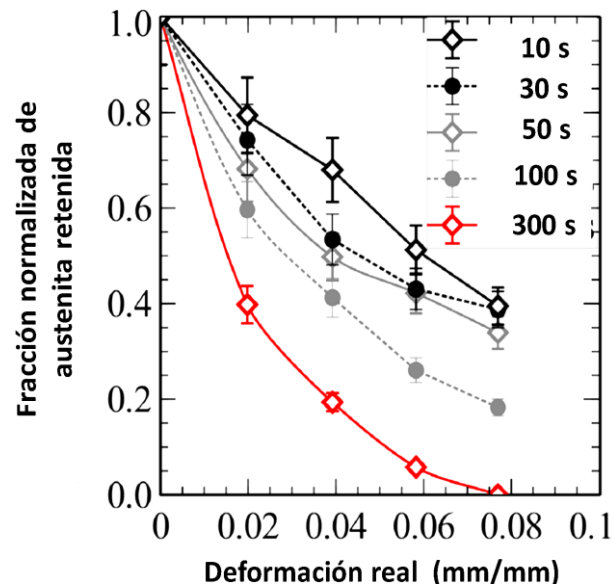


Figura 2.10. Comportamiento de la fracción de austenita retenida con el incremento de la deformación a diferentes tiempos de permanencia a temperatura de 460 °C en la partición del tratamiento Q&P en acero TRIP [32].

En relación a este comportamiento obtenido en estas condiciones, se analizaron los diferentes arreglos microestructurales como se observa en la **Figura 2.11**, con diferentes tasas de deformación, temperatura de partición de 460 °C y 100 s de permanencia. En la condición inicial se distinguen tres tipos de regiones predominantes en la microestructura, a saber, la martensita particionada (PM, Partitioned Martensite por sus siglas en inglés), caracterizada por una matriz gris rugosa con varias inclusiones finas, RA de coloración gris con un contorno más blanco, de aspecto liso y con diferentes morfologías en forma de listones y como bordes en las islas de M-A (Martensita-Austenita), éstas caracterizadas por islas con aspecto liso compuestas de una coloración gris claro con bordes blancos y con presencia de martensita fraccionada (FM). Sin embargo, aparece un tipo diferente de microestructura como se muestra en las imágenes de **Figura 2.11 (b, c, d)**, esta nueva región se observa con una coloración de gris más claro con cierta rugosidad, y se considera que corresponde a la martensita inducida por deformación (Induced Martensite).

La presencia de esta zona parece indicar que se encuentran bajo una carga mecánica debido a que la Martensita Inducida incrementó con la deformación (**Fig. 2.11 d**). Por lo tanto, la mayor cantidad de austenita retenida es transformada en IM.

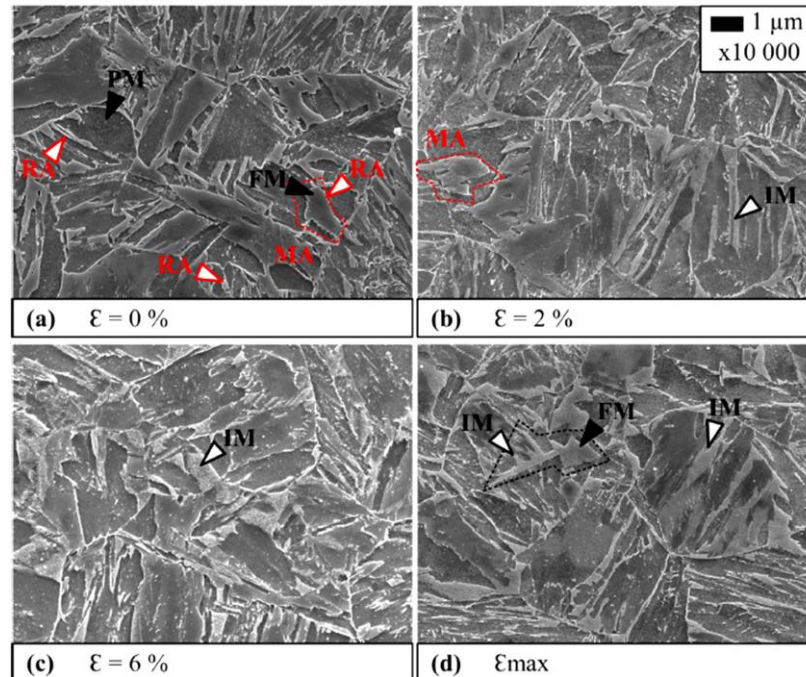


Figura 2.11. Micrografías SEM de la microestructura en función de la tasa de deformación. Muestras de la partición a 460 °C para 100 s con deformación ingenieril de **(a)** 0%, **(b)** 2%, **(c)** 6% y **(d)** máximo (rotura) [32].

De manera que la estabilidad mecánica de la RA disminuye con el incremento del tiempo de partición a 460 °C. Se observa también que las islas de RA de mayor tamaño promueve un incremento en la velocidad de transformación en comparación con granos pequeños, generando una tendencia clara entre la ductilidad y la cantidad de RA bajo el tratamiento de Q&P.

De Diego-Calderón y col. [33] en su estudio sobre el tratamiento de temple y partición, analizan con variaciones en los parámetros del ciclo Q&P para una aleación de acero 0.2C-2Mn-Si-Al (% peso), la evolución de la microestructura. La principal variación que se destaca en este trabajo es la temperatura de temple (Q_T) que va de 200 a 250 °C y diferentes tiempos de permanencia a una temperatura de partición de 440 °C, como se ve en la **Figura 2.12**. Con este nuevo arreglo del ciclo térmico con variación de Q_T , manteniendo un mismo tiempo de partición (Q_t), se estudia la influencia del tratamiento Q&P sobre la microestructura que se presenta

en la **Figura 2.13**. Donde a partir de 250 °C, incrementa la formación de austenita-retenida y martensita (FM/RA), distinguiéndose mayormente en la **Figura 2.13a** como islas blancas de buen tamaño y con una fracción muy baja de martensita particionada (PM). Caso contrario a esto, en la **Figura 2.13b** la saturación del carbono se encuentra en una fracción mayor de PM con presencia de islas mucho más finas de FM/RA.

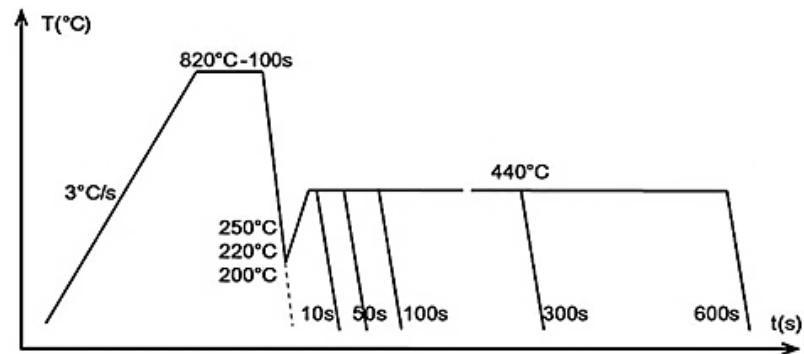


Figura 2.12. Ciclos térmicos completos e interrumpidos de Q&P para aleación de acero 0.2C-2Mn-Si-Al (% peso) [33].

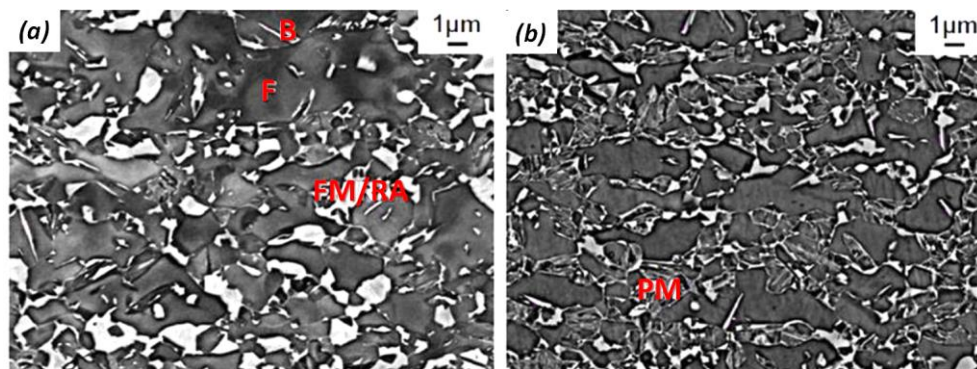


Figura 2.13. Micrografías de electrones retro-dispersados: a) $Q_T = 250\text{ °C}$, $Q_t = 100\text{ s}$ y b) 200 °C , 100 s [33].

Con estos resultados se comprueba parte de la influencia de Q_T sobre la formación de austenita retenida final, así como la transformación de la bainita, la cual parece favorecer la estabilización de la austenita, y la determinación de la PM, obtenida durante la primera parte del temple [33].

Otro aspecto relevante es el comportamiento microestructural del acero CP con variación en la velocidad de enfriamiento. Como lo proponen Hairer, Werner, Pichler y col. [34]; que con la saturación magnética del acero (técnica denominada Josch-Isthmus), se logra cuantificar la cantidad de austenita retenida. Para dicho estudio



se empleó un acero CP800, el cual se llevó a una temperatura de austenización de 850 °C con permanencia de 1 minuto y un rango de velocidades de enfriamiento de 0.6 a 120 K/s. Para el análisis y la determinación de las fases presentes para cada velocidad de enfriamiento como se ve en las **Figuras 2.14 y 2.15**, fue necesaria una revelación microestructural especial con LePera.

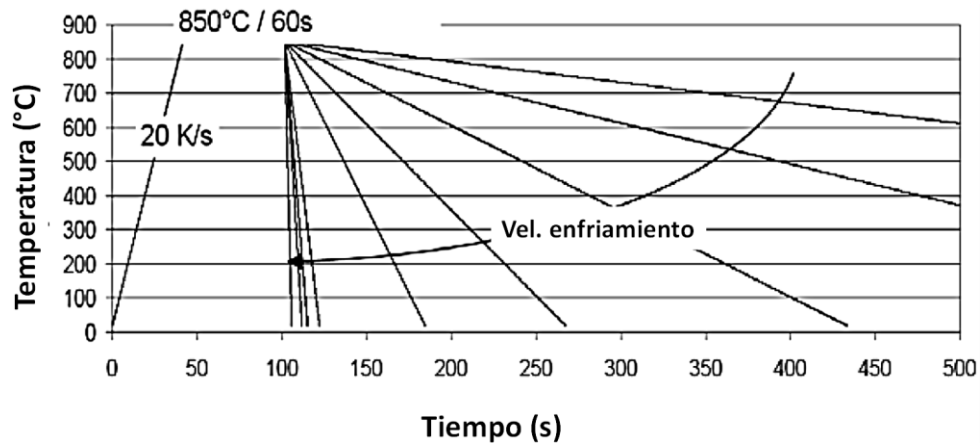


Figura 2.14. Ciclos de enfriamiento aplicados [34].

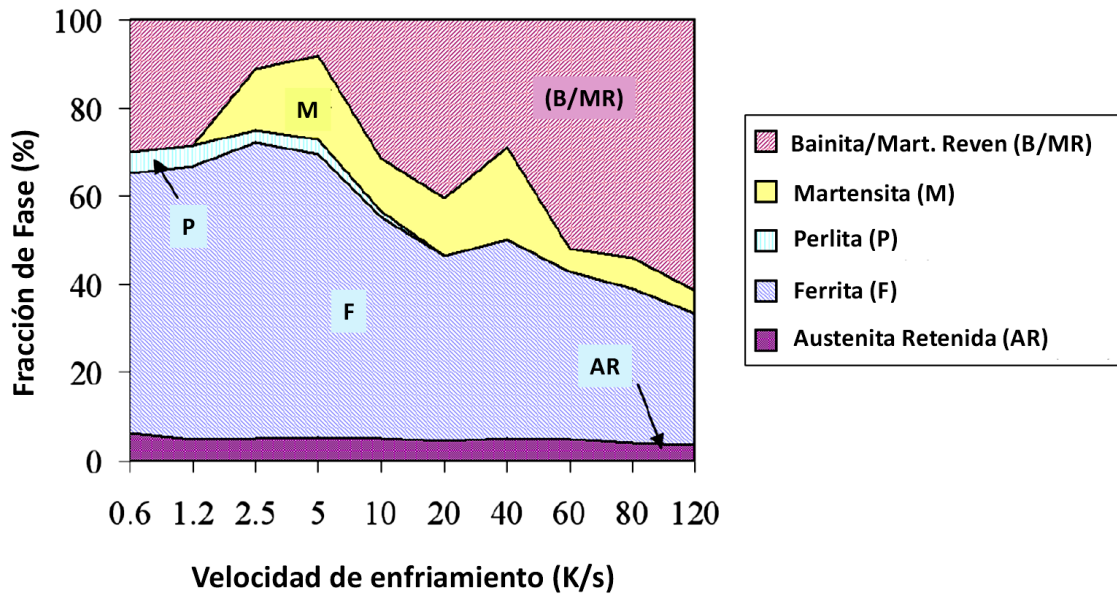


Figura 2.15. Fracciones de fase después de los diferentes ciclos de enfriamiento [34].

Estos resultados muestran que una velocidad de enfriamiento rápida impide que la austenita remanente sea enriquecida con carbono, al mismo tiempo que la formación de ferrita disminuye. Favoreciendo por otro lado, la formación de martensita revenida a velocidades mayores a 2.5 K/s. Siendo así consecuente la dependencia del crecimiento de grano y la variación del tamaño en la microestructura con la velocidad de enfriamiento como se muestra en la **Figura 2.16**.

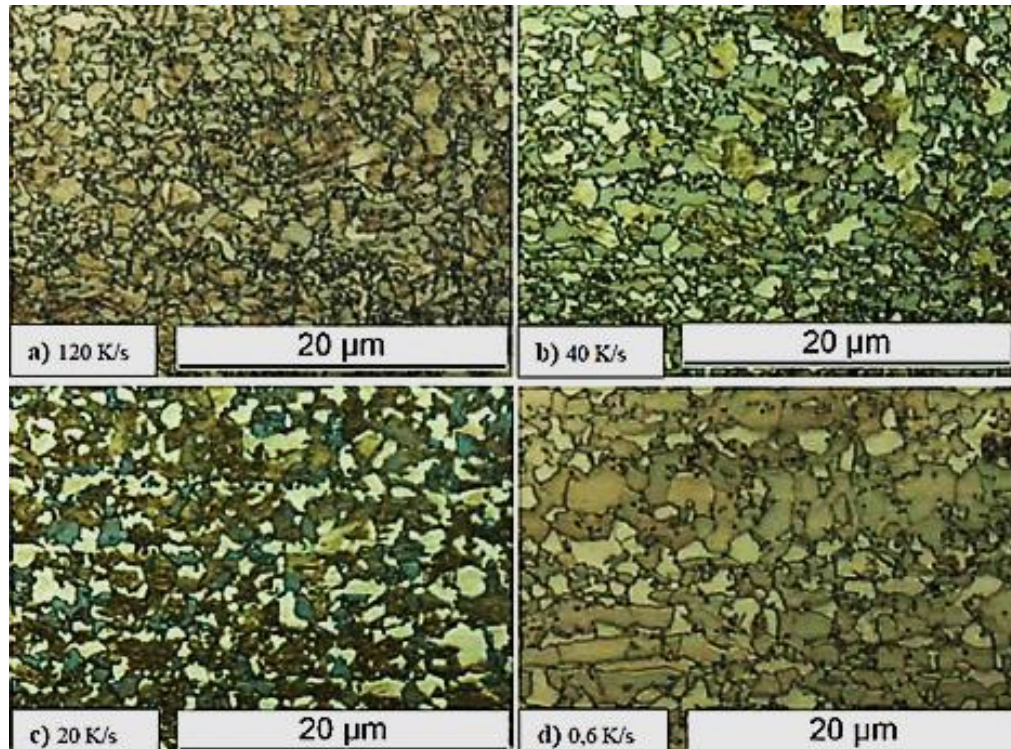


Figura 2.16. Microestructuras obtenidas a diferentes velocidades de enfriamiento [34].

En relación con la microestructura obtenida a diferentes ciclos de enfriamiento, se encontró que la dureza del acero CP800 es proporcional al incremento de la velocidad de enfriamiento como se observa en la **Figura 2.17**. Esto es debido a las fases presentes de martensita y bainita de grano fino en comparación con la combinación de ferrita y bainita de grano mucho mayor obtenidas a tiempos más lentos de enfriamiento.

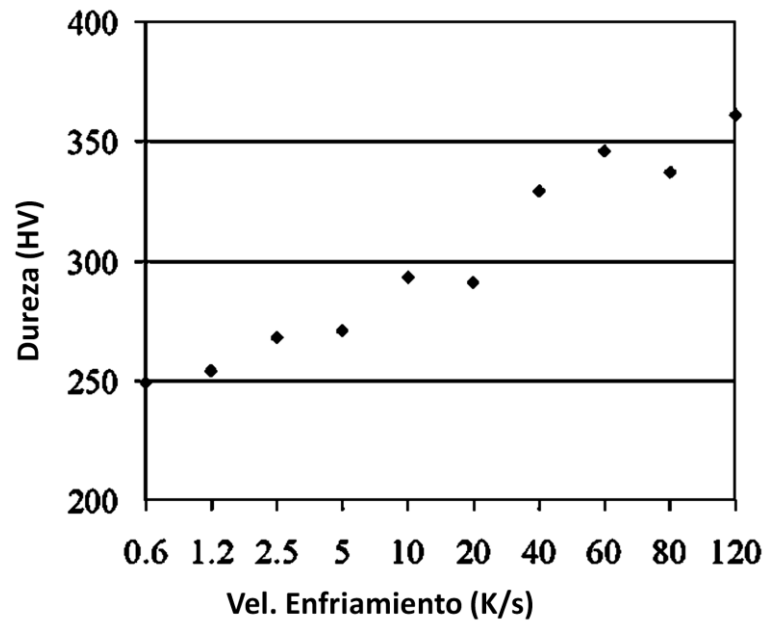


Figura 2.17. Dureza del acero CP800 en función de la velocidad de enfriamiento [34].

Concluyendo que las velocidades de enfriamiento no afectan la cantidad de austenita, pues esta presentó una tendencia a permanecer constante a partir de la cantidad inicial transformada durante el proceso. Así mismo, el incremento en la dureza se ve favorecido por la formación de granos finos y la presencia de martensita revenida, así como la fracción de bainita apenas distinguible en la microestructura del acero. Se destaca también que los ciclos de enfriamiento tienen una influencia en la formación de la ferrita, con un crecimiento porcentual importante a velocidades bajas, que disminuye al incrementar la velocidad de enfriamiento, dando lugar a la formación en mayor cantidad de bainita y martensita revenida.

Capítulo III

DESARROLLO EXPERIMENTAL



El desarrollo experimental se describe en el diagrama de flujo de la **Figura 3.1**, donde se resume el procedimiento seguido para el estudio del comportamiento mecánico y microestructural de un acero AHSS de fase compleja experimental de condición de colada, con la aplicación de diferentes tratamientos térmicos. La nomenclatura para los dos aceros usados en la experimentación fue con base en la cantidad de boro presente, siendo CP-RF el que no contiene boro y es utilizado como referencia y CP-B con 60 ppm de boro.

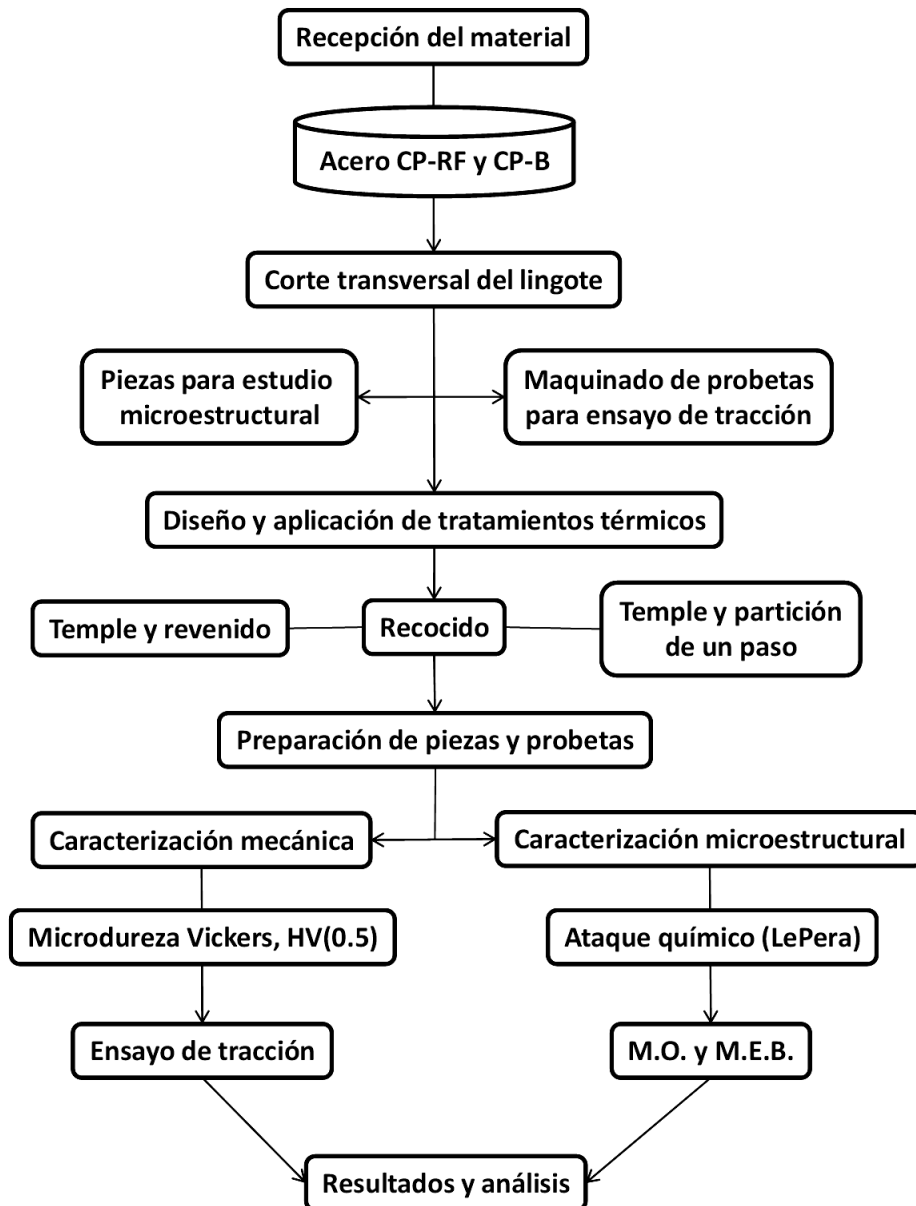


Figura 3.1. Diagrama de flujo del procedimiento experimental para el análisis del acero CP.



3.1 Maquinado de probetas para ensayo de tracción.

Se trabajó con dos composiciones químicas del acero experimental de fase compleja proveniente de lingotes denominados CP-RF (muestra de referencia) y CP-B (microaleado con boro), como se indica en la **Tabla 3.1**, en la cual se destaca la microaleación de boro.

Tabla 3.1. Composición química de los aceros experimentales AHSS de fase compleja.

Elementos de aleación	Acero CP-RF (% peso)	Acero CP-B (% peso)
C	0.165	0.16
Si	0.595	0.591
Mn	1.93	1.94
Cr	0.447	0.449
Mo	0.401	0.397
P	0.021	0.023
S	0.031	0.029
Ni	0.12	0.12
Al	0.0115	0.0102
Cu	0.068	0.067
Nb	0.151	0.156
Ti	0.018	0.0138
V	0.01	0.01
B	0	0.0059

Con la recepción del material de condición de colada, se procedió a limpiar la superficie del lingote para remover las impurezas generadas por la solidificación en arena y mejorar la sujeción de la prensa de corte. Posteriormente se realizaron los cortes transversales de 1.8 mm de espesor con una cortadora de disco abrasivo y lubricante; para lograr el espesor requerido en los cortes se implementó una mesa rectificadora con piedra esmeril hasta obtener un espesor final de 1.5 mm. Una vez rectificadas las rebanadas, se agregaron las dimensiones requeridas de la probeta al software de la máquina Kimitzu de corte EDM por hilo de tungsteno, implementada para el maquinado y la obtención de 18 probetas entre los dos aceros CP para la prueba de tracción uniaxial. En la **Figura 3.2** se muestran las etapas en la obtención de piezas para el estudio microestructural y el maquinado de probetas para el ensayo de tracción con forme a la norma ASTM E8, a partir de cortes transversales de lingotes provenientes de moldeo en arena para cada aleación, con un posterior acondicionamiento microestructural (tratamiento térmico) para su estudio.

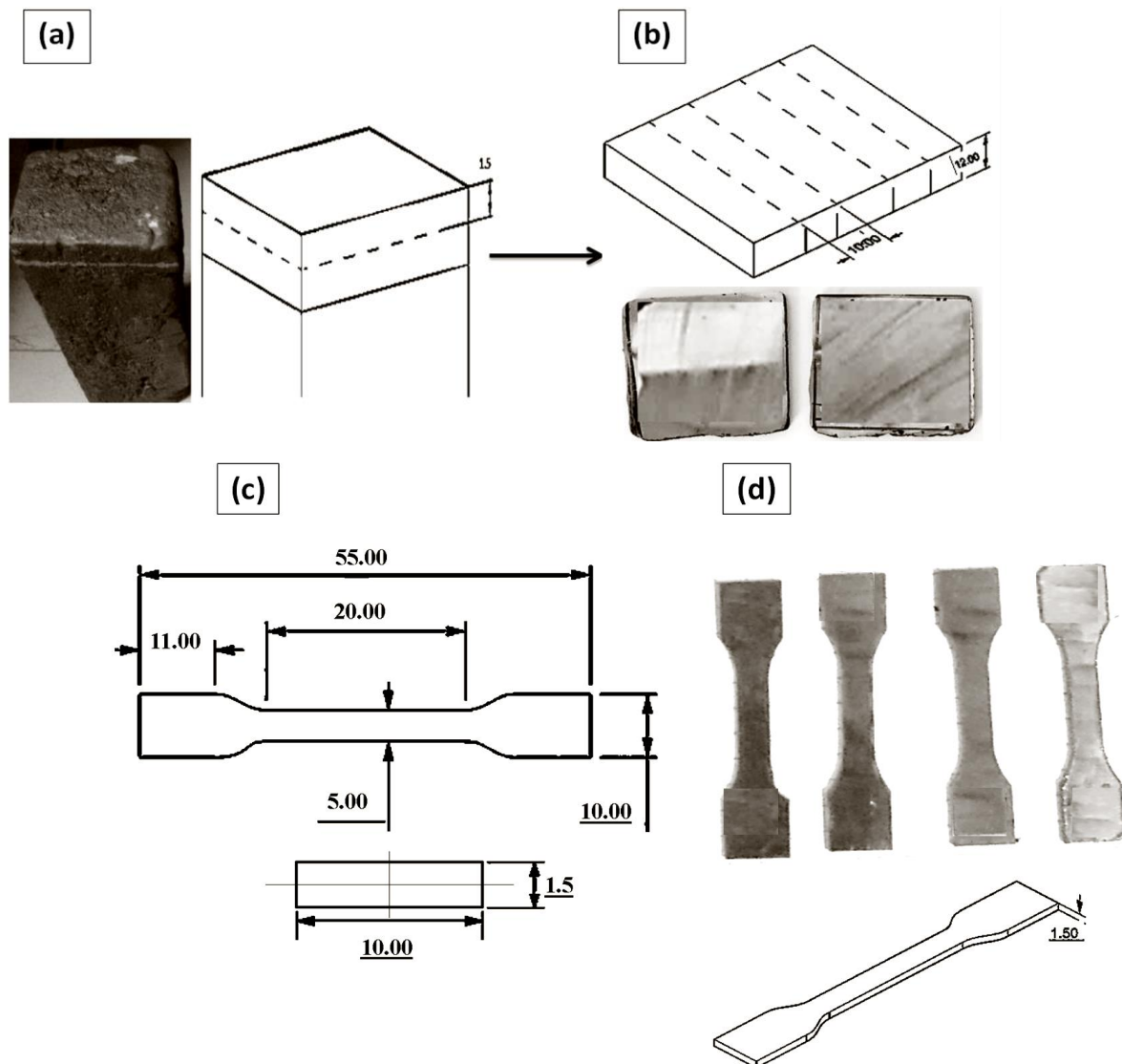


Figura 3.2. Representación de la obtención de probetas (mm): a) Corte transversal del lingote, b) Corte de la rebanada con las dimensiones de la probeta, c) Dimensiones de probeta (mm) y d) Probeta final.

3.2 Diseño e implementación de los tratamientos térmicos.

Los diagramas TTT tomados como referencia en el diseño de los tratamientos que se presentan en la **Figura 3.3** y **3.4**, fueron obtenidos mediante el uso del programa JMatPro con las condiciones experimentales de composición del acero CP-RF y CP-B. A partir de estos diagramas se definieron las rutas de calentamiento (diagrama Fe-C) y enfriamiento (diagrama TTT – JMatPro), así como los tiempos de permanencia y enfriamiento para la obtención de las fases buscadas en la microestructura de cada aleación tomando como referencia la nariz de dichos diagramas [35].

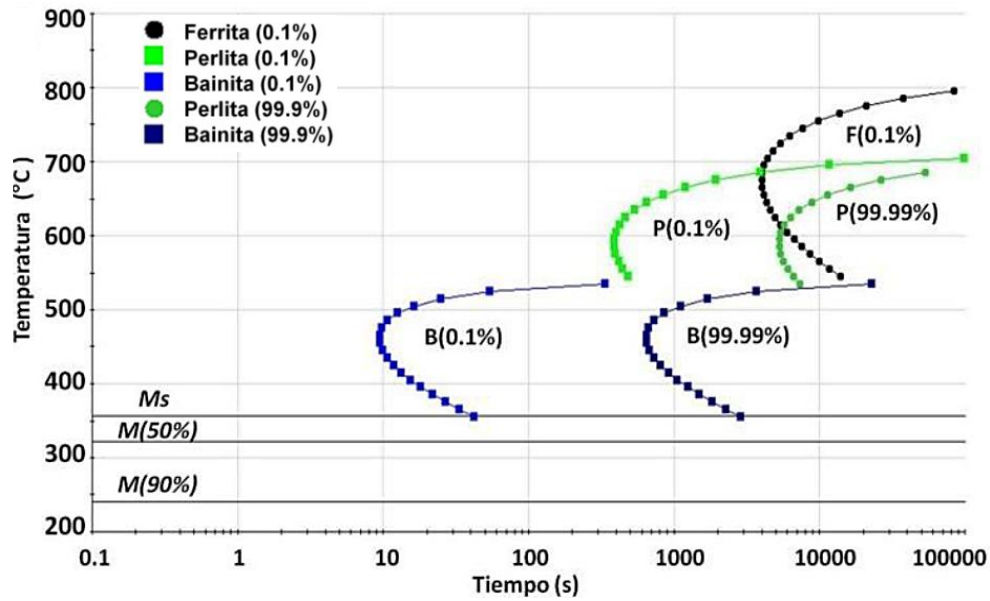


Figura 3.3. Diagrama TTT teórico del acero CP-RF [35].

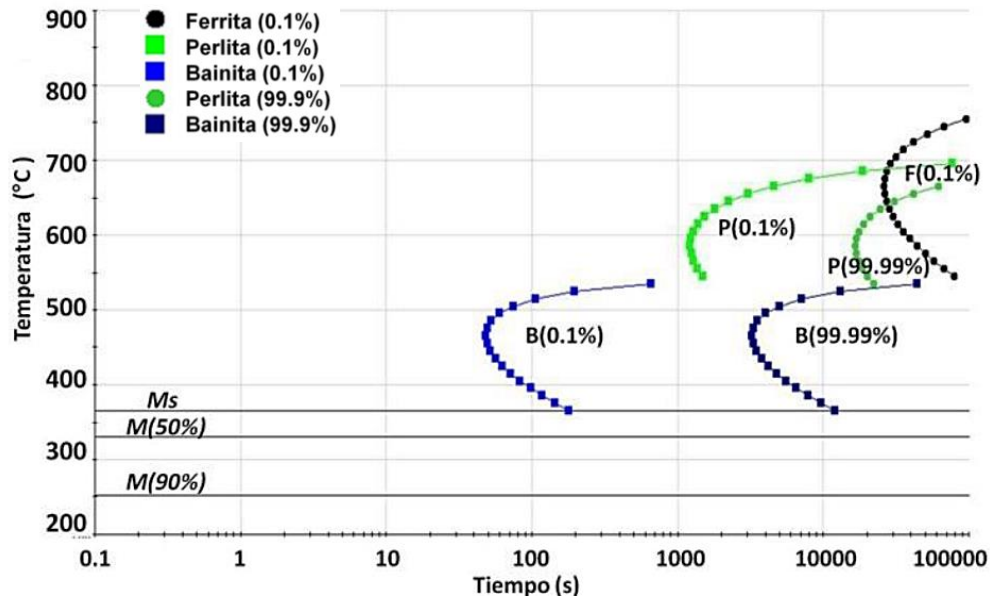


Figura 3.4. Diagrama TTT teórico del acero CP-B [35].

Como se observa en los diagramas de las **Figuras 3.3** y **3.4**, el efecto de la microadición de boro provoca un desplazamiento hacia la derecha de las curvas de transformación, permitiendo un mayor tiempo de trabajo para la realización de tratamientos térmicos y la obtención de microestructuras deseadas.



En la **Tabla 3.2** se encuentran resumidos los parámetros experimentales aplicados en cada tratamiento térmico (temple y revenido, temple y partición de un paso y recocido) en cada acero.

Tabla 3.2. Parámetros experimentales para cada tratamiento térmico en cada acero CP.

Acero	Tipo de T.T.	Parámetros T.T.
CP-RF CP-B	TEMPLE Y REVENIDO	$T_y = 925\text{ }^\circ\text{C}$ $v_{cal} = 33\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ $t_{cal} = 30\text{ min}$ Temple en aceite $T_{rev} = 400\text{ }^\circ\text{C}$ $t_{rev} = 15\text{ min}$ medio _{enf} = aire
	TEMPLE Y PARTICIÓN DE UN PASO	$T_y = 1100\text{ }^\circ\text{C}$ $v_{cal} = 20\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ $t_{cal} = 1\text{ hr}$ Temple en sales fundidas $T_{temple} = 400\text{ }^\circ\text{C}$ $t_{partición} = 8\text{ min}$ medio _{enf} = aceite
	RECOCIDO TOTAL	$T_y = 925\text{ }^\circ\text{C}$ $v_{cal} = 20\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ $t_y = 30\text{ min}$ medio _{enf} = dentro de horno

Para cada tratamiento térmico realizado, se recubrieron con pintura cerámica de zirconio para evitar la descarburación superficial de cada acero.



3.2.1 Temple y revenido.

Para asegurar la transformación austenítica, las probetas de tracción y las piezas para análisis microestructural se llevaron a 925 °C con una velocidad de calentamiento de 33°C/min. Se les dio media hora de permanencia a esta temperatura, seguido de un enfriamiento súbito en aceite.

Posterior al temple, las piezas se acondicionaron con pintura de zirconio, se llevaron a 400 °C y permanecieron media hora a esta temperatura, finalizando con un enfriamiento lento al aire como se muestra en la **Figura 3.5**, la secuencia y parámetros implementados para este tratamiento.

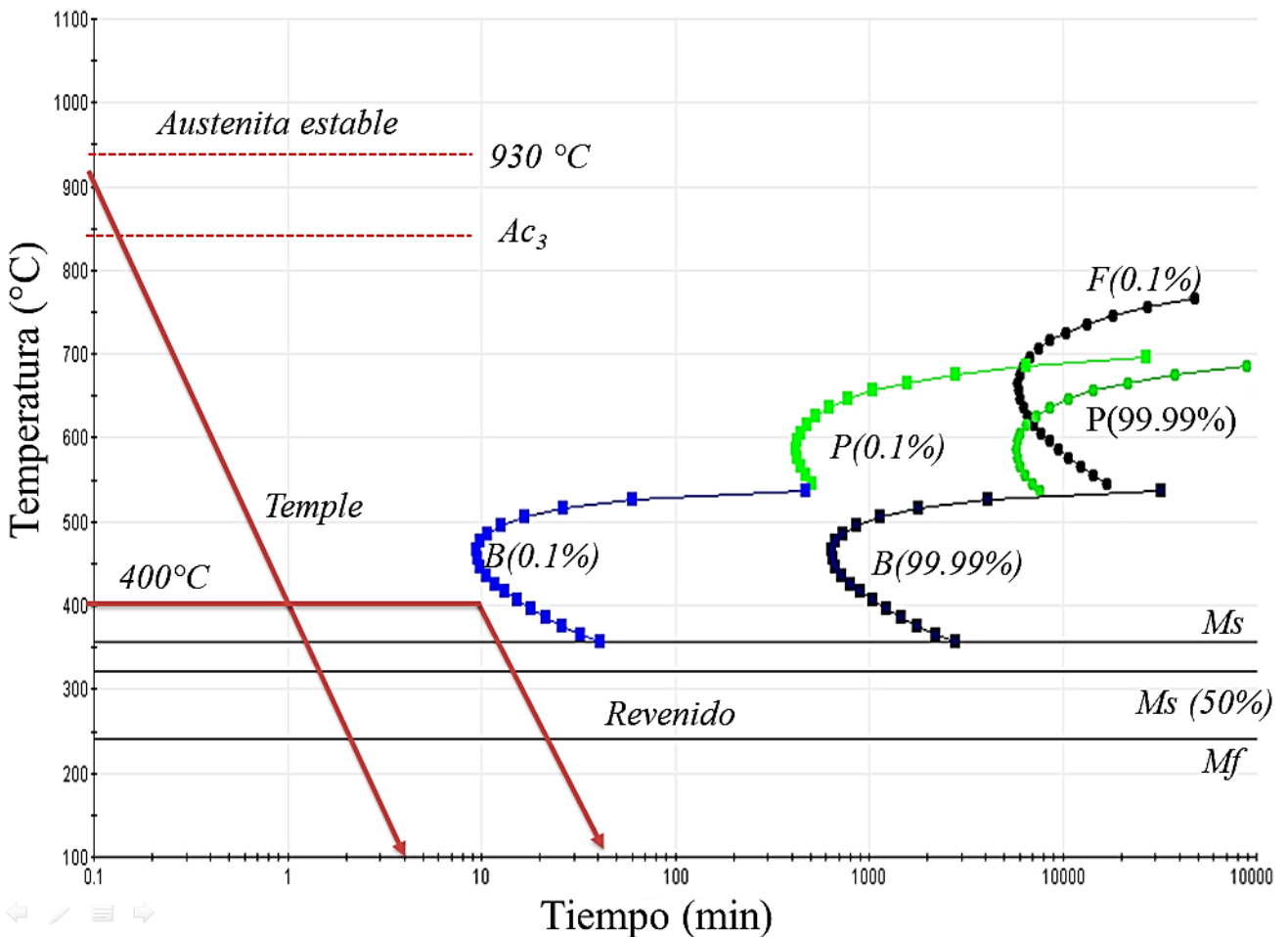


Figura 3.5. Secuencia del ciclo térmico para el tratamiento de temple y revenido.



3.2.2 Temple y partición de un paso.

En el tratamiento Q&P de un paso, se llegó a una austenización completa de las piezas calentándolas a 20°C/min hasta una temperatura de 1100 °C, con una permanencia de una hora como se indica en el diagrama de la **Figura 3.6**, esto con el fin de alcanzar una condición de homogenizado en el acero.

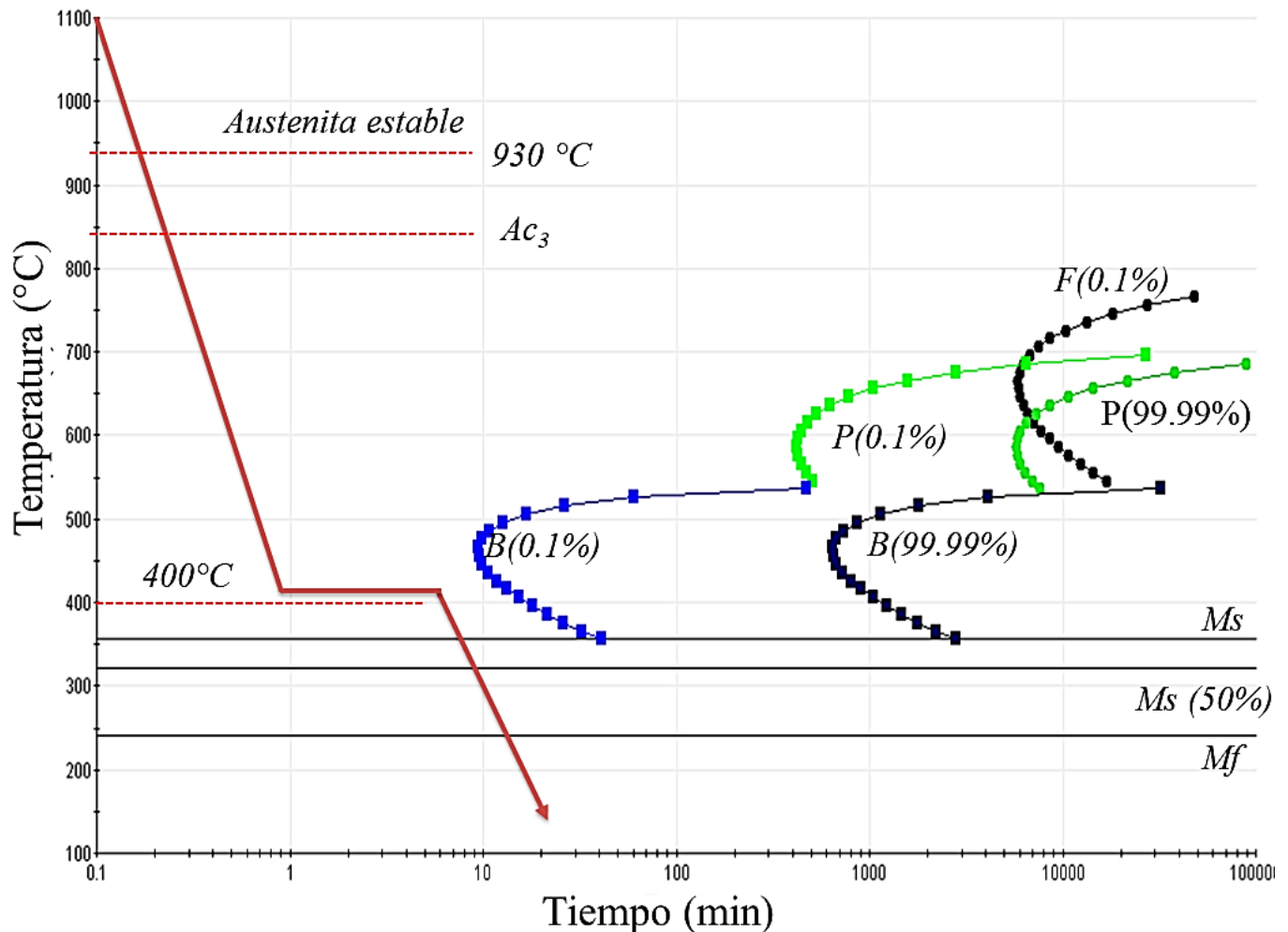


Figura 3.6. Ciclo térmico aplicado para el tratamiento de temple y partición de un paso.

Durante el calentamiento de las piezas, se ajustó la temperatura del baño de sales de nitruro de sodio a 400 °C para la partición en un paso. Cumplida la hora de permanencia de las piezas a 1100 °C, se enfriaron rápidamente en el baño de sales con agitación durante un minuto, seguido de siete minutos de permanencia quieta, para finalizar con temple en aceite.



3.2.3 Recocido total.

Aplicando la regla de austenización completa para tratamientos térmicos convencionales de acero, de una hora por pulgada cuadrada, se siguió la secuencia de la **Figura 3.7**, con una velocidad de calentamiento de 20 °C/min hasta la temperatura de austenizado de 925 °C con una permanencia de 30 min., seguido de un enfriamiento lento dentro del horno.

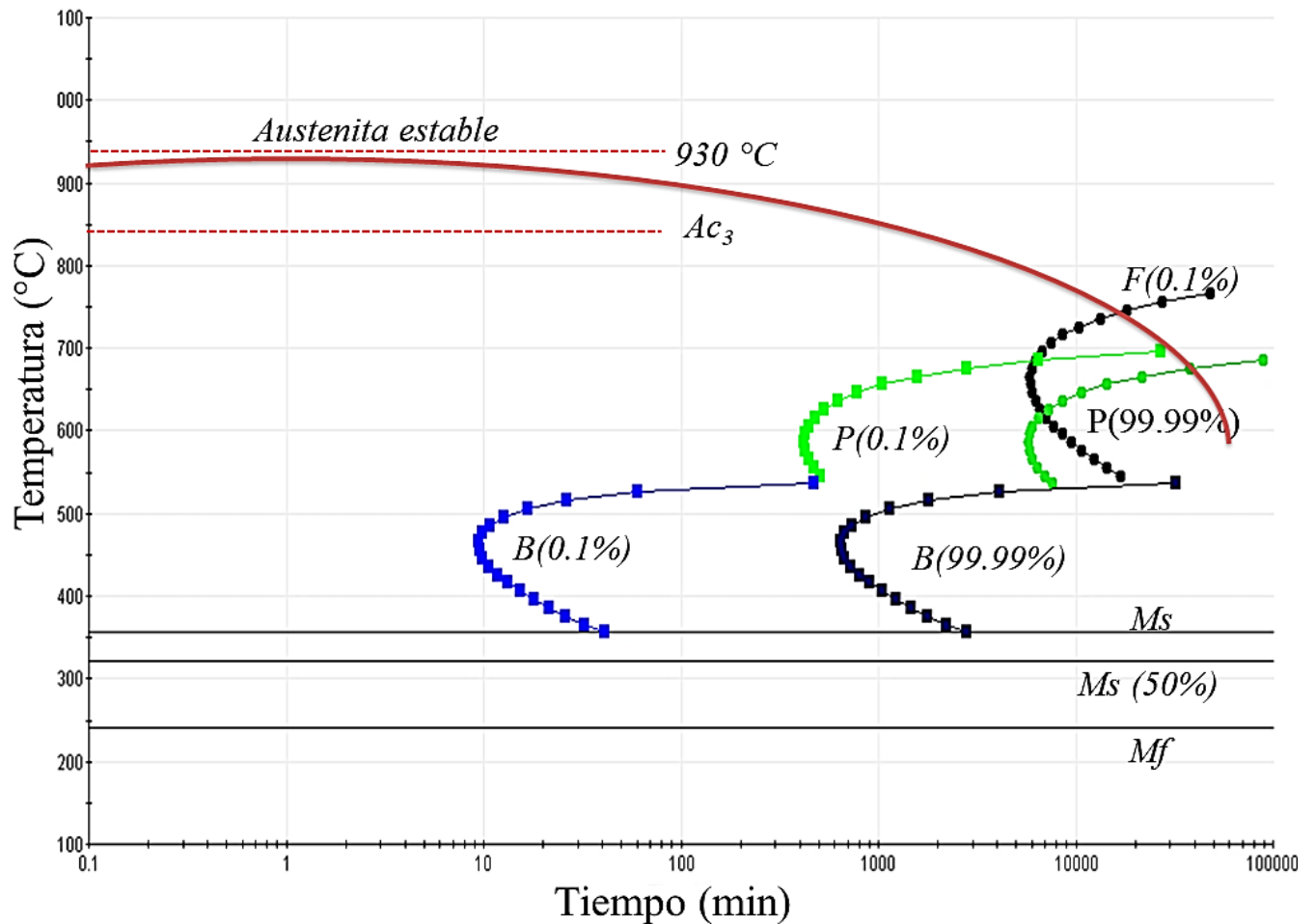


Figura 3.7. Ciclo térmico aplicado en el tratamiento de recocido total.



3.3 Caracterización mecánica.

Para evaluar la influencia de la microestructura obtenida tras los tratamientos térmicos sobre el comportamiento mecánico de los aceros CP, así como identificar el efecto de la microaleación con boro, se realizaron pruebas de ensayo de tracción uniaxial y microdureza mediante el ensayo Vickers.

3.3.1 Ensayo de tracción uniaxial.

El ensayo se llevó a cabo en la máquina universal MTS QTEST/100 localizada en el Instituto Tecnológico de Saltillo con una celda de carga de 10 toneladas y una velocidad de desplazamiento de 2 mm/min para cada probeta. En las **Tablas 3.3** y **3.4** se encuentran los datos implementados en la prueba.

Tabla 3.3. Valores de entrada utilizadas para la ejecución del ensayo de tracción.

Nombre	Valor	Unidades
Sensibilidad del freno	90	%
Límite del freno	800	N
Velocidad de datos adquiridos	60.0	Hz
Velocidad de ensayo	2.00	mm/min

Tabla 3.4. Valores de entrada de cálculo para la obtención de los resultados del ensayo de tracción.

Nombre	Valor	Unidades
Rotura del marcador	90.0	%
Alargamiento del marcador	0.500	Mm
Longitud de calibrador	5.000	Mm
Precarga floja	4.448	N
Longitud de segmento pendiente	20.000	%
Compensación de fluencia	0.002	mm/mm
Long. de segmento de fluencia	2.0	%

Para la obtención de las gráficas esfuerzo-deformación, se utilizaron los datos procedentes de la máquina universal MTS QTEST/100, con los cuales mediante el programa Origin se trazaron las curvas de esfuerzo-deformación para la visualización del comportamiento mecánico del material y conocer el valor de las propiedades más relevantes, como lo son el límite elástico, la resistencia máxima y el porcentaje de deformación plástica homogénea para cada uno de los tratamientos térmicos.

3.3.2 Ensayo de microdureza Vickers.

Para esta prueba se implementó la norma ASTM E-384 en la obtención de resultados representativos del material, con el microdurómetro digital Vickers HVS-1000 aplicando una carga de 0.5 kg y un indentador de diamante. Las indentaciones se realizaron con un milímetro de separación en un recorrido desde la periferia hacia el centro de la pieza. El equipo utilizado para la prueba permite medir la huella dejada por el indentador a través de las diagonales trazadas en el lente del microscopio adaptadas al software del equipo y dar el valor de dureza correspondiente. En la **Figura 3.8** se puede apreciar la huella dejada tras aplicar una carga de 0.5 kg en el acero CP-RF tratado térmicamente y las diagonales de referencia para la obtención del valor de dureza.

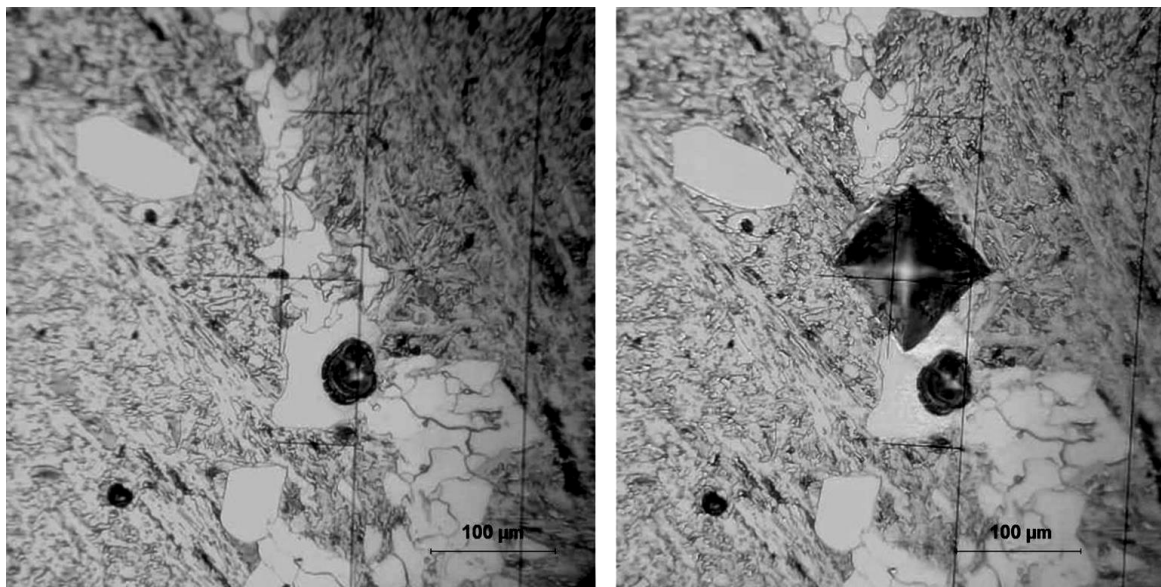


Figura 3.8. Huella de indentación antes y después en el acero CP-RF con tratamiento de recocido total.



3.4 Caracterización microestructural.

Después de aplicar los tratamientos térmicos, se procedió a la preparación y limpieza de las muestras para encapsularse en resina y asegurar una mejor manipulación. Una vez hecho esto, se prepararon metalográficamente siguiendo la técnica convencional de desbaste con lija de SiC y pulido fino con pasta diamante de 0.1 μm . Para revelar la microestructura se utilizó LePera (50% ácido pícrico + 50% $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) en solución acuosa a 80 °C como reactivo de ataque durante 25 s.

3.4.1 Microscopia Óptica.

Para este análisis se usaron los microscopios ópticos Axiovet 25 y el Olympus PMG 3 como equipos de trabajo para la toma de las micrografías a bajos y altos aumentos de las zonas de mayor interés en la microestructura, con los objetivos 5X y 50X. El post-procesamiento de las imágenes tomadas se realizó mediante el uso del software Zen, con el que se modificó la calidad de ciertas imágenes, mejorando el brillo y la nitidez sin descuidar el color de la imagen para su interpretación en el análisis.

3.4.2 Microscopia Electrónica de Barrido.

Las micrografías tomadas y los resultados obtenidos de esta prueba, se consiguieron con el microscopio electrónico de barrido JSC-6000Plus-JEOL, con el cual se determinó la topografía de las muestras al capturar las imágenes con los electrones secundarios. El procedimiento realizado para el estudio de los aceros mediante esta técnica, fue una limpieza en baño ultrasónico durante 2 minutos con ácido acético, seguido de una con etanol durante media hora, y finalizar con la revelación química de la microestructura con LePera como reactivo durante veinticinco segundos.

Capítulo IV

RESULTADOS Y DISCUSIÓN



4.1 Resultados de la caracterización mecánica.

La implementación de maquinaria adecuada para la obtención de probetas de aceros CP, permitió conseguir las dimensiones requeridas para el ensayo de tracción uniaxial y la obtención de resultados fiables en la evaluación del efecto del tratamiento térmico, así como la microadición de boro sobre el comportamiento mecánico. Sin embargo, las probetas utilizadas en el tratamiento Q&P de 1 paso presentaron algunos cambios dimensionales provocados por la exposición prolongada a 1100 °C y una baja eficiencia en el recubrimiento de pintura cerámica de zirconio.

Con los resultados obtenidos del ensayo de tracción y la toma de microdureza Vickers, se realizó una comparación entre los diferentes tratamientos térmicos para cada acero CP, distinguiéndose una tendencia clara de la microadición de boro en un incremento de la dureza.

4.1.1 Ensayo de tracción.

En la **Tabla 4.1** se presentan los resultados obtenidos de la prueba de ensayo de tracción para los diferentes tratamientos térmicos en los dos aceros implementados en este trabajo.

Tabla 4.1. Propiedades constitutivas del acero CP-RF y CP-B obtenidas del ensayo de tracción, con valores de esfuerzo de cedencia (YS) y resistencia máxima a la tracción (UTS).

Material CP	Tratamiento Térmico	Espesor (mm)	Ancho (mm)	Alargamiento (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)
RF	Temple/Revenido	1.59	4.91	4.2	1060.276	1181.9
B	Temple/Revenido	1.45	4.91	2.8	1121.191	1227.8
RF	Q&P 1 paso	1.24	4.8	10.1	620.073	715.1
B	Q&P 1 paso	1.2	4.35	6.2	537.529	636.3
RF	Recocido	1.5	4.86	5	682.436	888.9
B	Recocido	1.43	4.86	2.5	692.72	843.2

Como se muestra en la **Tabla 4.1**, se obtuvieron valores de resistencia máxima que van de los 636.3 MPa del Q&P 1 paso, hasta 1227.8 MPa en Temple/Revenido, ambos valores para el CP-B. Los resultados del esfuerzo de cedencia presentan la misma característica que la resistencia máxima, siendo el CP-B en los dos tratamientos mencionados, el menor y mayor valor obtenidos (537.5 MPa a 1121.19 MPa, respectivamente).



El tratamiento de temple y revenido en CP-B, además de presentar el mayor límite elástico de 1121.19 MPa, le corresponde una limitada capacidad de alargamiento de 2.8 %. Estas propiedades obtenidas con este tratamiento en el CP-B, resultan dentro de los parámetros para su implementación en la industria automotriz, como lo reporta de igual manera R. Kuziak y col. [18] en la aplicación de aceros avanzados de fase compleja en componentes de seguridad del automóvil, donde resalta la relación que existe entre propiedades mecánicas óptimas con respecto a la microestructura, siendo favorable la unión de fases ferrítico-bainítica y un alto porcentaje de martensita obtenida tras el temple y su correspondiente transformación tras el revenido.

El alto porcentaje de alargamiento que presenta el CP-RF con tratamiento de Q&P, es según A. Arlazarov y col. [32] el resultado de las condiciones de tiempo de permanencia y temperatura de partición del tratamiento térmico, que relaciona la estabilidad de la austenita retenida con la deformación del material, proponiendo un incremento en la resistencia mecánica y ductilidad con una temperatura de partición de 460°C y permanencia cercana a los 300 s; con estas condiciones se refina el grano y se obtiene una matriz ferrítica-bainítica con presencia de martensita y austenita retenida en la microestructura. Este comportamiento se observa en la **Figura 4.1**, donde además del elevado porcentaje de alargamiento alcanzado con el tratamiento Q&P, se puede apreciar una rapidez de endurecimiento por deformación.

Por otra parte, se distingue una diferencia en el comportamiento del acero CP-RF una vez superado el límite elástico para cada tratamiento; donde la curva generada para el recocido total presenta un comportamiento más dúctil y de mayor deformación a partir del punto de fluencia, así como un notable endurecimiento por deformación que decae poco después de alcanzar el valor máximo de resistencia, indicador de la presencia de microconstituyentes blandos como la ferrita y la perlita. En contraste con el comportamiento frágil y de bajo porcentaje de alargamiento obtenido por el temple y revenido, debido a que se encuentra constituido principalmente por martensita revenida y bainita según la ruta seguida para el tratamiento en el diagrama TTT.

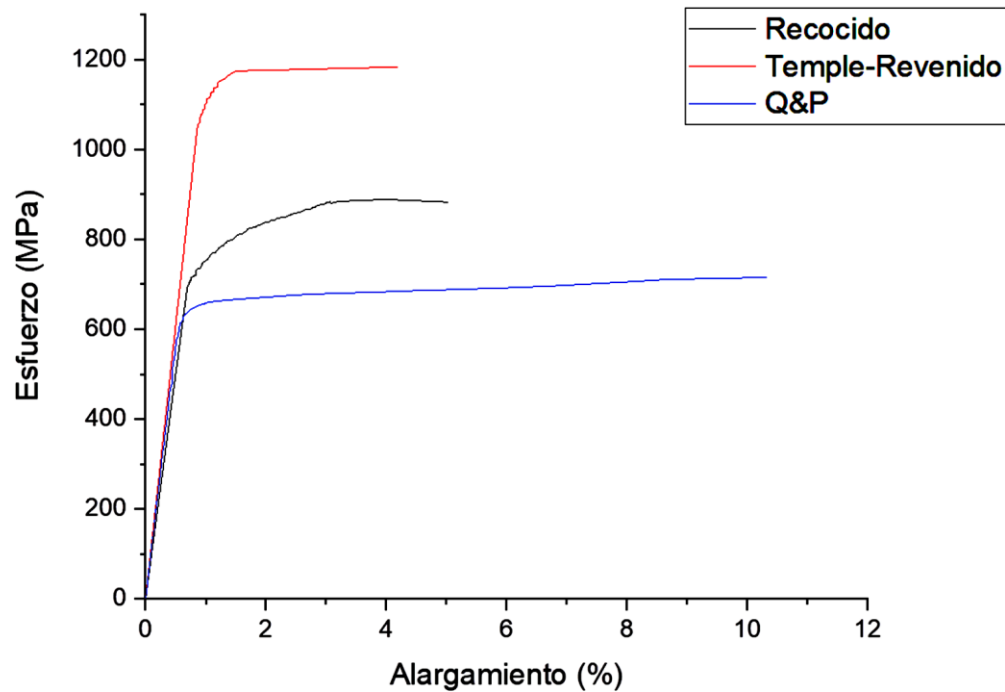


Figura 4.1. Diagrama esfuerzo contra alargamiento del acero CP-RF con diferentes tratamientos térmicos.

La baja resistencia a la tracción y capacidad de alargamiento en el acero CP-RF con Q&P, es resultado del efecto térmico microestructural del tratamiento como lo señala Yan y col. [37] en la comparación de los tratamientos de Temple-Revenido y Q&P para aceros de composición química C-Mn-Si; donde obtienen un mayor rendimiento de resistencia a la tracción con el Temple-Revenido pero una tasa de endurecimiento por deformación que disminuye ligeramente, en comparación con el Q&P que es significativamente mayor. Un comportamiento parecido al descrito por Yan y col. [37] se observa en las curvas de la Figura 4.1 para estos dos tratamientos, con los que se busca una combinación favorable entre una alta resistencia y elevada ductilidad, como lo refieren Yan y col. [37] relacionando el endurecimiento por deformación a la presencia de austenita-martensita retenida, que influye retrasando el inicio de la formación del cuello en la tracción, y que finalmente contribuye a un porcentaje de alargamiento uniforme más alto para el Q&P. Sin embargo, la baja resistencia con este tratamiento es consecuencia de la disminución del contenido de carbono en la matriz martensítica durante la etapa de partición en la austenita no transformada. Así mismo, para el Temple y Revenido, donde la presencia de la martensita se ve fortalecida por el alto contenido de carbono, se obtiene una mayor resistencia a la tracción pero baja deformación. Con respecto al recocido, los aceros CP y otros aceros AHSS muestran un endurecimiento tras ser sometidos a este tratamiento, siendo esto un importante beneficio frente a otros aceros convencionales



En la **Figura 4.2** se muestra el efecto de la microadición de boro en el comportamiento mecánico para cada uno de los tratamientos térmicos; donde se distingue una importante reducción en el porcentaje de alargamiento, pero un incremento en el esfuerzo de cedencia y resistencia para los tres tratamientos, donde el Q&P presenta una alta capacidad de deformación. En la **Figura 4.2** se ve una tendencia en las curvas al superar el punto de fluencia de un incremento del esfuerzo, este comportamiento de endurecimiento por deformación es más notorio en el recocido con una rotura enseguida del esfuerzo máximo. Haciendo mención a este aspecto, García de la Rosa y col. [38] estudia el efecto del boro en un acero AHSS Ni-Cr-V-Cu de bajo C, clasificado según la microestructura revelada y las propiedades que presentó en la experimentación, como un acero de fase compleja y donde distinguen que el incremento del YS y UTS se deben al aumento en el contenido de B, y que de igual manera se presenta baja deformación. Sin embargo, García de la Rosa y col. [38] encontraron que existe una combinación de factores a los que atribuyen la obtención de mayores resistencias, como lo es la reducción de tamaño de grano, mayor fracción de volumen de bainita y martensita, una morfología de la martensita en listones finos, altas densidades de dislocación y la presencia de pequeños precipitados dispersos de microaleantes formados en las dislocaciones.

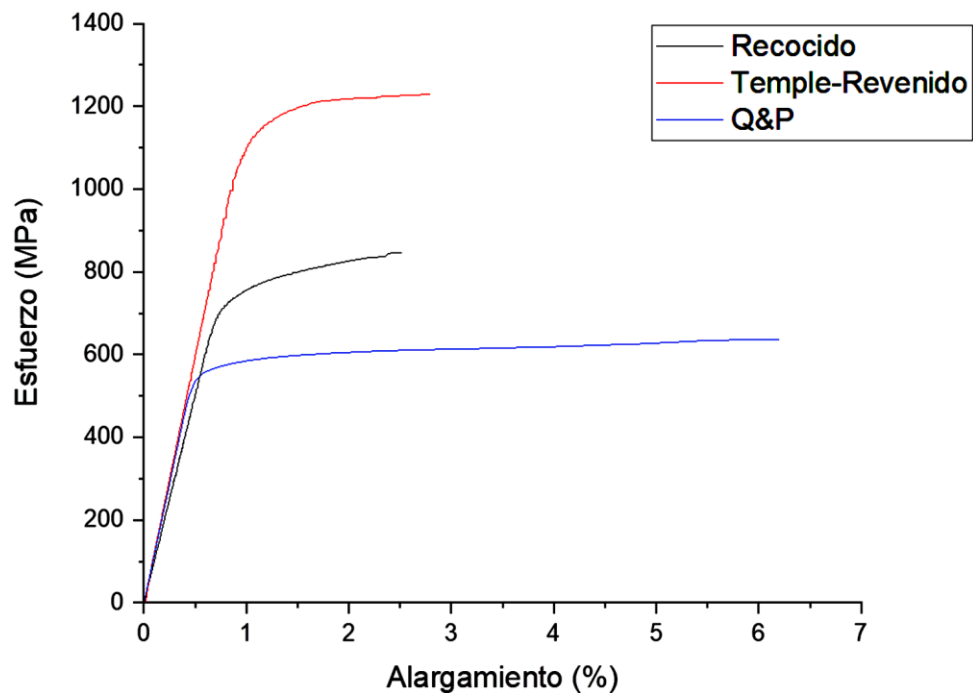


Figura 4.2. Diagrama esfuerzo contra alargamiento del acero CP-B con diferentes tratamientos térmicos.

4.1.2 Microdureza Vickers.

Los resultados obtenidos de esta prueba en los aceros CP, bajo los diferentes tratamientos térmicos, presentan un incremento en la dureza con la microadición de boro. En la **Figura 4.3**, se observa el promedio de dureza para cada tratamiento térmico con y sin la microadición de boro, así como la presentación comparativa de los mismos.

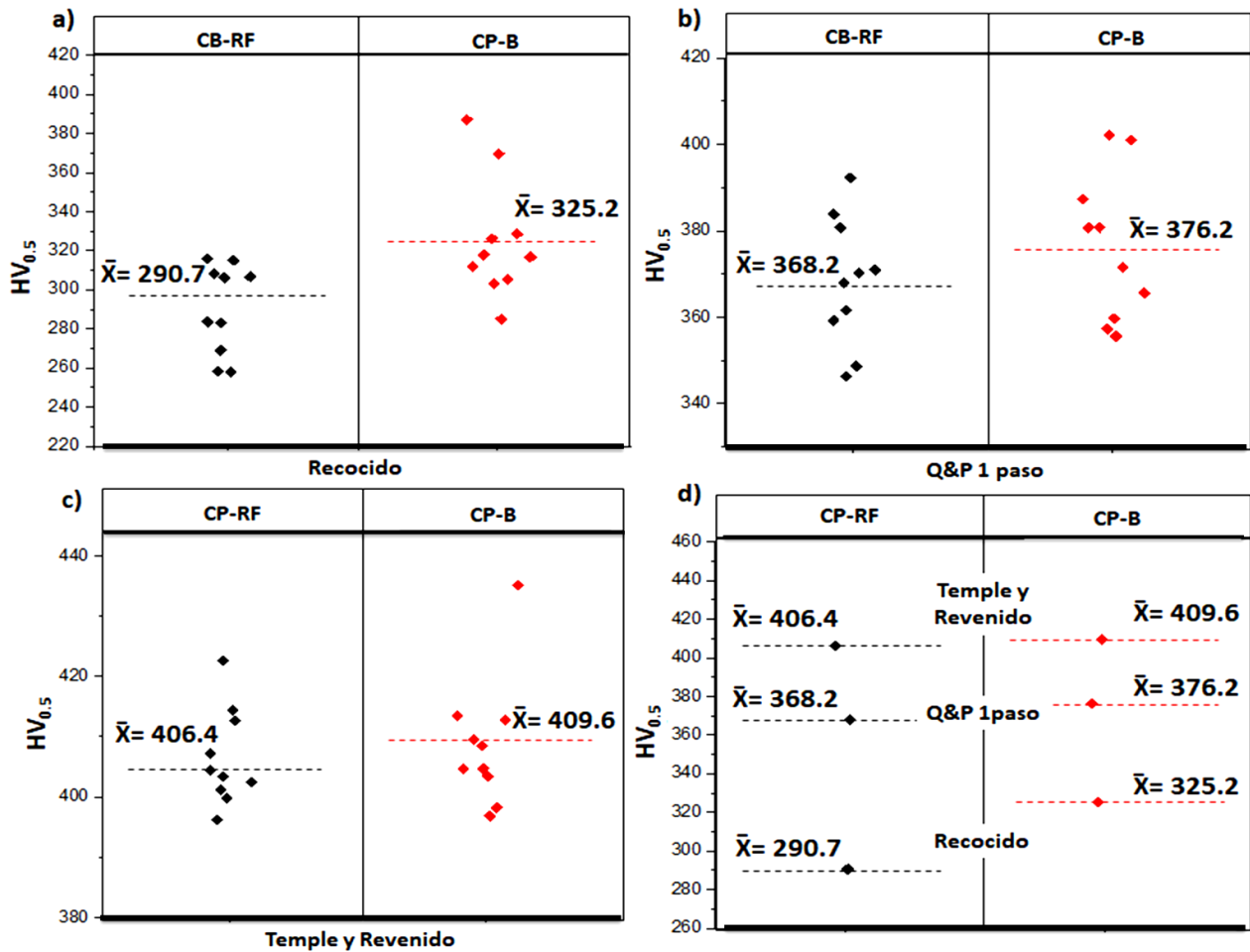


Figura 4.3. Microdureza Vickers 0.5 de aceros CP con tratamiento térmico: a) Recocido, b) Temple y partición, c) Temple y revenido y d) Resultados promedio para los tres tratamientos.

El tratamiento de recocido reporta las menores durezas para los dos aceros como se observa en la **Figura 4.3d**, esto debido al enfriamiento lento dentro del horno, situación que favorece la formación de microconstituyentes suaves como la ferrita y perlita. Además de evidenciarse el efecto endurecedor por la microadición de boro en los otros tratamientos térmicos, como también lo reporta M.M. Eissa y col. [39].



4.2 Resultados de la caracterización microestructural.

Para el análisis del cambio microestructural llevado a cabo en los diferentes tratamientos térmicos para cada acero, se implementaron las técnicas de microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB), con las cuales es posible tener una visión ampliada y de mayor detalle de la microestructura del material e identificar las diferentes fases y microconstituyentes presentes, entre otros casos de interés.

4.2.1 Microscopía Óptica y Microscopía Electrónica de Barrido.

De manera general la microscopía sobre la microestructura obtenida en los aceros para cada tratamiento térmico, evidencia la presencia de martensita, bainita, ferrita y perlita, donde la distribución y cantidad de estos microconstituyentes depende del ciclo térmico aplicado, distinguiéndose una mayor formación de martensita y la presencia de carburos en los aceros microaleados con boro, esto debido a que es un elemento con un importante efecto sobre el campo de la austenita, ya que el boro tiende a segregarse en los límites de grano de esta, reduciendo los sitios preferenciales para la nucleación y formación de la ferrita, provocando una disminución de la energía interfacial e incremento de las temperaturas Ac_1 y Ac_3 , que terminan por influenciar la cinética de transformación de austenita en microestructuras bainítico-martensíticas, mejorando con esto la tenacidad y ductilidad a altas temperaturas, la templabilidad y un incremento en la resistencia mecánica [36].

4.2.1.1 Temple y revenido.

La **Figura 4.4** muestra las micrografías obtenidas en la condición de temple y revenido para los aceros CP-RF y CP-B, donde se observa un grano fino de bainita y una martensita en forma de listón en el CP-B (**Fig. 4.4e-f**), con mayor detalle en los acercamientos de la imagen de MO y la presencia de carburos en los límites de grano observables en las de MEB. La presencia de bainita y martensita revenida, indica para los dos casos, un cambio de la morfología de agujas de la martensita generada tras el enfriamiento rápido. En la **Figura 4.4c-d** se observa para el CP-RF que la martensita revenida sigue manteniendo una morfología de aguja. Por otro lado, se destaca el interés en la obtención de austenita revenida como efecto del boro, así como una temperatura de revenido adecuada en la formación de bainita necesaria, ya que esta tiende a reducir la capacidad de deformación e incrementar la resistencia en el acero.

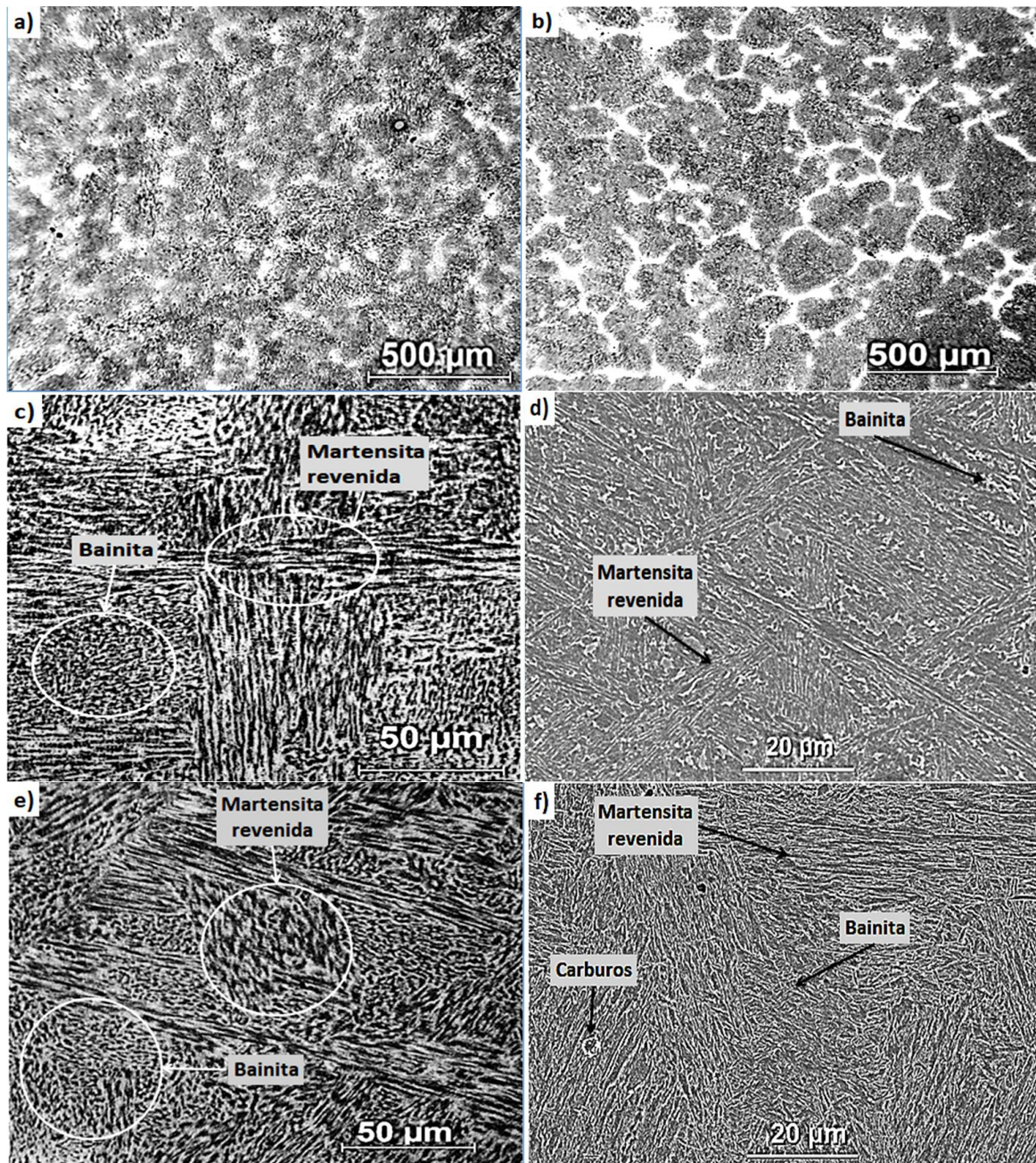


Figura 4.4. Microestructura de acero CP con temple y revenido: a) Micrografías MO para CP-RF, b) CP-B. c, d) Micrografías MO (izq.) y MEB (der.) de CP-RF, e, f) Micrografías MO (izq.) y MEB (der.) de CP-B.

4.2.1.2 Temple y partición de un paso.

Con la aplicación del tratamiento de Q&P de un paso, es la obtención y formación de martensita a partir de la estabilización de la austenita retenida, generada por la partición y difusión de carbono, como lo menciona L. Zhao y col. [41] en su estudio sobre los mecanismos involucrados en el Q&P.

En la **Figura 4.5** se distingue una microestructura predominantemente bainítica-martensítica con una importante presencia de carburos para los dos aceros. La fuerte presencia de martensita y la ausencia de austenita se deben según Zhao y col. [41], a la cantidad de carbono que se reparte de la martensita a la austenita, así como la formación indeseable de carburos transicionales o la descomposición de austenita en bainita durante la partición, lo cual depende principalmente de la composición química, seguido de las temperaturas y los tiempos de partición. Otras observaciones que se destacan, es el efecto en los cambios de la morfologías microestructurales durante el Q&P en la microestructura inicial del acero, que para el presente trabajo proviene de condición de colada, así como la influencia de elementos estabilizadores de la austenita, como el B usado en este trabajo, que reducen la formación de fases no deseadas como la bainita y ferrita Widmanstätten.

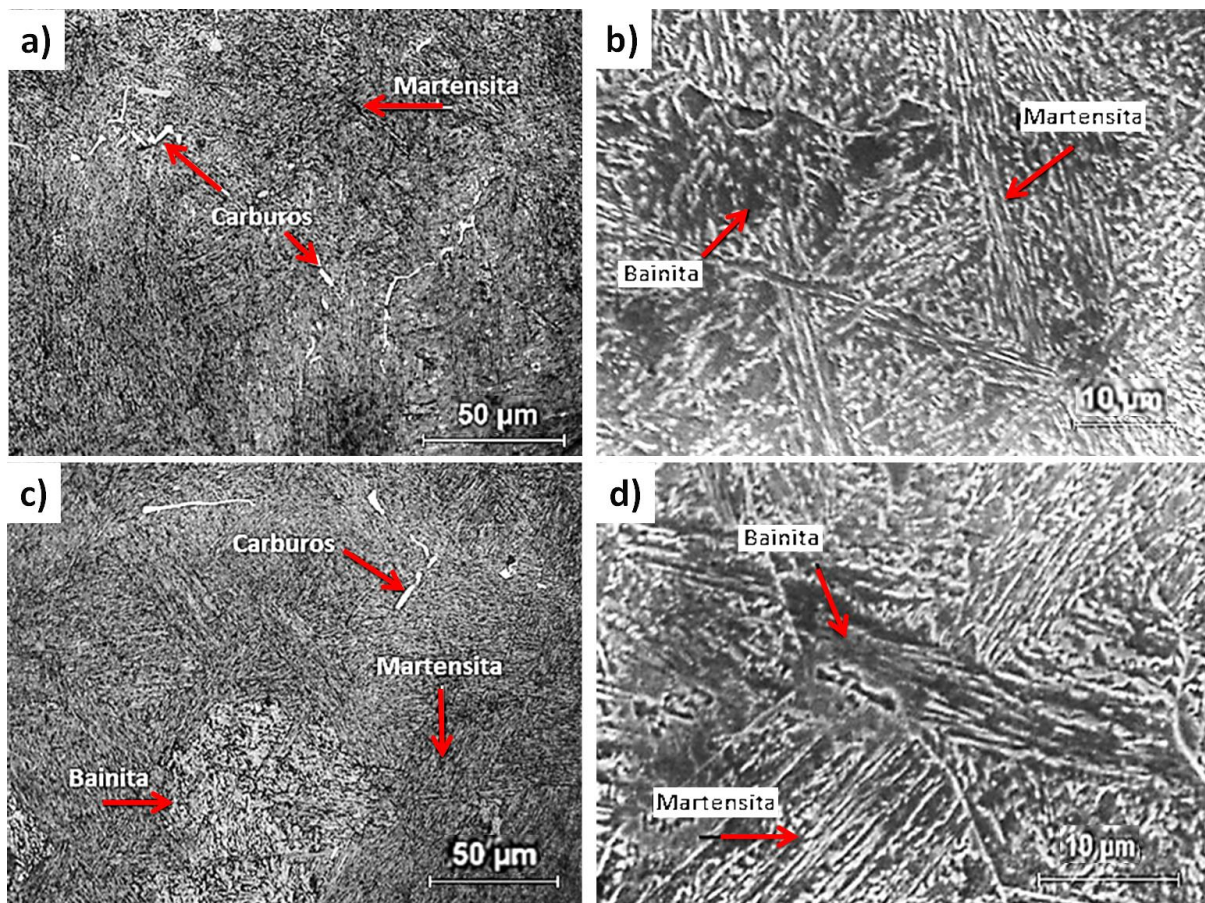


Figura 4.5. Microestructura de acero CP con tratamiento de temple y partición: a, b) Micrografías MO y MEB para CP-RF y c, d) Micrografías de MO y MEB para CP-B.

4.2.1.3 Recocido total.

La microestructura final obtenida con el tratamiento térmico de recocido es perlita gruesa con bainita y una mezcla de granos grandes y bien definidos de ferrita, esto debido al enfriamiento lento dentro del horno que permite una mayor difusión del carbono en estas fases, como se observa en la **Figura 4.6**.

En las **Figuras 4.6a** y **4.6b**, se observan granos grandes de ferrita en comparación con el CP-B, lo cual corresponde con el valor de dureza promedio obtenido para este tratamiento (290 y 325 HV para CP-RF y CP-B respectivamente.)

En las **Figuras 4.6c** y **4.6d**, se observa una matriz ferrítica como la zona más clara del patrón dendrítico y a mayores aumentos como granos más claros y alargados, predominando la presencia de perlita y bainita.

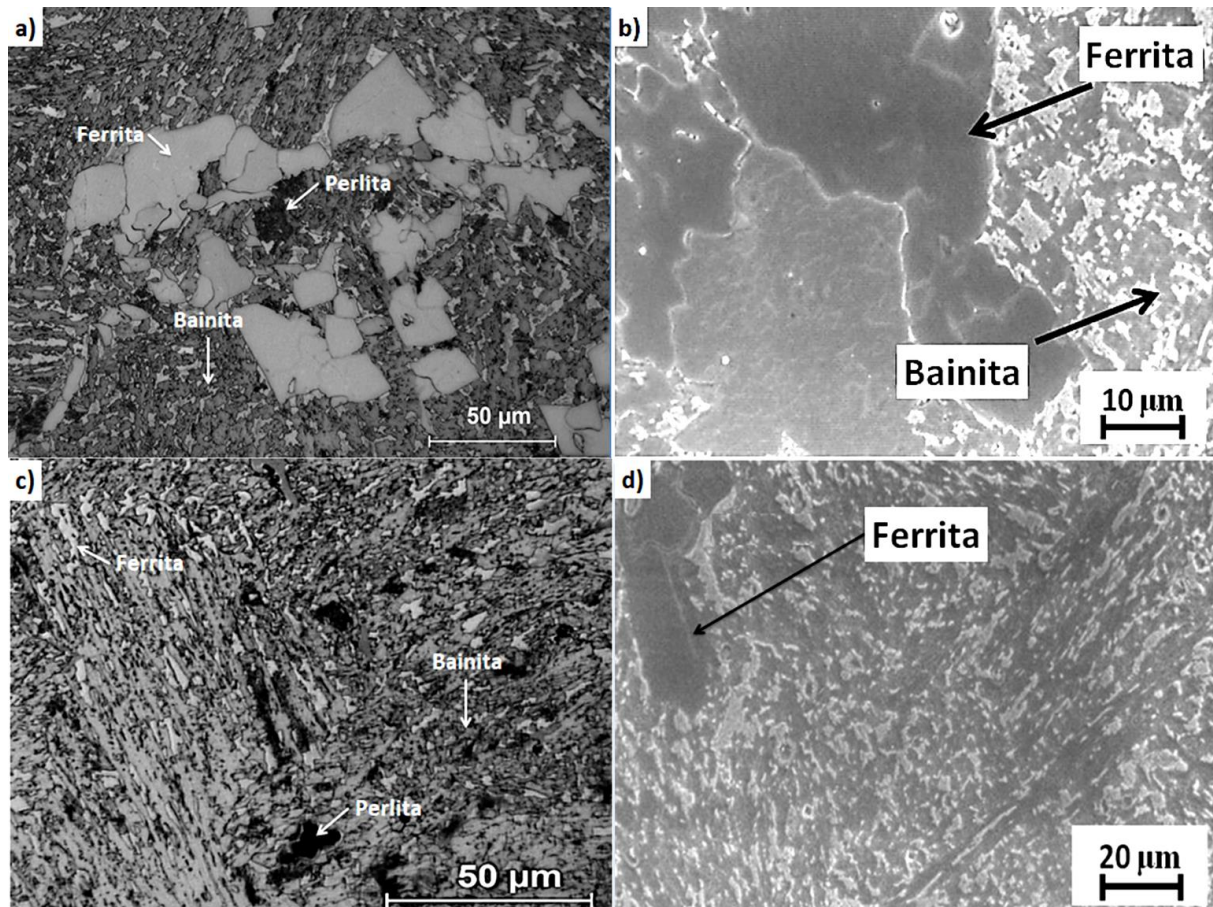


Figura 4.6. Microestructura de acero CP con tratamiento de recocido: a, b) Micrografías MO y MEB para CP-RF y c, d) Micrografías de MO y MEB para CP-B.

Capítulo V



CONCLUSIONES





5.1 Conclusiones.

A partir de los resultados obtenidos de las curvas esfuerzo-deformación en la determinación de las propiedades mecánicas y el análisis de la evolución microestructural, con la aplicación de diferentes tratamientos térmicos en un acero de fase compleja en condición de colada y con microadición de boro (60 ppm), se concluye lo siguiente:

- 1) La notable influencia del boro en el campo de la austenita, hace posible un incremento en la templabilidad del acero CP experimental al desplazar las curvas de enfriamiento del diagrama TTT hacia la derecha, favoreciendo el tiempo de transformación de la austenita.
- 2) El efecto del boro favorece el refinamiento de grano, actuando directamente en solución sólida y promoviendo la formación de martensita y bainita para los dos casos, influyendo notablemente en la resistencia mecánica del acero CP.
- 3) Se identificó un carácter multifásico en una matriz bainítico-martensítica con presencia de microconstituyentes tales como ferrita, martensita revenida y perlita para los dos aceros CP.
- 4) El tratamiento térmico de temple y revenido en el acero CP-B, registró los mayores valores de dureza y resistencia mecánica en comparación con los otros, con una microestructura bainítica y una notable modificación de la martensita.
- 5) El tratamiento térmico de temple y partición de un paso, mejora el comportamiento mecánico del acero CP, dotándolo de una excelente capacidad de deformación y con una microestructura predominantemente martensítica-bainítica con presencia de carburos.
- 6) El tratamiento térmico de recocido en el acero CP-RF, presentó los valores más bajos de dureza, por causa de una microestructura con un porcentaje mayor de ferrita en comparación con el CP-B, que presenta mayor dureza y resistencia mecánica con una microestructura de granos más finos de ferrita y mayor presencia de perlita.



Referencias bibliográficas.

- [1] De Cooman, B.C.; Speer, J.G.; “Fundamentals of Steel Product Physical Metallurgy”. AIST, Pittsburgh, USA, 2010, p. 392.
- [2] Acero Docol, High Strength Steel: “Aceros avanzados del alta resistencia para la industria de la automoción: Porque los coches seguros y ecológicos nunca pasarán de moda”, en: <http://brugsa.com.ar/wp-content/uploads/2014/12/docol-490.pdf> Fecha de consulta: Octubre de 2019.
- [3] J. Shaw, W. Heenan, V. Smith, ULSAB-AVC (Advanced Vehicle Concepts) A Solution for Today (Engineering, Life Cycle Inventory and Cost Analyses), United States, 2002, en: https://aceee.org/files/proceedings/2003/data/papers/SS03_Panel1_Paper11.pdf. Fecha de consulta: Octubre de 2019.
- [4] T. Heller, A. Nuss: “Effect of alloying elements on microstructure and mechanical properties of hot rolled multiphase steels”, *Ironmaking & Steelmaking*, 32 (2005) 303-308.
- [5] Voestalpine Steel Division, AHSS classic: “Aceros de fase compleja”, publicado en noviembre de 2016, en: https://www.google.com.mx/search?q=Aceros+de+fase+compleja+%2B+voestalpine+Steel+Division+%2B+noviembre+de+2016+%2B+pdf&rlz=1C1CHZL_esMX760MX760&oq=Aceros+de+fase+compleja+%2B+voestalpine+Steel+Division+%2B+noviembre+de+2016+%2B+pdf&aqs=chrome..69i57.20445j0j7&sourceid=chrome&ie=UTF-8# Fecha de consulta: Octubre de 2019.
- [6] N. Tarun, S. Vishal, S. Virender, C. Arnab, and S. Sandeep. “Third generation of advanced high strength steels: Processing routes and properties”. *Materials Design and Applications*, (2016) 1-30.
- [7] G. Altamirano Guerrero: “Estudio de la deformación plástica en caliente de aceros avanzados de ultra alta resistencia (A-UHSS) microaleados con boro”, Tesis doctoral, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, 2014, Morelia, México.



- [8] N. Palou: “Acero más resistente y más ligero para la industria del automóvil”, España, 2016, en: <https://tecvolucion.com/acero-mas-resistente-y-mas-ligero-para-la-industria-delautomovil/> Fecha de consulta: Octubre 2019.
- [9] A.E. Salas Reyes: “Estudio de la ductilidad en caliente de aceros Fe-Mn-C-Si-Al de plasticidad inducida por maclaje (TWIP)”, Tesis doctoral, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, México, 2014.
- [10] D. Bublíková, Š. Jeníček, I. Vorel, B. Mašek: “New heat treatment process for high-strength steels”, *Materials Science and Engineering*, 179 (2017) 1-9.
- [11] M. Singh: “Application of steel in automotive industry”, *International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering*, 6 (2016), 246-253).
- [12] J. Madias: “Aceros planos avanzados de alta resistencia”, 2014, en: https://www.researchgate.net/publication/261525083_Aceros_planos_avanzados_de_alta_resistencia Fecha de consulta: Noviembre 2019.
- [13] N.C. Barajas Aguilar, A.M. García Lara, J.E. Camporredondo, F. Equihua Guillén, L. Castruita Ávila: “Tendencia de los aceros y su aplicación en la industria automotriz”, *CienciAcierta*, 48 (2016) 1-12.
- [14] H. Föll, “Overview of Major Steels, Classifying steels and the kinds of steels found in modern cars” en https://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/iss/kap_9/advanced/t9_2_1b.html Fecha de consulta: Octubre 2019.
- [15] C.M. Tamarelli: “AHSS 101: The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications”, Steel Market Development Institute (2001), *Materials Science and Engineering*, University of Michigan, págs. 16-30.
- [16] C. Lesch, N. Kwiaton, F.B. Close: “Advanced High Strength Steel (AHSS) for Automotive Applications – Tailored Properties by Smart Microstructural Adjustment”, *Steel research*, vol.10, pp. 1-21, 2017.



- [17] M. Zhang, Y. Ning, T. Wang, J. Zhang, Z. Wan: “Springback Behavior of Advanced High Strength Steel (AHSS) CP800”, *Advanced Materials Research*, vol. 820, pp. 45-49, 2013.
- [18] R. Kuziak, R. Kawalla, S. Waengler: “Advanced high strength Steel for automotive industry”, *Archives of civil and mechanical engineering*, vol.8, pp. 104-117, 2008.
- [19] Totten G., *Steel Heat Treatment Handbook*, Chapter I: “Steel Nomenclature”, Ed. Taylor and Francis Group Second edition, Portland Oregon U.S.A., 2007, 2-7.
- [20] N. Fonstein. *Advanced High Strength Sheet Steel*, Chapter 6: “Complex Phase Steel”, Ed. Springer, U.S.A, 2015, pp. 246, 255,256.
- [21] G.A.S. Bell: “The relationship between microstructure and damage evolution in hot-rolled complex-phase Steel sheet”, Tesis de maestría, Queen’s University, 2013, Ontario, Canadá.
- [22] S. Keele: “Menachem Kimchi, *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines*”, WorldAutoSteel, Version 5.0, May 2014, 1-2.
- [23] D. Pulido: “Complex Phase Steel: An Introduction”, E.U.A., 2018, en:
<http://www.nationalmaterial.com/complex-phase-steel/> Fecha de consulta Octubre 2019.
- [24] ASM HANDBOOK, *Heat Treating*, Vol. 4, *Metals Handbook*, 10 ed., ASM International, 1991.
- [25] Capítulo 25: tratamientos térmicos. Departamento de ingeniería metalúrgica – Universidad De Santiago De Chile. En: metalurgia.usach.cl/sites/metalurgia/files/paginas/capitulo25.pdf Fecha de consulta: abril de 2019.
- [26] G.E. Totten, *Steel Heat treatment, Metallurgy and technologies*, Capítulo 6: “Steel Heat Treatment”, Ed. Taylor & Francis 2da edición, E.U.A., 2006. Págs. 278-280, 330-334, 355-360.



- [27] J. G. Speer, A. M. Streicher, D. K. Matlock, F. C. Rizzo and G. Krauss. Quenching and partitioning: a fundamentally new process to create high strength TRIP sheet microstructures. In Symposium on the Thermodynamics, Kinetics, Characterization and Modeling of: Austenite Formation and Decomposition, pp. 505-522, Chicago, 2003.
- [28] J. G. Speer, et al., "The "Quenching and Partitioning" process: background and recent progress," Materials Research, vol. 8, pp. 417-423, 2005.
- [29] D. V. Edmonds, et al., "Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment", Materials Science and Engineering: A, vol. 438–440, pp. 25-34, 2006.
- [30] A.K. Behera, G.B. Olson: "Prediction of Carbon Partitioning and Austenite Stability via Non-equilibrium Thermodynamics in Quench and Partition (Q&P) Steel", Materials Science and Engineering: vol. 71, pp. 1375-1385, 2019.
- [31] J.G. Speer, E. de Moor, K.O. Findley, D.K. Matlock, B.C. de Cooman, D.V. Edmonds: "Analysis of Microstructure Evolution in Quenching and Partitioning Automotive Sheet Steel", The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International: vol. 42A, pp. 3591-3601, 2011.
- [32] A. Arlazarov, M. Ollat, J.P. Masse, M. Bouzat: "Influence of partitioning on mechanical behavior of Q&P steels", The materials science and engineering: vol. A661, pp.79-86, 2016.
- [33] De Diego-Calderón I., M. Salib, N. Kabou, A. Arlazarov, "Microstructure Characterization of Quenching and Partitioning Steels", Materials Science Forum: vol.941, pp. 530-535, 2011.
- [34] F. Hairer, A. Karellová, C. Kremaszky, E. Werner, T. Hebesberger, A. Pichler, "Influence of the heat treatment on the microstructure and hardness of a low alloyed Complex Phase Steel", Proceedings of International Doctoral Seminar, (2009), pp. 405-410.
- [35] S.B Vera, "Caracterización microestructural de un acero experimental avanzado de alta resistencia de fase compleja", Tesis Licenciatura, Universidad Nacional Autónoma de México, 2019, México.



- [36] K. Zhu, C. Oberbillig, C. Musik, D. Loison, T. Lung: “Effect of B + Nb on the bainitic transformation in low carbon steels”, *Materials Science and Engineering*: vol. A528, pp. 4222-4231, (2011).
- [37] S. Yan, X. Liu, W.J. Liu, H. Lan, H. Wu: “Comparison on mechanical properties and microstructure of a C-Mn-Si steel treated by quenching an partitioning (Q&P) and quenching and tempering (Q&T) processes”, *Materials Science and Engineering*: vol. A620, pp. 58-66, (2014).
- [38] I. Mejía, A. García de la Rosa, A. Bedolla-Jacuinde, J.M. Cabrera: “Mechanical properties and microstructure of low carbón ultra-high strength steels (UHSS) microalloyed with boron”, *Materials Research Society*: vol. 1373, pp. 89-94 (2012).
- [39] S. N. Ghali, H. S. El-Faramawy, M. M. Eissa, “Influence of Boron Additions on mechanical properties of carbon steel”, *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*: vol.11, pp. 995-999 (2012).
- [40] C. Kremaszky, F. Hairer, P. Tsipouridis, E. Werner, K. Satzinger, T. Hebesberger, A. Pichler: “Effects of heat treatment on microstructure an mechanical properties of bainitic single and complex phase steel”, *Materials Science and Technology*, vol. 15, pp. 1391-1401.
- [41] L. Zhao, M. J. Santofimia, J. Sietma: “Overview of mechanisms involved during the quenching and partitioning process in steels”, *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 42A, pp. 3620-3626 (2011).