



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA QUÍMICA METALÚRGICA

FABRICACIÓN Y ACONDICIONAMIENTO MICROESTRUCTURAL DE UN ACERO
AHSS DE FASE COMPLEJA MICROALEADO CON BORO TRATADO VÍA TEMPLE
Y PARTICIÓN (Q&P)

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

P R E S E N T A :

ACEVEDO SANCHEZ FERNANDO DANIEL

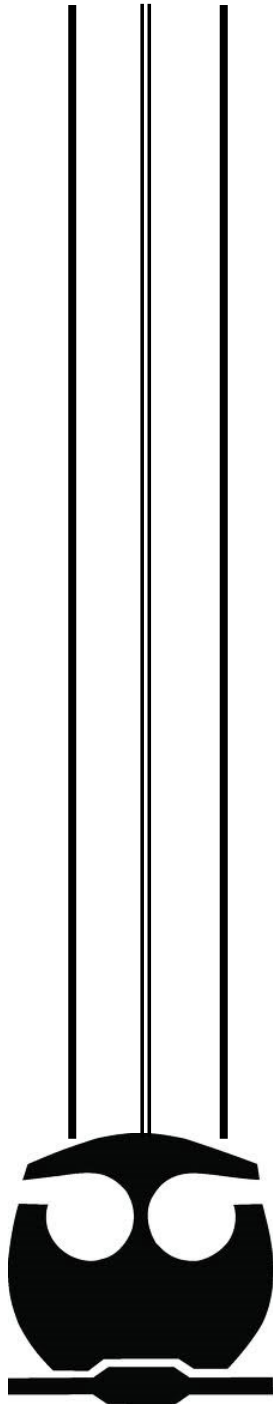
TUTOR PRINCIPAL

DR. ANTONIO ENRIQUE SALAS REYES

SUPERVISOR TÉCNICO

DR. JOSÉ REYES GASGA

LUGAR DE REALIZACIÓN DEL EXAMEN PROFESIONAL
FACULTAD DE QUÍMICA





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: Gabriel Ángel Lara Rodríguez

VOCAL: Profesor: Ignacio Alejandro Figueroa Vargas

SECRETARIO: Profesor: Antonio Enrique Salas Reyes

1er. SUPLENTE: Profesor: Jaime Francisco García Robledo

2° SUPLENTE: Profesor: Balbina Ojeda Ramírez

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

FACULTAD DE QUÍMICA, DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA, EDIFICIO D.

ASESOR DEL TEMA:

Dr. Antonio Enrique Salas Reyes _____

SUPERVISOR TÉCNICO:

Dr. José Reyes Gasga _____

SUSTENTANTE:

Fernando Daniel Acevedo Sánchez _____

Agradecimientos.

Instituciones:

Expreso mi enorme gratitud a la Universidad Nacional Autónoma de México (UNAM) por todas las oportunidades otorgadas en el tiempo que desempeñe como estudiante, a las actividades otorgadas por parte de su programa de estudios en general y también agradezco enorme mente poder concluir con mis estudios profesionales en esta grandiosa universidad.

Al Departamento de Ingeniería Química Metalúrgica por brindarme un conocimiento especializado en esta área, también por las oportunidades que me fueron dadas y el conocimiento que aprendí en este departamento que me formo como Ingeniero Químico Metalúrgico.

A la Facultad de Química, que me permitió concluir mi formación académica en la carrera Ingeniería Química Metalúrgica, con programas de apoyo estudiantil y al Colegio de Profesores de la Facultad de Química por la beca otorgada a través del programa de Cátedras: Ing. Eduardo Rojo de Regil.

A la secretaria académica de investigación y posgrado (SAIP) de la Facultad de Química – UNAM por el apoyo financiero brindado 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 materiales, pago de sesiones de MEB y equipo para desarrollar de la mejor manera el presente trabajo de investigación.

Personas:

A mi asesor de tesis Dr. Antonio Enrique Salas Reyes, por el desarrollo el ámbito profesional, por el apoyo académico y por el trabajo experimental para el desarrollo de mi tema de examen profesional, en desempeño personal, por su amistad y su gran apoyo personal que me fue otorgado gracias a él, por los consejos en el ámbito académico y debida que el doctor me proporciono y por gran interés que tiene para generar profesionistas de calidad.

Al Dr. José Reyes Gasga por el uso del microscopio óptico en el laboratorio 114 de Materia Condensada, del instituto de física de la UNAM y de igual manera por su apoyo académico.

Al Dr. José Federico Chávez Alcalá del DIM-ESIQIE-IPN por el apoyo proporcionado para utilizar las instalaciones del departamento de metalurgia en IPN, por permitirnos fundir el acero avanzado de fase compleja, la parte más importante del trabajo de investigación, por el apoyo académico que fue otorgado.

Al Instituto de Materiales de la UNAM, bajo la dirección del Dr. Ignacio Figueroa y del Dr. Gabriel Lara, quienes me permitieron hacer uso del molino de laminación, muflas para tratamientos térmicos y microdurómetro Vickers.

A los profesores M.M. Sergio García Galán y M.M. Gerardo Arámburo Pérez por permitirme el uso de los microscopios y los equipos para caracterización de materiales laboratorio 205 de Posgrado del Departamento de Ingeniería Metalúrgica, donde realice en gran medida mi trabajo de investigación de titulación.

Al M.I. Agustín Gerardo Ruíz Tamayo por permitir me el uso de los equipos necesarios para tratamientos térmicos y el espacio para realizar los ensayos pertinentes.

Al Dr. Gerardo Altamirano Guerrero del Instituto Tecnológico de Saltillo por el apoyo en generar ensayos de dilatometría, espectroscopia de emisión por chispa y los ensayos de tracción, importantes para realizar el trabajo de investigación de tesis.

Al IQ. Samuel Tehuacanero Núñez por su apoyo otorgado para la realización del ensayo de microscopia electrónica de barrido situado en el Instituto de Física de la UNAM y la supervisión del Lic. Pablo López.

Dedicatoria.

A mis padres:

Fernando Acevedo y María Esther Sanchez Lizjuan por todo el apoyo que me han dado en el transcurso de mi vida por los buenos consejos, por el cariño, comprensión, amor, alegrías y todas las experiencias que gracias a ellas me han formado como persona en el ámbito profesional y en las lecciones de vida que ellos han sido parte, por su gran constancia y su enorme voluntad de lucha para poder darme una vida con moralidad y honestidad.

A mi abuela.

Esther Lizjuan Barragan que me enseñó valores y a nunca rendirme, también a sus innumerables historias de vida y su amor incondicional, su gran honestidad y su apoyo en mi formación como profesional, en donde te encuentres te amo.

A mis hermanos:

Pedro , Roberto Marcopolo, Diana, Adriana, que han estado conmigo y me han tolerado tanto en este periodo de vida, su amor incondicional y por las experiencias de vida que hemos vivido juntos, por su honestidad y su apoyo incondicional, también por el apoyo profesional y económico que me han compartido y que gracias a ello he podido terminar mi carrera, de igual manera a mi cuñada obdulia que gracias a su ayuda pude terminar mi tesis y cuñado Juan, a mis sobrinos Victoria, Alexander y Rafael por su compañía y buenos deseos.

ÍNDICE

CAPÍTULO I PRESENTACIÓN.

1.1	Introducción.....	1
1.2	Hipótesis.	2
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	Importancia de la microadición de boro en los diferentes grados de acero.	7
2.2	Definición y clasificación de aceros avanzados de alta resistencia.	9
2.3	Generalidades de los aceros de fase compleja.....	11
2.3.1	Efecto de la composición química.....	12
2.3.2	Propiedades mecánicas.....	16
2.3.3	Principales aplicaciones.....	17
2.4	Procesamiento termo-mecánico y térmico de aceros de fase compleja.....	18
2.4.1	Influencia de las transformaciones de fase en aceros de fase compleja.....	19
2.4.2	Mecanismos de endurecimiento.....	20
2.5	Fundamentos del proceso de temple y partición (Q&P).....	23
2.5.1	Estabilidad de la austenita retenida.	24
2.5.2	Importancia de la supresión de la precipitación.	24
2.5.3	Partición del carbono en la austenita.	25
2.5.4	Diseño del ciclo térmico de temple y partición (Q&P).	25
2.5.5	Variantes del proceso de temple y partición.....	27
2.5.6	Implementación industrial del proceso de temple y partición (Q&P).....	28
.....	30

CAPÍTULO II PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

3.1	Diseño y fabricación del acero de fase compleja.	32
3.2	Análisis químico.	36
3.3	Predicción teórica de fases presentes en el acero de fase compleja.....	37
3.4	Corte y acondicionamiento de probetas provenientes de lingotes.....	39
3.5	Observación y medición grano austenítico en la condición de colada.....	41
3.4	Diseño del tratamiento termo-mecánico.	42
3.7	Reducción de espesor mediante laminación en frío.	46
3.8	Diseño y aplicación del tratamiento térmico de temple y partición.	47
3.9	Caracterización estructural y microestructural en la condición de temple y partición (Q&P).	54
3.9.1	Difracción de rayos-X.....	54

3.9.2 Preparación metalográfica.....	54
3.9.4 Ataque químico.	55
3.9.3 Microscopía óptica.	56
3.9.5 Microscopía electrónica de barrido.....	56
3.10 Caracterización mecánica en la condición de temple y partición (Q&P).....	57
3.10.1 Ensayos de microdureza HV.....	57
3.10.1 Ensayos de tracción.....	58

CAPÍTULO IV

RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

4.1 Resultados del análisis químico.....	61
4.2 Resultados de la predicción de formación de fases y curvas TTT.....	61
4.3 Resultados de la difracción de rayos-X en la condición de colada.	64
4.4 Resultados de la medición de tamaño grano austenítico en la condición de colada.	65
4.5 Análisis del porcentaje de transformación martensítica.	67
4.6.3 Resultados de la difracción de rayos-X en la condición de temple y partición (Q&P).....	69
4.7 Resultados de la caracterización microestructural en la condición de temple y partición (Q&P).	70
4.8 Resultados de la caracterización mecánica.	78
4.8.1 Tracción.....	78
4.8.2 Microdureza HV.....	82

CAPÍTULO V

CONCLUSIONES.

5.1 Conclusiones.....	85
REFERENCIAS.....	86

ÍNDICE DE FIGURAS.

CAPÍTULO II

PRESENTACIÓN.

Figura 2.1. Diagrama esquemático que muestra el efecto que tiene el boro en la nucleación de la ferrita.	8
Figura 2.2. Los aceros pueden clasificarse como acero bajo carbono o dulce, acero convencional de alta resistencia (HSS) y acero de alta resistencia avanzado (AHSS). Este último tiene tres generaciones.	10
Figura 2.3. Estructura de una carrocería, utiliza aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) que se muestra en diferentes colores.....	11
Figura 2.4. a) Microestructura esquemática de un acero CP y b) Micrografía de un acero CP 1000.	11
Figura 2. 5. Esquema donde se muestra el efecto de los elementos de aleación sobre las curvas de transformación de un acero de fase compleja.....	12
Figura 2. 6. El esfuerzo ingenieril y la deformación ingenieril varían mucho entre los diferentes tipos de acero.	16

Figura 2. 7. Esfuerzo ingenieril y deformación ingenieril en diferentes grados de acero fase compleja	17
Figura 2.8. a) Esquema de laminación en caliente y b) Diagrama TTT esquemático para la composición de acero reportada.....	18
Figura 2.9. Diagrama de Fe-C que muestra la variación de C en la austenita durante un ciclo de enfriamiento. 19	
Figura 2.10. Se muestra el refinamiento del grano, el límite entre los granos actúa como una barrera para el movimiento de las dislocaciones	21
Figura 2.11. Curva esfuerzo vs deformación, comparación de metal puro y una solución sólida	22
Figura 2. 12. Representación esquemática del tratamiento temple y partición (Q&P) propuesto por Speer [43].	23
Figura 2.13. La transformación martensita de la austenita durante el temple.....	24
Figura 2.14. Esquema del tratamiento de temple y partición (Q&P).	27
Figura 2.15. A) Componentes estructurales de un automóvil (en rojo). B) Choque frontal a 60 km/h para verificar el comportamiento de los componentes estructurales.....	29
Figura 2.16. Partes estructurales de automóviles producidas con acero de temple y partición	29

CAPÍTULO III MARCO TEÓRICO.

Figura 3.1. Diagrama de flujo del procedimiento experimental.....	31
Figura 3.2. Chatarra de acero estructural utilizada en el proceso de fabricación del acero CP: a) Sin limpiar, con capa gruesa de óxido y b) Con limpieza, eliminación de capa de óxido.	32
Figura 3.3. Molino chileno donde se hizo la mezcla de la arena, agua, aglutinantes y bentonita activa.....	33
Figura 3.4. Moldes de arena en verde en donde se vertiera el acero líquido.	33
Figura 3.5. a-b) Vista del horno de inducción y c) Carga en proceso de fusión.....	34
Figura 3. 6. Proceso de vaciado del horno hacia la olla de vaciado.....	35
Figura 3. 7. Operación de vaciado de acero CP líquido en los moldes de arena.	35
Figura 3. 8. Lingotes solidificando después de vaciado B0 y B3.	36
Figura 3. 9. Aspecto final de los lingotes del acero de fase compleja (CP), B0 y B3, respectivamente.	36
Figura 3. 10. Espectrómetro de emisión atómica de chispa o arco.....	37
Figura 3. 11. Menú del software JMatPro Versión 7.0. y la Interfaz de usuario del Software.	38
Figura 3. 12. Interfaz de usuario del software JMatPro durante el cálculo de los diagramas teóricos TTT y CCT.39	
Figura 3. 13. a) Esquema para la realización de cortes y b) Probetas obtenidas caracterización microestructural.	40
Figura 3. 14. A) Esquema para realizar corte en los lingotes y b-c) Probetas para laminación en caliente.	40
Figura 3. 15. Microscopio óptico Olympus PMG 3 y estereoscopio Olympus SZ-TP.	42
Figura 3. 16. Interfaz de usuario del software Image Pro Plus para determinar el tamaño de grano austenítico en los aceros CP en la condición de colada.....	42
Figura 3. 17. Diagrama del diseño del ciclo termo-mecánico para los aceros CP-B0 y CP-B3, respectivamente. .43	
Figura 3. 18. Vista frontal del molino de laminación, sección de los rodillos de desbaste y panel de control.	45
Figura 3. 19. Vista frontal de la mufla utilizada y arreglo de las probetas de acero CP dentro del horno de homogenizado.....	45
Figura 3. 20. Tratamiento termo-mecánico del acero CP-B0 y CP-B3: a) Mufla abierta para sacar las probetas del horno y b) Operación de pasadas en el molino de desbaste.	45
Figura 3. 21. Operación de temple que se llevó a cabo tras la deformación plástica en caliente: a) Fin de la reducción de área transversal (80% de RA), b) Temple en aceite y c) Aspecto final de cada acero laminado en caliente.....	46
Figura 3. 22. Curva para el diseño para el tratamiento térmico tratamiento de Q&P Dilatómetro de Temple LINSEIS-RITA L78.....	48
Figura 3. 23. Probetas laminadas en frío cortadas para el proceso de Q&P.	49

Figura 3. 24. Aplicación del concepto del tratamiento de Q&P de un paso para y CP-B3: a) Diseño del ciclo térmico, b) Aplicación del ciclo térmico sobre las curvas del diagrama de TTT del acero CP-B0 y c) Aplicación del ciclo térmico sobre las curvas del diagrama de TTT del acero CP-B3.	51
Figura 3. 25. Aplicación del concepto del tratamiento de Q&P de dos pasos para y CP-B3: a) Diseño del ciclo térmico, b) Aplicación del ciclo térmico sobre las curvas del diagrama de TTT del acero CP-B0 y c) Aplicación del ciclo térmico sobre las curvas del diagrama de TTT del acero CP-B3.	52
Figura 3. 26. Secuencia llevada a cabo para el desarrollo del tratamiento térmico de Q&P: a-c) Para CP-Q&P-P1 y d-g) Para CP-Q&P-P2.	53
Figura 3. 27. Ciclo completo del tratamiento termo-mecánico y térmico que se realizó para los dos aceros de fase compleja de referencia y microaleado con boro.....	53
Figura 3. 28. Difractómetro Bruker D8 Advance Eco.	54
Figura 3. 29. Pulidora metalográfica y paño de neopreno.	55
Figura 3. 30. Microscopio Electrónico de Barrido de Ultra-Alta Resolución JSM-7800F.	57
Figura 3. 31. Microdurómetro Vickers FUTURE TECH modelo F11-7.	58
Figura 3. 32. Máquina de ensayos universal MTS QTEST/100.	58
Figura 3. 33. a) Dimensiones de probetas para el ensayo de tracción y b) Probeta final para el ensayo de tracción.....	59

CAPÍTULO IV

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Figura 4. 1. Fracción porcentual de las fases formadas en el acero de fase compleja (CP-B0) y de segundas fases precipitadas durante el enfriamiento: a) fases principales, b) M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_2P c) MnS, M(C,N), $Ti_4C_2S_2$, y d) M_2P , M_6C , M_3P	62
Figura 4. 2. Fracción porcentual de fases precipitadas en el acero de fase compleja B3 y de dobles fases precipitadas: a) fases precipitadas, b) M_7C_3 , $M_{26}C_6$, c) MnS, M_3B_2 , $Ti_4C_2S_2$, MB_2C_{32} , M(C,N) y d) M_3P	63
Figura 4. 3. Patrones de difracción de rayos-X de los aceros CP en condición de colada: a) CP-B0 y b) CP- B3. ..	65
Figura 4. 4. Perfil promedio del tamaño de grano austenítico en los aceros CP en condición de colada.	66
Figura 4. 5. Estructura de colada revelando el tamaño de grano austenítico: a) CP-B0 y b) CP-B3.	66
Figura 4. 6. Curvas TTT teóricas mostrando las temperaturas críticas: a) CP-B0 y b) CP-B3.	67
Figura 4. 7. Curva experimental de dilatometría para la transformación martensítica: a) CP-B0 y b) CP-B3.	68
Figura 4. 8. Patrones de difracción de rayos-X de los aceros de fase compleja (CP) con tratamiento térmico de temple y partición: a) CP-B0-Q&P-P1, b) CP-B0-Q&P-P2, C) CP-B3-Q&P-P1, d) CP-B3-Q&P-P2.....	69
Figura 4. 9. Microestructura del acero CP-B0-Q&P-P1.	71
Figura 4. 10. Microestructura del acero CP-B0-Q&P-P2.	72
Figura 4. 11. Microestructura del acero CP-B3-Q&P-P1.	73
Figura 4. 12. Microestructura del acero CP-B3-Q&P-P2.	73
Figura 4. 13. Resultados de la microestructura del acero B0 con tratamiento Q&P P1 Y P2 generados por MEB, a) B0-P1, b) B0-P1 barrido en línea, c) B0-P2, d) B0-P2 barrido en línea.	74
Figura 4. 14. Resultados de la microestructura del acero B3 con tratamiento Q&P P1 Y P2 generados por MEB, a) B0-P1, b) B3-P1 barrido en línea, c) B3-P2, d) B3-P2 barrido en línea.	75
Figura 4. 15. Resultados	76
Figura 4. 16.	77
Figura 4. 17. Resultados del análisis puntual para precipitados del acero B0 y B3 con tratamiento Q&P P1 Y P2 generados por MEB, a) B0-P1, b) B0-P2, c) B3-P1, d) B3-P2.	78
Figura 4. 18. Diagrama esfuerzo vs alargamiento del acero B0 con el tratamiento térmico Q&P de un paso y dos pasos.....	80
Figura 4. 19. Diagrama esfuerzo vs alargamiento del acero B3 con el tratamiento térmico Q&P de un paso y dos pasos.....	81

Figura 4. 20. Resultados de la microdureza Vickers realizado para los aceros B0 y B3 con los tratamientos de Q&P P1 y P2.....	83
--	----

ÍNDICE DE TABLAS.

CAPÍTULO III

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Tabla 3.1. Composición química deseada del acero de fase compleja.....	32
Tabla 3. 2. Reactivos de ataque químico para el revelado de la microestructura y tamaño de grano austenítico.	41
Tabla 3. 3. Características generales del molino laminador.	44
Tabla 3. 4. Parámetros experimentales para el tratamiento termo-mecánico de B0 y B3.	46
Tabla 3. 5. Parámetros experimentales para el tratamiento de Q&P.	50
Tabla 3. 6. Reactivos de ataque químico para el revelado de la microestructura y tamaño de grano austenítico.	56

CAPÍTULO VI

RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Tabla 4. 1. Resultados del análisis químico por espectrometría de emisión por chispa.	61
Tabla 4. 2. Resumen de los valores experimentales de las temperaturas intercríticas en el acero CP.....	68
Tabla 4. 3. Propiedades constitutivas del acero B0 y B3 obtenidas del ensayo de tracción, con valores de esfuerzo de cedencia (YS) y resistencia máxima a la tracción (UTS).....	79

CAPÍTULO I:

PRESENTACIÓN

1.1 Introducción.

Con las crecientes preocupaciones sobre los gases de efecto invernadero inducidos por el hombre, se han regularizado las emisiones de los vehículos, con objetivos claros para los próximos diez años. Por ello, los fabricantes de automóviles están investigando y desarrollando nuevos materiales, donde la ingeniería guía el desarrollo de tecnología. Sin embargo, ciertos alcances ingenieriles implementados para cumplir con los requisitos solicitados, a menudo entran en conflicto. Como ejemplo a resaltar, las aplicaciones estructurales requieren materiales caracterizados por su alta resistencia y rigidez, que a menudo se consiguen con mayor grosor. No obstante, el combustible, la economía y las emisiones tienen un impacto negativo si no se logra reducir el espesor de los componentes.

Los vehículos, con nuevos diseños mostrando geometrías complejas son estéticamente agradables. En esta tarea de la industria automotriz por seguir innovando y garantizar su presencia en el mercado, continúa confiando en el acero, desarrollando nuevos grados, definidos por su resistencia y maquinabilidad. Este hecho representa la reinención continua de este material, aparentemente tan viejo como la misma civilización industrializada, para abordar estas demandas.

Así es como han surgido los aceros avanzados de alta resistencia, AHSS (Advanced High Strength Steels, por sus siglas en inglés), caracterizados por presentar microestructuras únicas y propiedades metalúrgicas sobresalientes que permiten a los fabricantes de piezas originales cumplir con los diversos requisitos funcionales de cada componente del automóvil.

En particular, los aceros AHSS se han introducido en la producción de vehículos para reducir su peso sin comprometer la seguridad del vehículo [1]. Debido a la naturaleza compleja de estos aceros, en la mayoría de los casos se pueden observar propiedades mecánicas conflictivas; por ejemplo, la resistencia frente a la ductilidad, donde los componentes típicos requieren grandes deformaciones durante la producción, implicando que se deben de aplicar altas cargas mecánicas durante el proceso de fabricación. Tradicionalmente, es difícil obtener tales comportamientos en los aceros más convencionales.

Dentro de las tres generaciones de los aceros AHSS, los aceros de fase compleja (DP) son los grados más antiguos y los más utilizados en la industria automotriz. Las dos fases presentes en los aceros DP, la ferrita y la martensita, son también microconstituyentes propios de la mayoría de otros grados de aceros AHSS que

transforman de fase, dentro de la primera y de la tercera generación; ésta última que se encuentra actualmente en fase de desarrollo.

Además, debido a la complejidad de los aceros AHSS, tanto a nivel químico como microestructural, las relaciones tradicionales establecidas entre la microestructura del material y las propiedades mecánicas se desvían de la estandarización validada en cartas técnicas [2-3]. Así mismo, la comprensión de las fases individuales que se forman en los aceros AHSS está lejos de ser categorizada como totalmente comprendida, lo cual es indispensable para resolver los problemas relacionados con la respuesta mecánica mencionados anteriormente y para establecer una relación predictiva entre la microestructura y dichas propiedades mecánicas.

Finalmente, bajo esta perspectiva es que el presente trabajo de investigación explora la influencia de la composición química con la microestructura resultante y por ende, la respuesta mecánica, de un acero AHSS de fase compleja, CP (Complex Phase, por sus siglas en inglés) microaleado con boro tras su procesamiento termo-mecánico, mecánico y térmico, apegándose al novedoso concepto de temple y partición, Q&P (Quenching and Partitioning, por sus siglas en inglés).

1.2 Hipótesis.

Se sabe que el boro en pequeñas cantidades, en el orden de las partes por millón (ppm), en el acero tiende a retrasar la cinética de descomposición de la austenita a ferrita, además de mejorar la templabilidad y el trabajado mecánico en caliente de éste. Por lo tanto, se espera que la microadición de boro en el acero AHSS de fase compleja (CP) desplace sustancialmente hacia la derecha las curvas de transformación en el diagrama TTT, permitiéndose retener una mayor cantidad de austenita retenida (RA) durante la operación de temple y que la operación de partición (proceso Q&P) promueva una microestructura multifásica compuesta de fases duras y suaves para obtener un efecto benéfico sobre sus propiedades mecánicas.

1.3 Objetivos.

1.3.1 Objetivo general.

Diseñar, fabricar y caracterizar estructural, microestructural y mecánicamente un acero avanzado de alta resistencia (AHSS) de última generación (3ra generación) de fase compleja (CP) de bajo contenido de C y de composición química base NiCrNbCu microaleado con B, laminado en caliente, laminado en frío y tratado térmicamente mediante el concepto del novedoso tratamiento térmico de temple y partición (Q&P).

1.3.2 Objetivos específicos.

- 1) Diseñar y fabricar un acero AHSS de fase compleja (CP) de bajo contenido de C y de composición química base NiCrNbCu de referencia y microaleado por separado con 60 ppm de B, realizando análisis químico mediante espectrometría de emisión por chispa.
- 2) Mediante el uso de diagramas de transformación de fases y de precipitación teóricos, diseñar y aplicar un tratamiento termo-mecánico y térmico de temple y partición (Q&P) de dos pasos para el acondicionamiento microestructural de un acero de fase compleja (CP) de referencia y microaleado por separado con 60 ppm de B.
- 3) Establecer una ruta de preparación metalográfica rígida que garantice el alto contraste de la microestructura de un acero de fase compleja (CP) de referencia y microaleado por separado con 60 ppm de B tras el acondicionamiento microestructural.
- 4) Determinar la naturaleza microestructural de un acero de fase compleja NiCrNbCu de referencia y microaleado por separado con 60 ppm de B mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.
- 5) Identificar las fases predominantes en el acero de fase compleja (CP) de bajo contenido de C y de composición química base NiCrNbCu de referencia y microaleado por separado con 60 ppm de B mediante difracción de rayos-X.
- 6) Estimar y determinar la resistencia mecánica de un acero de fase compleja (CP) de bajo contenido de C y de composición química base NiCrNbCu de referencia y microaleado por separado con 60 ppm de B mediante ensayos de microindentación Vickers y de tracción uniaxial, respectivamente.

1.4 Justificación.

El acero es un material ingenieril cuyas propiedades le permiten responder a una gran variedad de requerimientos de la sociedad a bajo costo. Este material se ha usado ampliamente en la industria de la construcción, la industria química, militar, en objetos que se usan en la vida diaria y en la industria automotriz. Haciendo énfasis en este último punto, la industria automotriz ha promovido el estudio y desarrollo de nuevos materiales, como lo son los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), ya que éstos están orientados a cumplir con los nuevos requerimientos internacionales para garantizar la seguridad de los usuarios de automóviles ante choques, así como del cuidado del medio ambiente. Con estas expectativas se busca disminuir el peso de los automóviles y, por ende, el consumo de energía, principalmente de combustibles. Los nuevos aceros avanzados combinan una excelente relación de resistencia versus ductilidad y de misma maquinabilidad que pueden significar hasta un 20% de reducción de peso en partes de un vehículo, haciendo un vehículo más ligero y seguro.

Estos aceros AHSS representan ser un desafío, presidido por un estricto diseño de la composición química y el correcto acondicionamiento microestructural, que finalmente permitan detonar el comportamiento mecánico superior del material. Por esta razón, la evolución microestructural representa ser un reto ingenieril para potenciar la aplicación del acero de fase compleja.

Bajo este hecho es que el presente trabajo de investigación estudia el efecto de la composición química, principalmente de boro, sobre el acondicionamiento microestructural y la respuesta mecánica de un acero experimental AHSS de fase compleja (CP) siguiendo la postura de una ruta siderúrgica de procesamiento del acero, desde la fusión, solidificación y tratamiento termo-mecánico, mecánico y térmico, incorporando en este último punto el novedoso concepto de temple y partición (Q&P).

En consecuencia, la razón que justifica el presente proyecto es que este tipo de aceros se pueden aplicar destacadamente en sectores industriales que buscan la mejora continua de sus materiales y de sus mismas rutas de procesamiento, tal y como sucede en el sector de la industria automotriz.

CAPÍTULO II:

MARCO TEÓRICO.

2.1 Importancia de la microadición de boro en los diferentes grados de acero.

El boro es uno de los elementos microaleantes recientemente usados para la obtención de aceros avanzados de alta resistencia AHSS) o ultra-alta resistencia (U-AHSS) [4].

El boro mejora significativamente la capacidad de endurecimiento del acero al suprimir la transformación de austenita en ferrita. Se pueden obtener mayores niveles de resistencia formando bainita o martensita de esta manera. La notable reducción de la tenacidad se asocia con la formación de estas microestructuras duras. El tamaño de grano efectivo para la fractura de los aceros bainíticos depende en gran medida del tamaño de grano de austenita antes de la transformación. Por lo tanto, para mejorar la tenacidad del acero, es necesario minimizar el tamaño de los granos de austenita antes de la transformación, promoviendo la formación de bainita. Los aceros bainíticos modernos para aplicaciones estructurales generalmente tienen muy bajo contenido de carbono, menos del 0.05% en peso [4]. En consecuencia, los bajos niveles de carbono en estos aceros aseguran que los aceros tengan una buena soldabilidad. Cuando los elementos de microaleación, tales como Ti, Nb, V, se combinan con la adición de boro, se puede obtener una amplia ventana de procesamiento termo-mecánico, lo que generalmente mejora la resistencia mecánica del acero a través del refinamiento de la microestructura.

Cabe resaltar que se han realizado muchas investigaciones sobre el efecto del boro en la transformación de austenita a ferrita. Como la ferrita generalmente se nuclea en los límites de los granos de la austenita, el boro puede retardar la velocidad de nucleación de la ferrita [5] (pero no la velocidad de crecimiento), segregándose a los límites de grano de austenita. Básicamente, una de las razones primordiales para una supresión tan fuerte de la formación de ferrita con un contenido de boro del orden de las partes por millón (ppm) se debe al bajo peso atómico del boro comparado con el del hierro. Por ello, existen cuatro mecanismos que probablemente expliquen cómo los átomos de boro retardan la nucleación de ferrita:

a) Reducción de la energía límite de grano de austenita.

En teoría, los átomos de boro se segregan en los límites de los granos de austenita y luego reducen su energía. La magnitud de la reducción es inferior al 1%, lo cual no es significativo [6]. Sin embargo, se ha mencionado que, con ciertas formas de nucleación de ferrita y en condiciones adecuadas, tal reducción de energía interfacial puede conducir a una reducción de la tasa de nucleación en un factor de 10 en las fronteras del grano de austenita [7]. Por lo tanto, la reducción de energía en los límites de grano de austenita es un mecanismo importante que contribuye a la capacidad de endurecimiento.

b) Reducción de la autodifusividad del hierro.

La segregación de boro a los límites de grano austenítico puede reducir la difusividad del hierro, y posiblemente la frecuencia de salto del carbono a través de la red cristalina, al bloquear sitios intersticiales o aumentando el módulo del límite del grano. En los aceros, la velocidad de nucleación de la ferrita es proporcional a la frecuencia de salto del carbono, Por lo tanto, una reducción de carbono en la frecuencia de salto en los límites de grano de austenita puede resultar en un retraso de la nucleación de ferrita en estos límites [8,9].

c) Reducción en el número de sitios de nucleación.

El mayor desajuste de la red cristalina en los límites de grano de ángulo alto siempre crea algunas regiones de baja densidad atómica que son sitios favorecidos para la nucleación de ferrita. Si es posible que los átomos de boro puedan difundirse allí y posicionarse a sí mismos a través de segregación o precipitación (algunas partículas de tamaño muy pequeño), se reducirá la velocidad de nucleación de la ferrita. La **figura 2.1** muestra una reducción en el número de sitios de nucleación para ferrita con adición de boro [10].

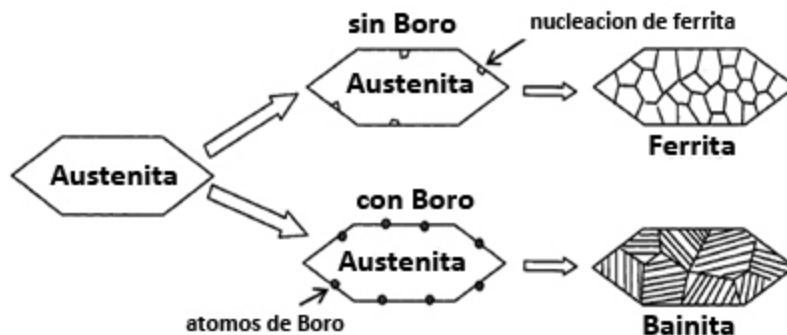


Figura 2.1. Diagrama esquemático que muestra el efecto que tiene el boro en la nucleación de la ferrita [10].

d) Nucleación de ferrita sobre carburos de boro.

Se ha mostrado que el boro en solución sólida retarda la nucleación de la ferrita. También se sabe que los carburos de boro de tamaño muy fino pueden suprimir la formación de ferrita tan efectivamente como los mismos átomos de boro [11]. Sin embargo, los carburos de boro de gran tamaño promoverán la nucleación de ferrita. Los precipitados de carburo de boro, $Fe_23(B, C)_6$, se forman a un lado de los límites de grano durante el enfriamiento durante el procesamiento del acero a alta temperatura [12].

Como se mencionó anteriormente, el boro es un elemento de microaleación que en cantidades muy pequeñas tiene una extraordinaria eficacia para mejorar la templabilidad. Es el único elemento de microaleación en que

un contenido soluble de 0.0010 a 0.0030% en peso puede proveer un efecto de templabilidad equivalente a adiciones aproximadas de 0.5% de otros elementos tales como el Mn, Cr y Mo. Así mismo, la adición de pequeñas cantidades de boro produce un efecto idéntico en el acero que el agregar grandes porcentajes de C (equivalente hasta en 15 veces más). Adiciones de 10-25 ppm de boro en aceros de bajo contenido de carbono mejoran tanto la resistencia como la tenacidad, mientras que altos contenidos proporcionan mejoramiento de la resistencia, sobre todo al desgaste, pero se produce una disminución de la tenacidad. Una adición de boro superior a 0.01% en los aceros austeníticos aumenta su resistencia a altas temperaturas. Los niveles residuales de boro (20 a 40 ppm) en los aceros tienen una gran influencia sobre la microestructura y dureza de uniones soldadas. La cinética de descomposición de austenita a ferrita se retarda resultando en la formación de microestructuras bainítico-martensíticas en el metal de soldadura.

2.2 Definición y clasificación de aceros avanzados de alta resistencia.

Los aceros avanzados de alta resistencia, AHSS (Advanced High Strength Steels, por sus siglas en inglés) son materiales complejos y sofisticados, con composiciones químicas cuidadosamente seleccionadas presentando una microestructura multifásica generalmente, resultante de procesos de calentamiento y enfriamiento estrictamente controlados. Se emplean diversos mecanismos de endurecimiento para lograr un rango de propiedades óptimas de resistencia mecánica, ductilidad, dureza y fatiga [13].

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) se han introducido en la producción de vehículos para reducir su peso total sin comprometer la seguridad del vehículo y de los usuarios. Los aceros AHSS se han clasificado de manera general en tres generaciones, sobresaliendo diferencias metalúrgicas entre ellos, tal y como se muestra en la **figura 2.2**, diseñados para cumplir límites sesgados tanto de resistencia mecánica como de alargamiento total tras la deformación plástica. De manera representativa, los aceros de primera generación comprenden a los aceros martensíticos (MS), de doble fase (DP), de fase compleja (CP), ferríticos-bainíticos (FB) y a los de plasticidad inducida por transformación (TRIP). En el caso de los de segunda generación se encuentran los aceros de Plasticidad Inducida maclaje (TWIP). Finalmente, se encuentra en desarrollo los de la tercera generación, definidos por el novedoso tratamiento de temple y partición, o mejor conocidos como aceros Q&P. Estos aceros surgieron como una necesidad de potenciar el uso de los aceros de primera generación, valiéndose en su capacidad de transformar de fase durante el tratamiento térmico. Estos son aceros con combinaciones mejoradas de resistencia y ductilidad en comparación con los grados citados, con potencial para capacidades de unión más eficientes, a costos más bajos. Estos grados reflejarán aleaciones y microestructuras únicas para lograr las propiedades deseadas. Así, todos estos grados encuentran su aplicación en diferentes

componentes estructurales del cuerpo del vehículo. Por ejemplo, los aceros DP y TRIP son excelentes en las zonas de choque del automóvil por su alta absorción de energía.

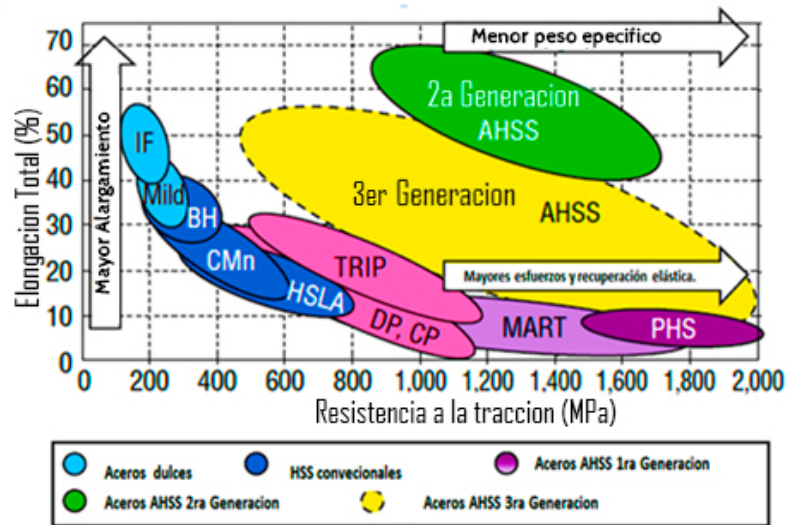


Figura 2.2. Los aceros pueden clasificarse como acero bajo carbono o dulce, acero convencional de alta resistencia (HSS) y acero de alta resistencia avanzado (AHSS). Este último tiene tres generaciones [14].

El uso extensivo aceros AHSS, junto con la optimización del diseño de ingeniería, permite una estructura adecuada en el cuerpo que es factible de producir y logra un rendimiento de 5 estrellas en caso de colisión bajo los estándares globales más estrictos de choque, mientras que también supera los objetivos de reducción peso. Un cuerpo de menor peso crea oportunidades para reducir el tamaño de los subsistemas del vehículo, incluido el tren motriz (chasis). Una conclusión importante es que estos mismos aceros pueden aplicarse a los vehículos convencionales, como se muestra en la **figura 2.3** [15].

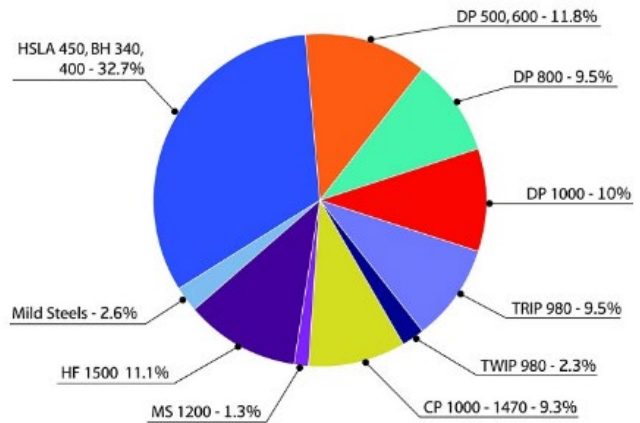
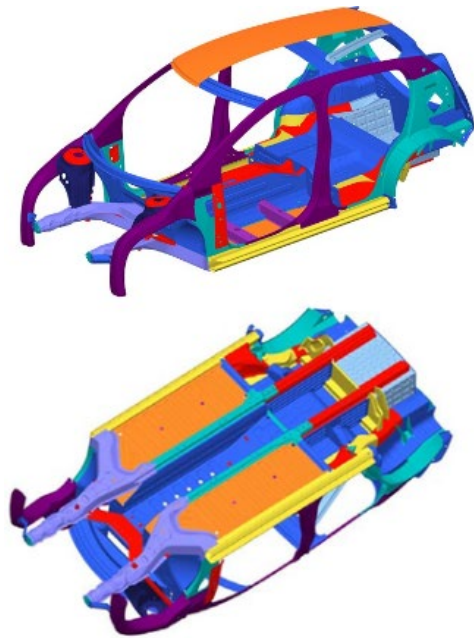


Figura 2.3. Estructura de una carrocería, utiliza aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) que se muestra en diferentes colores [15].

2.3 Generalidades de los aceros de fase compleja.

El acero de fase compleja (CP) se caracteriza por presentar una microestructura multifásica que consiste en una matriz de ferrita fina y una fracción volumétrica significativa de microconstituyentes duros, como bainita, martensita y pequeñas cantidades de austenita retenida como se muestra en la **figura 2.4**, que se refuerza aún más con precipitados finos a lo largo de la matriz.

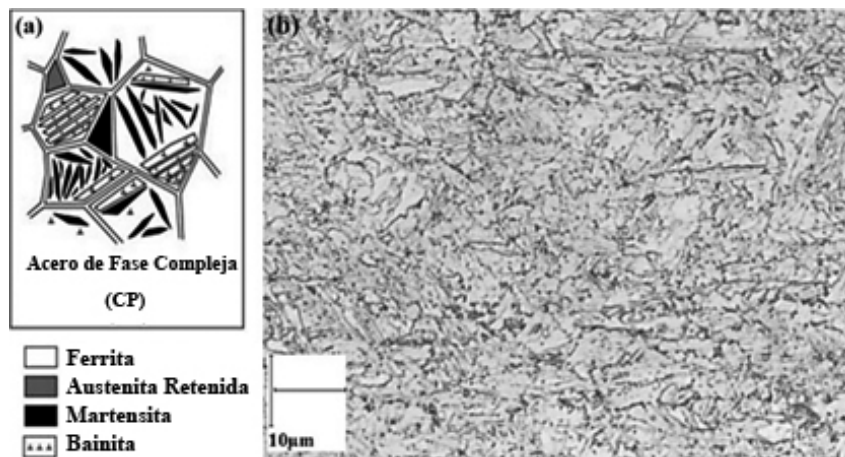


Figura 2.4. a) Microestructura esquemática de un acero CP y b) Micrografía de un acero CP 1000 [16].

Los aceros de fase compleja fueron producidos especialmente para perfilado con rodillos y procesos de doblado y forjado. Estos aceros han probado ser adecuados para la producción en serie, y se recomienda su

aplicación en partes de automóvil como armazones, refuerzos de puerta, placas de asientos, y componentes del chasis. Una microestructura fina formada por componentes de alta resistencia y una alta resistencia al agrietamiento, sin perder las excelentes propiedades mecánicas. Como resultado del balance de estas características, los aceros de fase compleja están predestinados para uso en componentes de alto rendimiento en caso de colisión y presentan un gran potencial para el diseño ligero.

2.3.1 Efecto de la composición química.

Las excelentes propiedades mecánicas de los aceros avanzados de alta resistencia dependen en su gran mayoría de la composición química. Los mecanismos de refinamiento de grano, transformaciones de fase, endurecimiento por solución sólida y precipitación, los cuales controlan directa o indirectamente los niveles de dureza y resistencia mecánica, son dependientes de la composición química del acero, tal y como se muestra en la **figura 2.5**. En contexto, la composición química tiene un efecto muy marcado en las líneas de transformación del material.

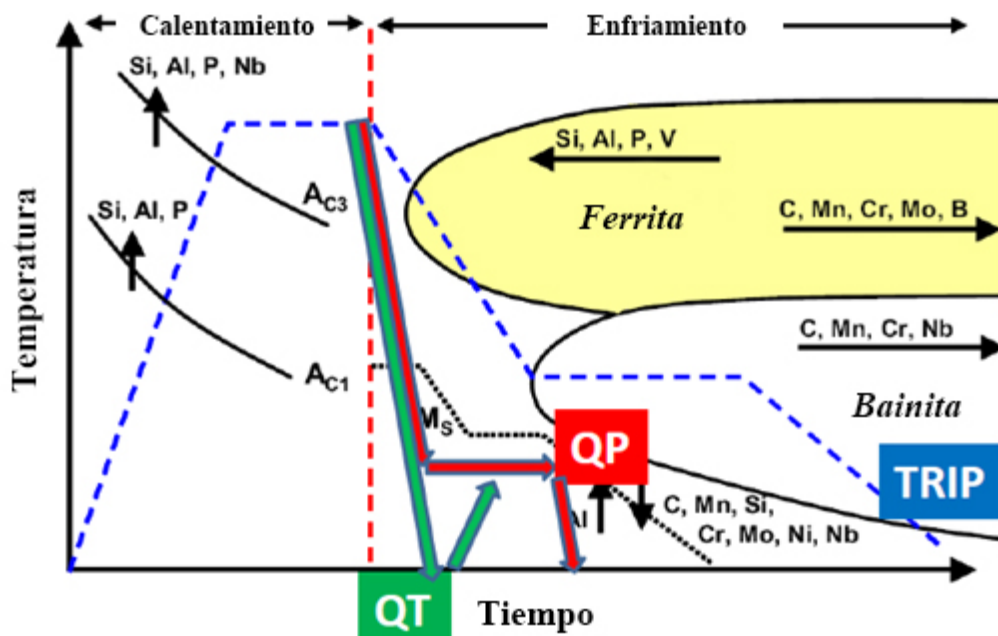


Figura 2. 5. Esquema donde se muestra el efecto de los elementos de aleación sobre las curvas de transformación de un acero de fase compleja.

El boro aumenta la resistencia del acero al promover la formación de bainita o martensita. Se ha encontrado que el efecto del boro en el fortalecimiento puede mejorarse agregando ciertos elementos de aleación. Por ejemplo, la presencia de molibdeno aumenta fuertemente el efecto del boro [17]. El niobio mejora notablemente el efecto del boro cuando está en solución sólida. Sin embargo, el vanadio, que tiene una

contribución conocida al endurecimiento por precipitación, tiene muy poco efecto sobre el boro. También se ha encontrado que la combinación de cobre y boro reduce significativamente la temperatura de transformación de austenita a ferrita [18]. Por otro lado, la adición de boro en el acero puede afectar la cinética de recristalización de la austenita.

Es bien sabido que el boro mejora significativamente la capacidad de endurecimiento del acero al suprimir la transformación de austenita en ferrita. Se pueden obtener mayores niveles de resistencia formando bainita o martensita, de esta manera. Con frecuencia, una reducción notable en la tenacidad se asocia con la formación de estas microestructuras, por naturaleza más duras. Se descubrió que el tamaño de grano efectivo para la fractura de escisión de los aceros bainíticos depende en gran medida del tamaño de grano de austenita antes de la transformación [19].

Por lo tanto, el efecto de cada uno de ellos se indica más detalladamente a continuación:

- Carbono (C).

El C es uno de los elementos de aleación más importantes, el cual puede cambiar el comportamiento en caliente tanto como la microestructura y cinética de transformaciones metalúrgicas del acero. El ancho y profundidad del valle de ductilidad suele estar controlado por los porcentajes de C en el acero. Se ha demostrado que reduciendo el nivel de C, el cual incrementa la velocidad de transformación de austenita a ferrita, es más efectivo en fomentar la formación de grandes cantidades de ferrita inducida por deformación justo por debajo de A_{e3} , resultando en valles de ductilidad muy estrechos. Los niveles de carbono deben ser <0.1% en peso para que esto ocurra.

- Niobio (Nb).

En los últimos años, el niobio se ha conocido como uno de los elementos de microaleación más importantes, no solo porque puede refinar la estructura del grano sino también para agregar resistencia adicional a los aceros a través de la precipitación a muy alta precisión.

En aceros laminados en caliente, el efecto beneficioso del niobio comienza durante el recalentamiento, donde el elemento está parcialmente en solución sólida a alta temperatura y parcialmente precipitado como carbonitruros finos [19,20,21]. Los precipitados residuales ayudan a mantener un tamaño de grano austenítico fino antes de la laminación. Este efecto está fuertemente relacionado con el tamaño de partícula y la fracción de volumen del compuesto Nb(C,N). Se prefiere un tamaño de partícula más pequeño y una fracción de mayor volumen en términos de refinamiento del grano de austenita [22, 23]. Algunos precipitados ultra finos de Nb,

formados durante la laminación en caliente, especialmente durante las últimas etapas de deformación, retardan la recuperación y recristalización de austenita. El retraso de la recristalización de austenita conduce a la formación de una estructura de grano austenítico al final del proceso de deformación en caliente. Esta estructura a su vez conduce a un tamaño de grano de ferrita, perlita, bainita (dependiendo de la composición del acero) incluso después de la transformación. El niobio también deprime la temperatura de transformación de austenita a ferrita (ferrita acicular) o bainita. Esta estructura generalmente resulta en una buena combinación de resistencia y tenacidad.

- **Titanio (Ti).**

El titanio forma compuestos estables con oxígeno, carbono, nitrógeno y azufre a temperaturas de fabricación del acero para controlar estos elementos, disminuyendo así sus efectos dañinos. El titanio es el refinador de grano más efectivo en aceros y, en muchos aspectos, tiene una función similar a la adición de aluminio y niobio. El titanio es más caro que el aluminio, por lo que su uso como desoxidante no es aceptado. El efecto de la adición de titanio en los aceros sobre el retardo del engrosamiento del grano se debe principalmente a los precipitados de TiN. El TiN se forma incluso en la etapa líquida de los aceros. Por lo tanto, es muy estable a la temperatura austenítica. Las partículas de TiN de tamaño muy fino impedirán el movimiento de los límites de grano de austenita, por lo tanto, evitará que los granos crezcan. Sin embargo, el efecto de TiN en el refinamiento del grano se reduce mucho cuando el tamaño de TiN es grande y su fracción volumétrica es baja. Por otro lado, el Ti también se puede combinar con el carbono y el nitrógeno para formar compuestos de Ti(C,N) en la austenita, lo que puede afectar la recristalización de la austenita en cierto grado [24,25].

- **Vanadio (V).**

El vanadio es el elemento más soluble entre los principales elementos de microaleación. No forma carburos ni nitruros de manera efectiva a temperaturas de laminación altas e intermedias. Por lo tanto, su efecto sobre el retardo del crecimiento del grano no es tan fuerte como en el caso del niobio y del titanio. Sin embargo, el vanadio puede combinarse con nitrógeno para formar VN en ferrita, lo que puede aumentar significativamente la resistencia mecánica de este tipo de acero.

- **Manganeso.**

Disminuye la temperatura de transformación de austenita a ferrita, es decir, es un elemento estabilizador de la austenita. A partir de 1.5% en peso contribuye al incremento de la dureza y resistencia del acero, pero en menor medida que el C. Tiene un efecto significativo sobre la templabilidad de los aceros. El estudio de la

influencia del Mn sobre el conformado a elevadas temperaturas de aceros de baja aleación es quizá el más limitado. Se cree que el Mn no afecta significativamente a los mecanismos de deformación, sobre todo a bajos niveles de aleación, ya que es un estabilizador de la austenita debido a que su estructura y radio atómico es similar.

- **Níquel.**

Es un elemento que actúa como estabilizador de la austenita, sin afinidad por el C y completamente soluble en el Fe. Al no tener afinidad por el C y ser completamente soluble, no forma carburos, con lo que se encuentra en solución en la ferrita reforzándola y, por lo tanto, aumenta la tenacidad del acero. Tiende a aumentar la resistencia a la cedencia, mejora la ductilidad y la resistencia a la fatiga. Al emplearse conjuntamente con el Cr incrementa aún más la dureza y la resistencia al desgaste.

- **Cromo.**

El Cr restringe el campo de existencia del hierro gamma para favorecer la expansión del hierro alfa. De tal manera que para contenidos de Cr superiores al 12% aproximadamente, la aleación conserva la estructura ferrítica desde la temperatura ambiente hasta su fusión. Es un fuerte formador de carburos, lo que se convierte en un elemento endurecedor que mejora bastante las propiedades mecánicas de los aceros. Mejora la templabilidad y tiende a incrementar la resistencia a la cedencia y la resistencia al desgaste. Se añade normalmente junto al Cu para mejorar la resistencia a la corrosión, ya que juntos generan una capa de óxido protectora del acero.

- **Cobre.**

El Cu a diferencia de los elementos anteriores, se ha utilizado muy poco en los aceros avanzados de alta resistencia o ultra-alta resistencia. Además de provocar un endurecimiento en la ferrita, este elemento de aleación mejora la dureza y la tenacidad acompañados de un retraso en el temple. En un tratamiento termomecánico, éste aparece como un fino precipitado de Cu que aumentan la dureza del acero. Debido a su tendencia moderada a segregar, puede precipitar en la ferrita reforzándola y dando lugar a una considerable pérdida de la ductilidad para rangos de temperatura bajos (600 a 750 °C).

2.3.2 Propiedades mecánicas.

Los aceros CP tienen un rendimiento mecánico más alto en comparación con los aceros de doble fase, presentando resistencias mecánicas de tracción superiores a los 800 MPa. Cuando se comparan con los aceros DP, los aceros CP tienen una relación de resistencia a la resistencia a la tracción mucho más alta. En la **figura 2.6** se nota la diferencia entre los dos aceros.

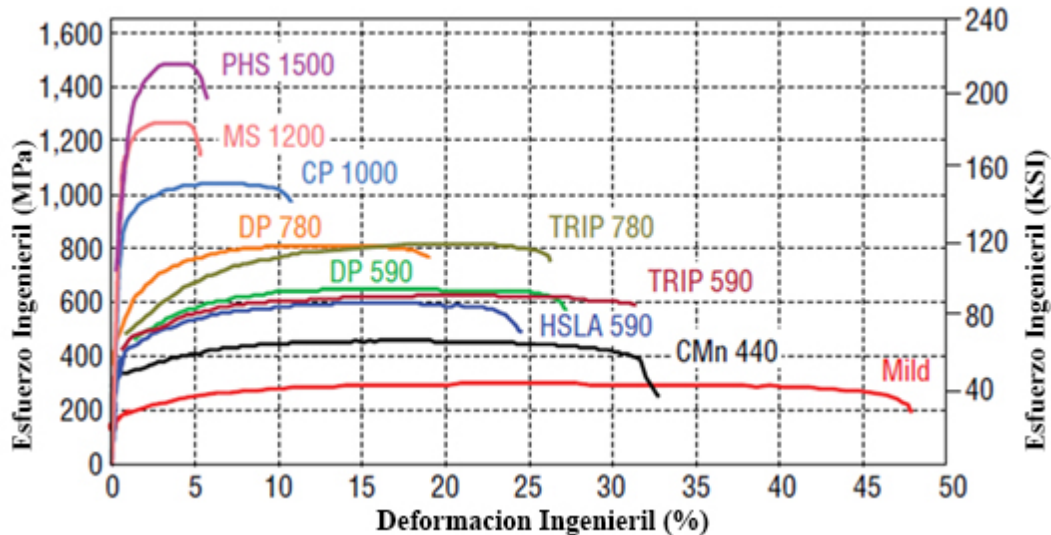


Figura 2. 6. El esfuerzo ingenieril y la deformación ingenieril varían mucho entre los diferentes tipos de acero

[14].

Los aceros CP tienen una alta capacidad de endurecimiento en el trabajo a baja tensión, alta resistencia a la fatiga, alta absorción de energía, resistencia al desgaste y potencial de endurecimiento por hornado. El tratamiento térmico de los aceros CP laminados en caliente entre 500-700 °C puede aumentar aún más el punto de elasticidad del material hasta en 100 MPa.

Los aceros CP se sueldan fácilmente entre sí o con otras calidades comunes de acero; se pueden usar soldadoras por puntos para otras calidades de menor resistencia con los ajustes apropiados. Los grados de resistencia actual y de desarrollo varían de 780 a 1470 MPa. Resistencia a la tracción mínima con 5-30% de alargamiento total.

Con un alargamiento alto y uniforme, y los aceros CP de rendimiento continuo tienen una maquinabilidad excelente y son adecuados para la conformación por estirado, la laminación, la flexión y la expansión de orificios estas propiedades se muestran en la **figura 2.7**.

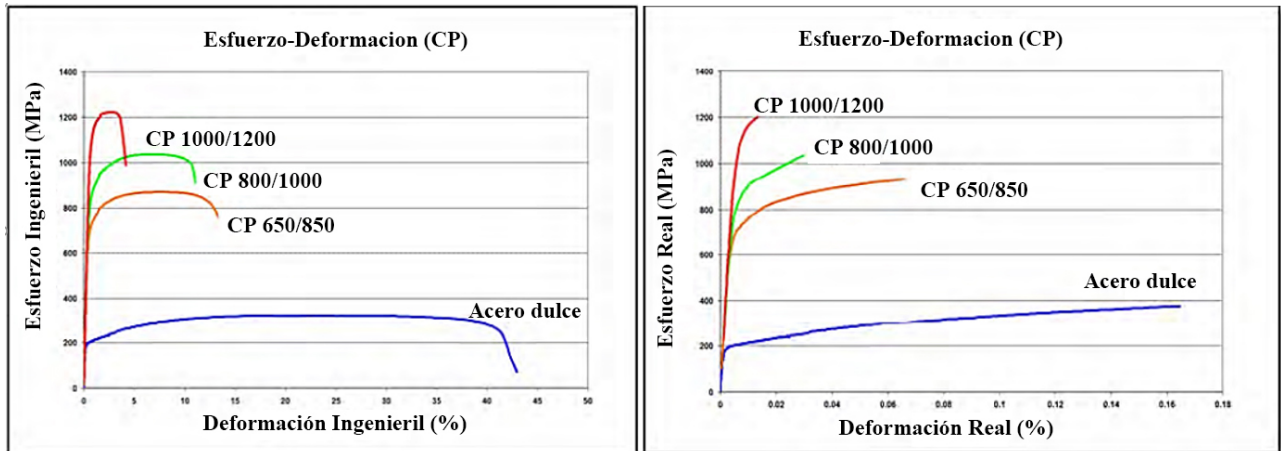


Figura 2. 7. Esfuerzo ingenieril y deformación ingenieril en diferentes grados de acero fase compleja [7].

A continuación, se resumen las propiedades de los aceros de fase compleja (CP):

- Resistencia a la tracción que alcanza y excede los 800 MPa.
- Alta relación de rendimiento a resistencia a la tracción.
- Excelente para la conformación en frío, la flexión y la expansión de agujeros.
- Fuertes cualidades de endurecimiento al horno.
- Alta durabilidad y resistencia al desgaste.
- Alta absorción de energía de choque.
- Buena soldabilidad.

2.3.3 Principales aplicaciones.

Debido a la alta capacidad de los aceros CP para absorber la energía durante una colisión, son particularmente adecuados para la fabricación de piezas relevantes para el choque en los automóviles, formadas en frío. Existen varias aplicaciones automotrices en la estructura del cuerpo del vehículo, la suspensión y los componentes del chasis [13].

A continuación, se enlistan los grados de producción actuales de aceros CP y ejemplos de sus aplicaciones automotrices [26]:

- CP 600/900: Rieles de bastidor, refuerzos de columna B, refuerzo de túnel.

- CP 680/780: Rieles de bastidor, componentes de chasis, travesaños.
- CP 800/1000: Soportes de suspensión, vigas de guardabarros.
- CP 1000/1200: Refuerzos de riel de bastidor, soportes de panel basculante.
- CP 1050/1470: Vigas parachoques, travesaños laterales.

2.4 Procesamiento termo-mecánico y térmico de aceros de fase compleja.

- Laminación en caliente de aceros CP.

En comparación con los aceros Dual Phase (DP), la presencia del microconstituyente bainita en los aceros CP proporciona niveles de resistencia más altos. Usando pequeñas adiciones de elementos que retardan la transformación de austenita a ferrita, se pueden producir aceros laminados en caliente con una microestructura bainita-martensita-austenita [27].

Estos aceros presentan una curva continua de tensión y deformación similar a la del acero de doble fase, a un nivel de resistencia de entre los 1200 MPa y un alargamiento de hasta un 10%. El esquema utilizado para producir aceros CP laminados en caliente a partir de una composición CMnMoCrB microaleado con Nb se muestra en la **figura 2.8**.

El parámetro más importante es la temperatura de laminación en caliente, que determina el tipo de transformación que ocurrirá. El diagrama esquemático del diagrama de Transformación-Tiempo-Temperatura (TTT) mostrado en la **figura 2.8b** ilustra claramente que la laminación en caliente a diferentes temperaturas dará como resultado diferentes productos de transformación.

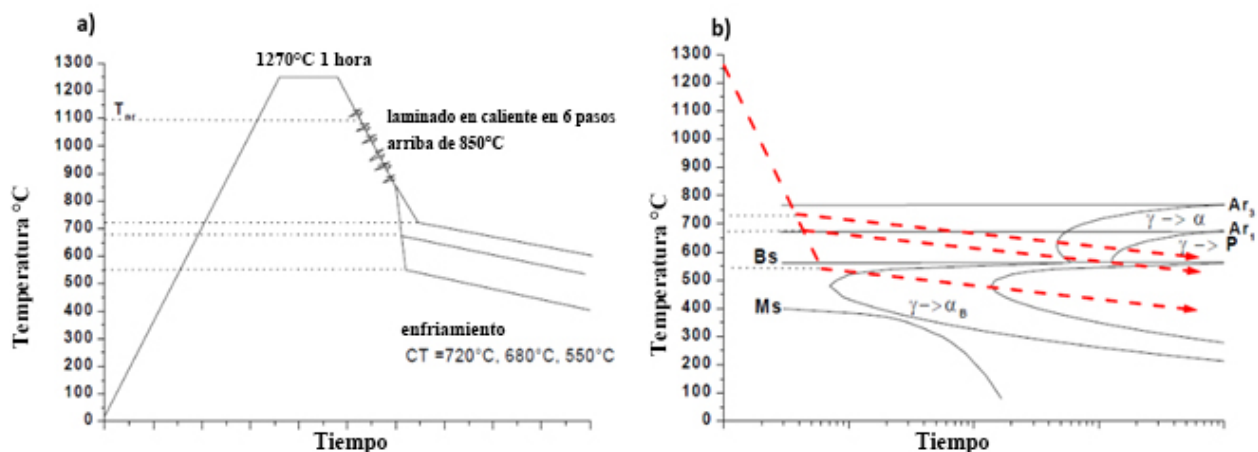


Figura 2.8. a) Esquema de laminación en caliente y b) Diagrama TTT esquemático para la composición de acero reportada [27].

Así, Mesplont [27] aplicó ciclos de recocido que consistieron en un recalentamiento a una temperatura intercrítica entre A_{C1} (temperatura a la que desaparece la austenita durante el enfriamiento) y A_{C3} (temperatura a la que se completa la formación de austenita durante el calentamiento), seguido de un enfriamiento y una retención a una temperatura superior a la temperatura de inicio de la transformación martensítica, con la finalidad de producir una microestructura multifásica después del laminado en frío. Se puede ver en el diagrama de la **figura 2.9** que la fracción de volumen de ferrita y su contenido de carbono están controlados por la temperatura de homogenizado y el tiempo. Durante el enfriamiento, parte de la austenita se transforma en bainita. La fracción de volumen de bainita es una función de la temperatura de homogenizado, que determina el contenido de carbono en la austenita. Durante el enfriamiento subsiguiente a temperatura ambiente, se forma martensita y algo de austenita puede permanecer sin transformarse (austenita retenida).

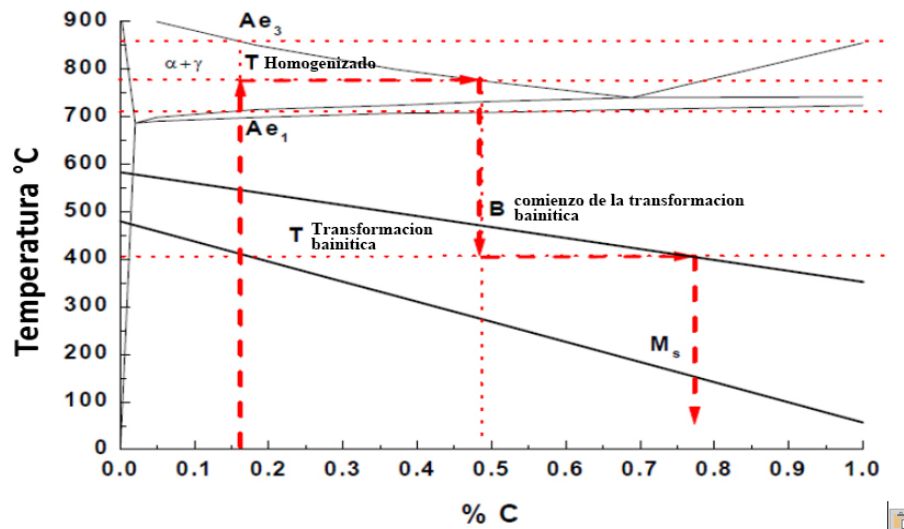


Figura 2.9. Diagrama de Fe-C que muestra la variación de C en la austenita durante un ciclo de enfriamiento [27].

2.4.1 Influencia de las transformaciones de fase en aceros de fase compleja.

La distorsión producida en un acero cuando es sometido a un proceso termo-mecánico se origina por la presencia de varios factores de naturaleza térmica, mecánica y microestructural que influyen conjuntamente e interaccionan de manera simultánea [28-30]. En la mecánica del continuo la distorsión se analiza por medio del campo de deformaciones del material. La deformación puede ser debida a sollicitaciones mecánicas (elástica y plástica) y también de origen térmico, causada por gradientes térmicos, transformaciones de fase en el interior del material y por fluencia plástica.

La influencia de los elementos de aleación sobre la transformación austenita-martensita está relacionada con el porcentaje de carbono en la composición del acero. El acero tiene presencia de niobio y vanadio en su composición. Estos elementos de aleación presentan una alta afinidad para formar carburos, y un producto de solubilidad elevado. Esto significa que los carburos precipitan de manera muy dispersa durante la austenización y actúan de manera muy eficiente sobre el control del tamaño de grano austenítico [31,32]. Los carburos actúan como elementos inhibidores del crecimiento del tamaño de grano [33], originando granos finos durante la austenización y aumentando, por lo tanto, la dureza del acero. De esta forma, se consigue un acero con una dureza aceptable a partir de un enfriamiento suave, por lo que se minimiza las inestabilidades dimensionales originadas por la contracción debida al enfriamiento, y la dilatación característica de la transformación austenita-martensita.

La utilización de vanadio como elemento microaleante en determinados aceros se ha practicado desde 1950 [34] y la composición de vanadio disuelto en la matriz no influye en la estabilización del campo austenítico [35]. También hay estudios que hacen referencia al niobio como elemento influyente en la transformación austenita-martensita [36], donde muestra el efecto que tiene el niobio y sus carburos sobre la cinética de transformación austenita-martensita. El análisis del efecto del niobio y vanadio depende de las fracciones de composición de ambos elementos disueltos en la matriz y precipitados en forma de carburos. La presencia de mayor cantidad de niobio disuelto en la matriz de austenita tiende a inhibir la transformación austenita-ferrita o austenita-bainita, disminuyendo la velocidad crítica de enfriamiento, definida como la velocidad mínima de enfriamiento con la que se obtiene únicamente martensita como fase transformada. Por otro lado, un aumento de la cantidad de niobio disuelto en la matriz austenítica, durante la austenización, aumenta la cantidad de martensita transformada para velocidades críticas de enfriamiento más bajas [31]. Sin embargo, los carburos de niobio aceleran de manera considerable la transformación austenita-bainita, al comportarse como zonas de alta nucleación, actuando de manera opuesta al niobio disuelto en la matriz. De esta manera, una mayor concentración de carburos de niobio puede mejorar las propiedades de dureza, pero perjudicar la inhibición de fases no deseadas como la bainita y, sobre todo, la ferrita durante el enfriamiento. El níquel actúa de estabilizador del campo austenítico, y favorece una disminución de la velocidad crítica de enfriamiento del acero sin que se induzcan transformaciones de tipo difusional, como la austenita-ferrita, o de naturaleza más compleja como la transformación austenita-bainita.

2.4.2 Mecanismos de endurecimiento.

- Refinamiento del grano.

La refinación del grano es uno de los mecanismos de endurecimiento más eficaz, mejorando propiedades mecánicas sin pérdida en ductilidad. Es bien sabido, sin embargo, que la predicción adecuada de las propiedades mecánicas de los materiales de grano fino es mucho más complicada por las diferentes deformaciones y el fortalecimiento de los mecanismos que operan en estos materiales [37].

Tal proceso de endurecimiento es consecuencia de que los bordes de grano actúan como una barrera infranqueable para el movimiento de las dislocaciones y, que el número de dislocaciones dentro de un grano, afecta a cómo éstas pueden transmitir su efecto a granos vecinos a través de los bordes. El tamaño de grano de un material depende del tratamiento térmico posterior a la deformación plástica, y en el caso más fundamental, de la velocidad de solidificación [37].

El borde de grano actúa como punto de fijación, impidiendo la propagación de las dislocaciones. Por un lado, la estructura reticular de los granos adyacentes difiere en la orientación, por lo que se requeriría más energía para cambiar de dirección de deslizamiento. Además, el límite de grano es una región desordenada con campos de tensión muy elevados [37]. Cuando varias dislocaciones que se mueven en el sentido indicado en la **figura 2.10** por efecto de un esfuerzo aplicado, se encuentran con esos campos elásticos y se detienen cada vez a mayor distancia provocando un apilamiento de las mismas. Esto aumenta la tensión interna acumulada y obstaculiza el inicio de la plasticidad, aumentando la resistencia a la fluencia del material.

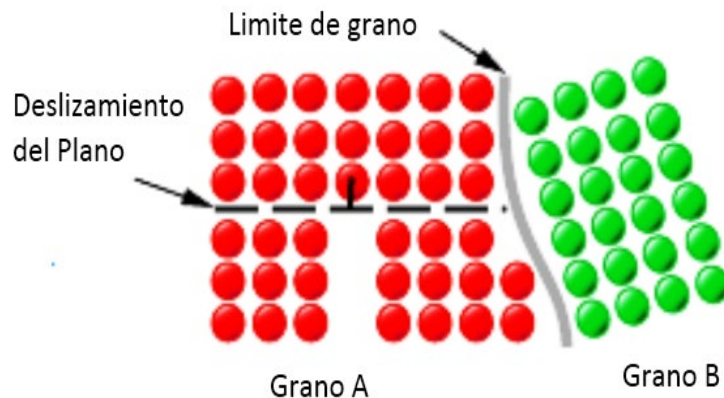


Figura 2.10. Se muestra el refinamiento del grano, el límite entre los granos actúa como una barrera para el movimiento de las dislocaciones [41].

- Deformación en frío.

Cuando se habla de deformación en frío se refiere a un tratamiento que se hace por debajo de la temperatura de recristalización para así aumentar la dureza y resistencia a la tracción de la pieza trabajada y, como consecuencia, disminuyendo su plasticidad y tenacidad [38]. La densidad de dislocaciones aumenta con la

deformación plástica, por esto es más difícil el movimiento de éstas a través de las dislocaciones ya existentes y el material se vuelve mucho más duro [29].

- Solución sólida.

Un método común para aumentar la dureza y el límite elástico de un material, así como su velocidad de endurecimiento, es la aleación por soluciones sólidas. La **figura 2.11** indica el efecto de varios solutos en el límite elástico. La efectividad del soluto depende de la diferencia de tamaño con respecto al solvente, y del porcentaje agregado. Si el átomo de soluto es más grande que el del solvente, se inducen campos de compresión, mientras que, si es más pequeño, son de tracción. La presencia de cualquiera de los dos obstruye el movimiento de las dislocaciones [39]. El endurecimiento por solución sólida se debe a la interacción entre los átomos de soluto y las dislocaciones. Esta interacción puede ser de atracción o repulsión y en ambos casos se produce un endurecimiento, ya que se requerirá de un esfuerzo extra para continuar moviendo las dislocaciones. Cuando hay atracción, la dislocación es inicialmente atraída por el soluto y no se requiere un esfuerzo extra, pero cuando la dislocación se aleja, el soluto la atrae de regreso, actuando como un lastre que frena la dislocación. En caso de repulsión, la dislocación es rechazada por el soluto, de modo que se requiere un esfuerzo extra para vencer esa resistencia. En general, los átomos intersticiales producen más endurecimiento que los sustitucionales [40].

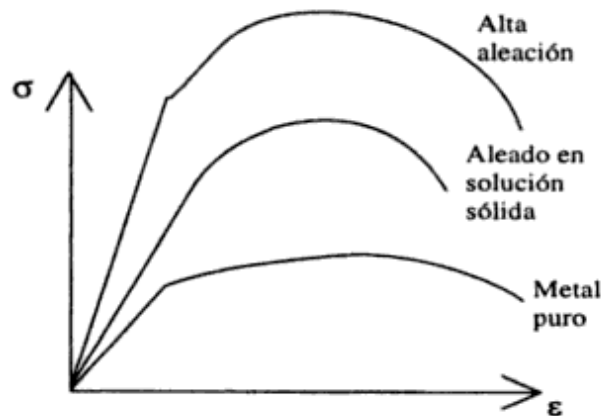


Figura 2.11. Curva esfuerzo vs deformación, comparación de metal puro y una solución sólida [30].

- Deslizamiento de dislocaciones.

El deslizamiento por dislocaciones es el mecanismo de deformación más común en metales. Ocurre cuando se aplica una fuerza cortante sobre un metal, cuando esta fuerza llega al estado crítico ocasiona que los átomos se

deslicen a lo largo del plano de deslizamiento provocando que el movimiento de la dislocación produzca un escalón en la superficie del metal o banda de deslizamiento, provocando que se deforme plásticamente.

- Tratamiento térmico (transformación martensítica)

Ocurre en materiales que presentan una micro estructura de matriz austenítica (metaestable a temperatura ambiente), la austenita se transforma en martensita cuando se somete a deformación. Para garantizar una alta capacidad de conformado, la austenita retenida debe poseer la denominada estabilidad óptima, de forma que pueda experimentar una transformación progresiva que se manifestará como un aumento continuo del exponente de endurecimiento por deformación. La estabilidad de la austenita depende de una serie de variables tales como la composición química, morfología y tamaño de la austenita retenida, parámetros de proceso y las condiciones de conformado (temperatura, deformación y velocidad de deformación).

2.5 Fundamentos del proceso de temple y partición (Q&P).

El proceso de temple y partición, Q&P (Quenching and Partitioning, por sus siglas en inglés) es un tratamiento térmico novedoso propuesto por J.G. Speer en 2003 que aborda los problemas de tenacidad de las aleaciones martensíticas al tiempo que conserva la alta resistencia. El objetivo es obtener una microestructura que se haya sometido a una transformación martensítica incompleta, al enfriar rápidamente dentro del campo de la M_s y la M_f del acero, lo que resulta en una mezcla de martensita y austenita retenida (RA). La austenita se estabiliza adicionalmente a temperatura ambiente mediante difusión de carbono, a través del proceso de partición. El ciclo térmico y la partición se visualizan esquemáticamente en la **figura 2.12 [42]**.

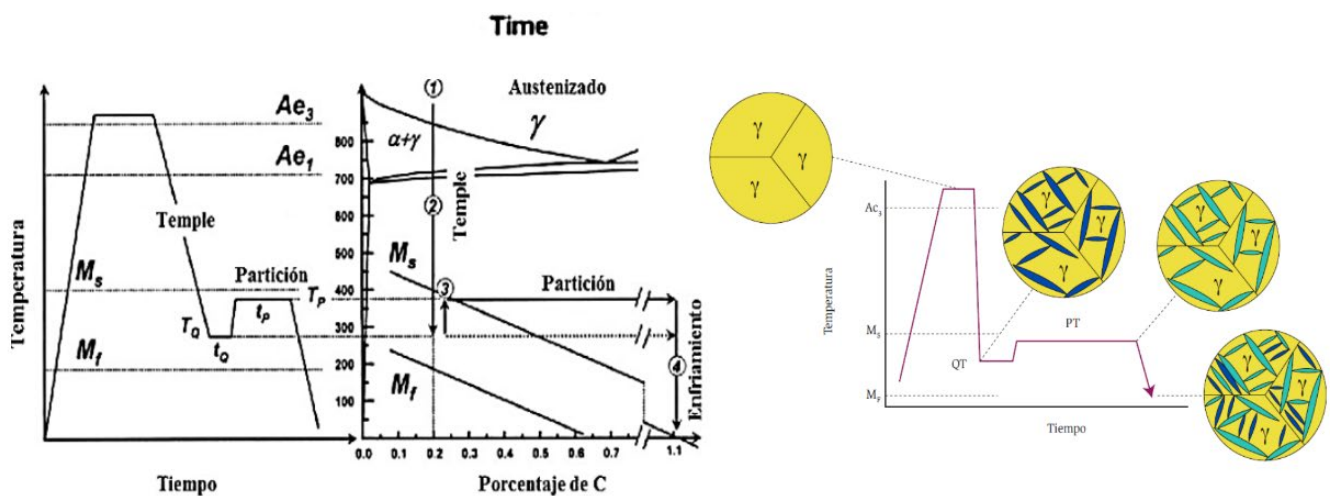


Figura 2. 12. Representación esquemática del tratamiento temple y partición (Q&P) propuesto por Speer [43].

2.5.1 Estabilidad de la austenita retenida.

La eficiencia con la que una etapa de partición ideal puede evitar la transformación a martensita durante el temple depende de la homogeneización del carbono dentro de la austenita como se muestra en la **figura 2.13**. Si bien la situación de la difusión en estado estable es fácilmente solucionable por la primera Ley de Fick, las condiciones existentes durante la partición son significativamente más complejas por dos razones. En primer lugar, la difusión no es de estado estacionario porque hay un agotamiento continuo del carbono de la martensita y un aumento correspondiente en la concentración de carbono en la austenita. En segundo lugar, el coeficiente de difusión del carbono en la austenita varía según su propia concentración [49]. Se han realizado varios estudios sobre la difusión del carbono de la ferrita a la austenita, tanto de tipo experimental como matemático. Experimentalmente los resultados confirman que, aunque la división de carbono definitivamente tiene lugar, la variación en la concentración de carbono tanto dentro de la ferrita como en la austenita es significativa [50,51]. De particular interés es el hecho de que la concentración máxima de carbono se encontraba en la austenita/martensita.

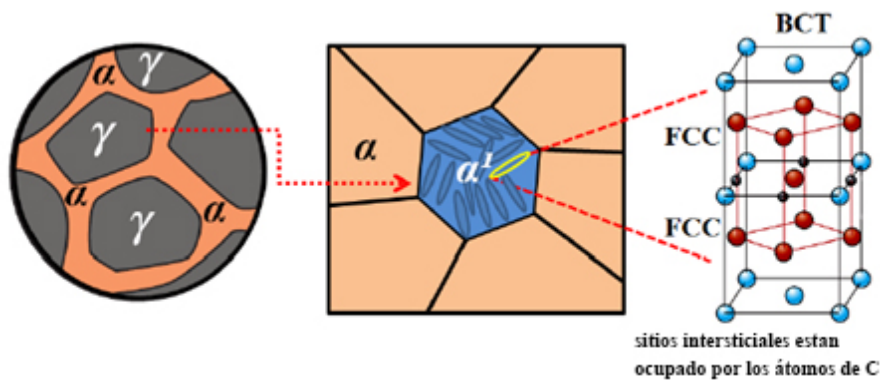


Figura 2.13. La transformación martensita de la austenita durante el temple [52].

2.5.2 Importancia de la supresión de la precipitación.

La precipitación de carburos gracias a los elementos de aleación y microaleación constituye la base del método más común de fortalecimiento por tratamiento térmico, a saber, temple y revenido. Dichos elementos sirven para dos propósitos. En primer lugar, se aumenta la capacidad de endurecimiento del acero. Esto permite la formación de martensita en secciones profundas. En segundo lugar, durante el revenido, se forman dispersiones de carburos muy finos que aumentan la resistencia. La etapa de templado es flexible y se puede adaptar para producir una gama de propiedades mecánicas del mismo material de partida. La formación de carburos con elementos de aleación y microaleación se evitan intencionalmente en los aceros Q&P en este momento, debido a sus fuertes tendencias de formación de carburos [58]. Para favorecer la retención de

austenita y evitar la precipitación de carburos, los investigadores están recurriendo a elementos de aleación como manganeso, silicio, aluminio, molibdeno, cromo y níquel.

Algunos elementos de aleación formadores de carburos, como el Mo, V y Nb, producen un efecto de endurecimiento secundario tras el revenido a elevadas temperaturas, producido por la precipitación de finos carburos que distorsionan grandemente la matriz.

La formación de carburos está asociada con el temple de martensita, que ocurre en el régimen de tiempo y temperatura donde también se lleva a cabo la partición. En el templado, la microestructura martensítica se aproxima a un equilibrio de energía libre ayudado por la activación térmica. Como se ha mencionado anteriormente, el carbono ligado en carburos deja de estar disponible para la partición, disminuyendo la cantidad máxima de potencial de la austenita retenida en la microestructura final.

2.5.3 Partición del carbono en la austenita.

A diferencia de las etapas anteriores de austenización y temple, no hay procesos de nucleación y crecimiento asociados con la etapa de partición. La cinética de la etapa de partición se rige por la difusión de carbono de la ferrita a la martensita, a través del límite de ferrita/austenita, hacia la austenita. Por último, la homogenización completa del carbono dentro de la austenita, la difusión de elementos de aleación y de sustitución en el hierro también debe incluirse en el proceso de partición.

En el hierro dependen de una vacante convenientemente ubicada, y del movimiento vibratorio de los átomos circundantes. Para la difusión intersticial, el requisito es similar en que debe haber un sitio intersticial vacante situado adecuadamente, y los átomos de la matriz deben moverse lo suficiente rápido para permitir que el átomo intersticial pase a través. La diferencia de tamaño entre carbono y hierro son tales que los átomos de carbono se acomodan dentro de los sitios intersticiales. Al considerar la difusión de carbono en las fases de austenita, martensita y ferrita, es apropiado considerar la naturaleza y número de sitios intersticiales, ya que son estos factores los que influyen en la probabilidad de que un sitio intersticial adyacente esté vacante y, por lo tanto, esté disponible para que un átomo de carbono se mueva (difunda).

2.5.4 Diseño del ciclo térmico de temple y partición (Q&P).

La microestructura esperada para un acero procesado vía Q&P contiene martensita con cantidades controladas de austenita retenida. El primer objetivo es habilitar la formación de martensita en un rango de temperatura.

El segundo objetivo es suprimir o retrasar la formación de carburos para que el carbono esté libre y enriquezca la martensita.

La primera condición se puede controlar fácilmente con el contenido de carbono. La segunda condición se satisface más comúnmente mediante la aleación con un elemento que es insoluble en cementita [44], lo que requiere la difusión del elemento fuera de la matriz base antes de la precipitación. El elemento más comúnmente utilizado para la supresión de la precipitación es el silicio [45]. El aluminio [46] también se ha estudiado en menor medida, así como el efecto del níquel, el cromo [47] y las adiciones de manganeso [48]. El ciclo térmico de Q&P se describen de manera general de acuerdo a la numeración indicada en la **figura 2.14**, como sigue:

- 1) La termodinámica de la formación de martensita y la cinética se discuten en que no hay movimiento de carbono entre las fases durante la transformación desplazada de austenita a martensita. Así, la martensita se encuentra en estado super saturado.
- 2) Inmediatamente después de la transformación, los átomos de carbono pueden moverse por difusión a través de los límites de la fase, migrando (particionándose) a la austenita retenida de la martensita sobresaturada.
- 3) Durante la partición del carbono, los átomos de hierro permanecen inmóviles.
- 4) No hay procesos como la formación de carburos que impidan la división del carbono entre las fases.

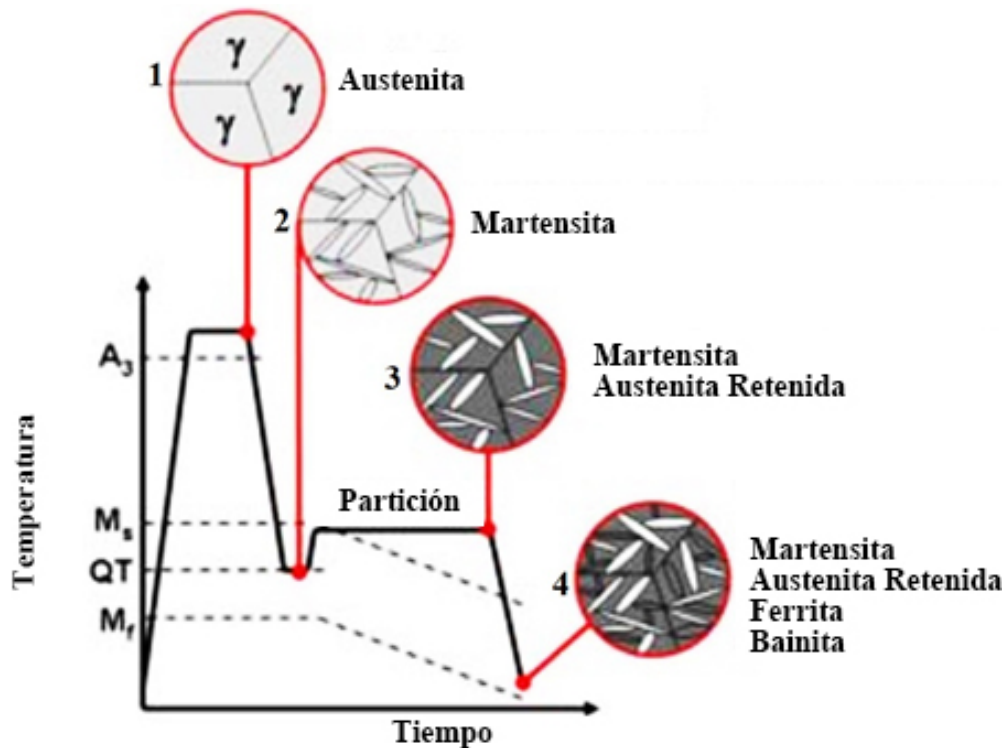


Figura 2.14. Esquema del tratamiento de temple y partición (Q&P) [43].

Un contenido aproximado de carbono de entre el 0.2% en peso es un valor típico para lograr la partición, que permite la estabilización de aproximadamente 15% en volumen de austenita retenida a temperatura ambiente cuando se calcula utilizando la metodología propuesta por Speer [43].

2.5.5 Variantes del proceso de temple y partición.

- Temple-Partición-Revenido (Q-P-T).

Algunos investigadores se han basado en el proceso de tratamiento térmico Q&P al describir un proceso que comienza con un tratamiento térmico Q&P convencional, seguido por un tratamiento térmico adicional de temple [53,54]. Este proceso ha sido denominado temple-partición-templado (Q-P-T). Durante el revenido, las propiedades del acero se modifican aún más por la precipitación de carburos metaestables.

Sin embargo, algunos investigadores creen que el proceso de Q-P-T no representa un nuevo desarrollo, ya que Q&P se ha realizado previamente en aceros que contienen elementos que forman carburos, por ejemplo, Molibdeno y elementos de microaleación tales como vanadio y titanio [56]. Como la formación de carburos ha sido reconocida previamente como una competencia potencial o real en el procesamiento térmico de Q&P, se podría argumentar que el término "Q-P-T" es redundante. Además, la investigación más reciente [55] sobre el proceso Q&P de un solo paso ha indicado que es posible obtener un UTS de más de 2400MPa, en combinación

con un alargamiento de más del 10%. Por lo tanto, desde una perspectiva comercial, podría ser considerado que el Q-P-T introduce un paso extra y costoso en el proceso de tratamiento térmico, sin proporcionar ninguna mejora en la resistencia o el alargamiento.

- **Temple-Partición-Austempering (Q-P-A).**

Otra variación denominada Quenching-Partitioning- Austempering (Q-P-A) ha sido reportada [57]. En el Q-P-A, el objetivo es producir una microestructura trifásica que consiste en martensita, austenita retenida y bainita. Se reporta que tal combinación da como resultado propiedades mecánicas que van desde los 2000 MPa de UTS y aproximadamente un 12.5% de alargamiento, hasta los 1482 MPa de UTS y un 18.9% de alargamiento. Sin embargo, estas mejoras tienen un alto costo en términos de tiempo de procesamiento, para obtener estas propiedades se llegan a emplear tiempos de tratamiento que van desde las 24 a las 48 horas.

2.5.6 Implementación industrial del proceso de temple y partición (Q&P).

La tendencia a que la industria automotriz considere la utilización de los aceros avanzados de alta resistencia se basa en las siguientes necesidades [59]:

- a) La reducción de peso de los autos mediante el uso de acero de menor espesor, con el consecuente menor consumo de combustible y por lo tanto menos emisiones;
- b) La mejora de la seguridad pasiva de los vehículos, que lleva a una mejor protección del ocupante por mejor resistencia al choque.
- c) La competencia de materiales livianos como las aleaciones basadas en aluminio y las basadas en magnesio.

Además, el uso creciente de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) es impulsado por las presiones regulatorias a nivel mundial y de las mismas expectativas de los clientes. Por citar algunas se encuentran las regulaciones del Programa de Evaluación de Autos Nuevos (NCAP, por sus iniciales en inglés), con actuación en Europa y América del Sur, y de la Administración de la Seguridad del Tránsito en las Autopistas Nacionales de los EE. UU. (NHTSA, por sus iniciales en inglés), que ponen énfasis en la seguridad de los pasajeros por medio de ensayos de choque frontal y lateral, como se muestra en la **figura 2.15**.

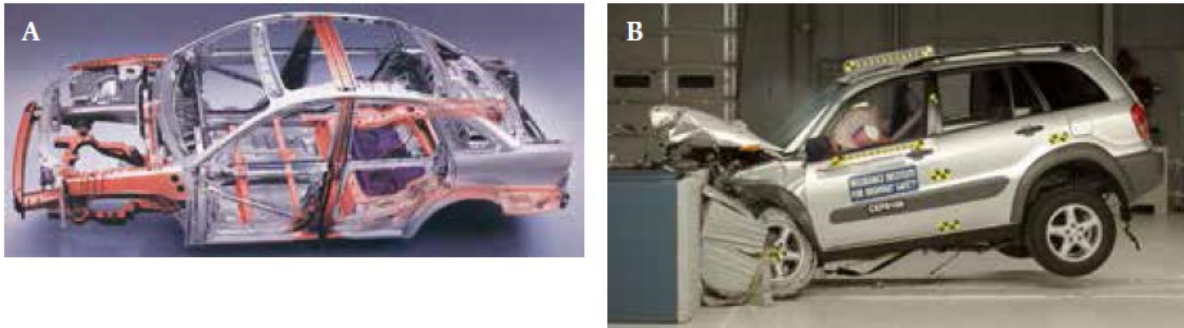


Figura 2.15. a) Componentes estructurales de un automóvil (en rojo) y b) Choque frontal a 60 km/h para verificar el comportamiento de los componentes estructurales [59].

Mientras que el temple y la partición (Q&P) han sido explorados en el laboratorio para una variedad de configuraciones de proceso, tales como chapa laminada en caliente y en frío, chapa gruesa, barras, alambre, tubos estampados en caliente, sin costura o formados a presión en caliente, piezas forjadas y piezas fundidas, la mayor atención en la comercialización de gran escala se ha enfocado en la chapa automotriz de alta resistencia. En la **figura 2.16** se presentan algunas de las aplicaciones automotrices de estos aceros. Se trata de partes estructurales de automóviles, producidas a partir de bobinas de este tipo de acero. Para la producción industrial masiva de estos aceros no se pretende hacer un tratamiento térmico clásico fuera de línea, como sería tomar una parte y llevarla de la temperatura ambiente a la temperatura de austenización, enfriarla bruscamente y luego llevarla a la temperatura de partición, mantenerla a esa temperatura y finalmente enfriarla a temperatura ambiente. La idea es realizar el proceso en línea, aprovechando las temperaturas de otros procesos. Por ejemplo, hacer la partición en una línea de recocido continuo o en una línea de galvanizado por inmersión en caliente.



Figura 2.16. Partes estructurales de automóviles producidas con acero de temple y partición [59].

CAPÍTULO III:

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

En la **figura 3.1** se muestra el diagrama de flujo del procedimiento experimental del presente proyecto de investigación. De tal manera que este capítulo III describe el procedimiento experimental que se realizó para fabricar, acondicionar y caracterizar microestructuralmente el acero avanzado de alta resistencia de fase compleja (CP).

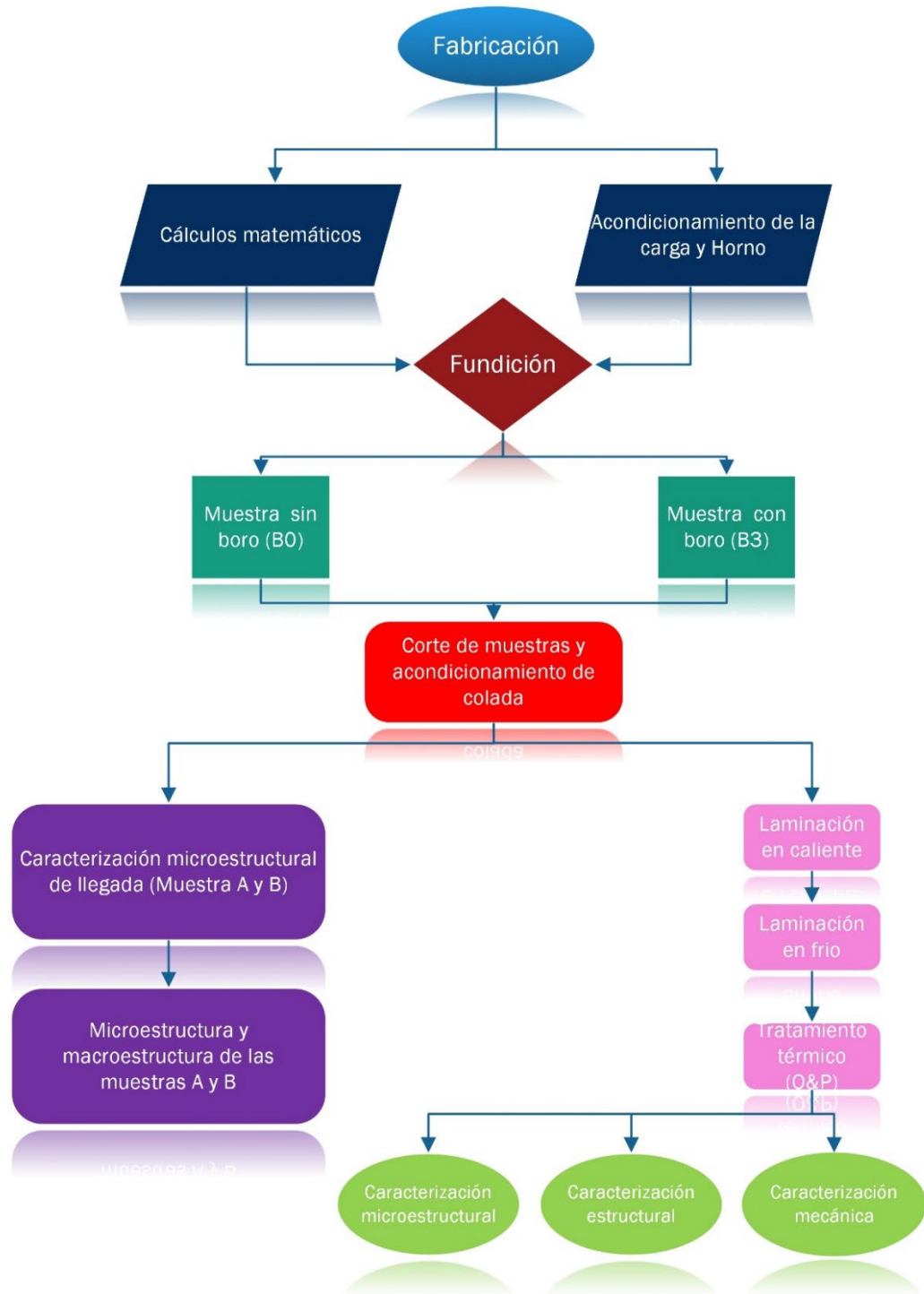


Figura 3.1. Diagrama de flujo del procedimiento experimental.

3.1 Diseño y fabricación del acero de fase compleja.

Las etapas de la fabricación del acero de fase compleja (CP) correspondieron con las actividades siguientes:

- Cálculo de carga.
- Acondicionamiento y limpieza de la chatarra y ferro-aleaciones.
- Pesaje de las materias primas.
- Reparación y acondicionamiento del revestimiento refractario del horno y ollas de vaciado.
- Construcción de moldes de arena en verde.
- Práctica de fusión en horno de inducción electromagnética.
- Colada, solidificación y desmolde de lingotes.

La composición química requerida en el acero de fase compleja (CP) se presenta en la **Tabla 3.1**.

Tabla 3.1. Composición química deseada del acero de fase compleja.

Acero CP	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Nb	Ti	Fe
CP	0.16	0.28	1.6	0.031 7	0.037 7	0.5	0.18	0.1	0.012 2	0.00 8	0.1	0.05	96.92 5

Para la fabricación del acero de fase compleja (CP) se partió de dos tipos de chatarras, una de acero estructural y otra de acero convencional al carbono AISI 1018. Para realizar el cálculo de carga fue necesario conocer la composición química de cada acero, donde la composición del acero estructural fue realizada en el espectrómetro de emisión óptica del DIM-FQ. Así mismo, se realizó una limpieza superficial empleando una carda metálica a los dos tipos de chatarra con la finalidad de remover la capa de oxidación (ver **figura 3.2**).



Figura 3.2. Chatarra de acero estructural utilizada en el proceso de fabricación del acero CP: a) Sin limpiar, con capa gruesa de óxido y b) Con limpieza, eliminación de capa de óxido.

Para la construcción del molde de arena se utilizó un molino chileno para revolver y mezclar los componentes de ésta (bentonita, agua, etc.). Una vez obtenida la consistencia de la arena, se procedió a moldear la cavidad expuesta de los lingotes de acero a obtener empleando un modelo rectangular de madera de 6.5 x 6.5 x 24 cm, donde se vertió el metal líquido, como se muestra en la **figura 3.3**. Después del moldeo de la arena se dispuso acomodar los moldes hechos para el proceso de vaciado del metal líquido como se muestra en la **figura 3.4**.



Figura 3.3. Molino chileno donde se hizo la mezcla de la arena, agua, aglutinantes y bentonita activa.

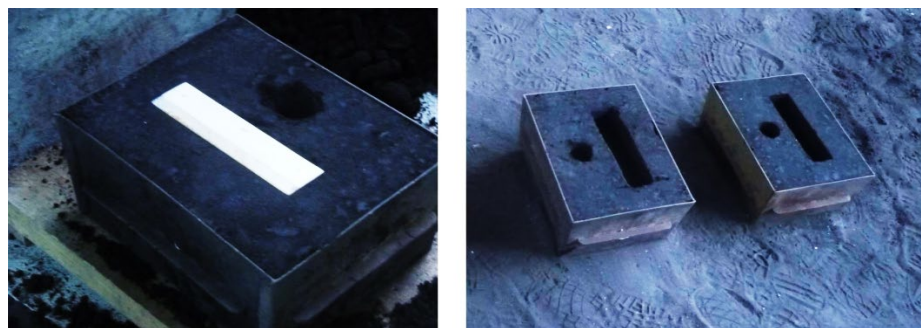


Figura 3.4. Moldes de arena en verde en donde se vertiera el acero líquido.

Par el caso del proceso de fusión del acero de fase compleja (CP), se utilizó un horno de inducción electromagnética con atmosfera abierta y con una capacidad de 40 kg. Este acero fue fabricado en el laboratorio de fundición de la ISIQIE del Instituto Politécnico Nacional (IPN). La primera parte del proceso de fusión fue la carga del horno con la materia prima (las chatarras utilizadas), posteriormente se enciende el horno de inducción para comenzar el proceso de fundición como se muestra en la **figura 3.5**.



Figura 3.5. a-b) Vista del horno de inducción y c) Carga en proceso de fusión.

Ya que la carga se fundió por completo, se practicó la desoxidación del baño con ferrosilicio y posteriormente esto, se procedió a agregar los elementos aleantes y microaleantes previamente encapsulados para ser incorporados en el seno del metal fundido, garantizando así su disolución y retención en el baño metálico. También, con el uso de una varilla de acero se escorió el baño metálico. Cabe resaltar que el único elemento que no se agregó durante el proceso de fusión fue el elemento boro, ya que éste se adicionó por separado directamente en la olla de vaciado empleando una varilla con el boro metálico encapsulado en una chaqueta de papel aluminio.

Al final de la fusión, se persiguió una temperatura de sobrecalentamiento de 1600 °C para poder realizar la colada del acero CP. El sangrado del horno se hizo en varias secuencias, esto de acuerdo al número de ollas empleadas para el vaciado del acero en los moldes de arena. Cabe señalar que las ollas de vaciado se precalentaron a aproximadamente 1200 °C. En la **figura 3.6** y **figura 3.7** se muestran imágenes representativas del procedimiento de fabricación del acero en el momento de la colada.

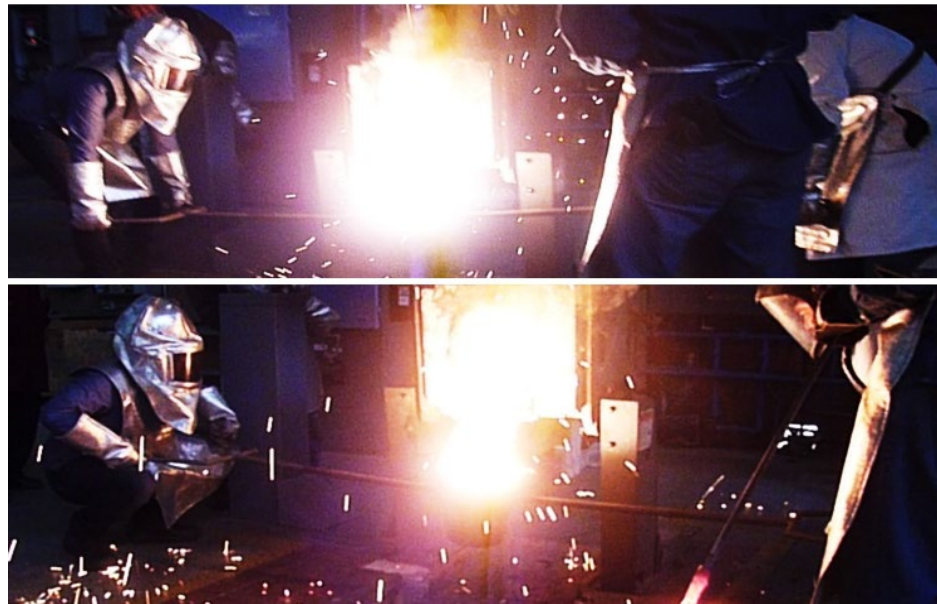


Figura 3. 6. Proceso de vaciado del horno hacia la olla de vaciado.



Figura 3. 7. Operación de vaciado de acero CP líquido en los moldes de arena.

De tal manera que se vació el metal líquido de la olla al primer molde de arena, identificando a este lingote como B0 (acero sin contenido de boro) y, después en la segunda secuencia de vaciado, se agregó 60 ppm del

microaleante boro, el cual se agitó con una varilla de acero para homogenizar el boro en el metal líquido y se vació al segundo molde, identificándolo como B3. Después del proceso de vaciado, el acero que formará los lingotes de acero CP solidificaron como consecuencia de la pérdida de calor, como se muestra en la **figura 3.8**. Tras la solidificación, se procedió a desmoldar los lingotes de acero AHSS de fase compleja (CP) fabricados, donde el aspecto de los lingotes después del desmolde se muestran en la **figura 3.9**.



Figura 3. 8. Lingotes solidificando después de vaciado B0 y B3.



Figura 3. 9. Aspecto final de los lingotes del acero de fase compleja (CP), B0 y B3, respectivamente.

3.2 Análisis químico.

La espectrometría de emisión por chispa es un método estándar para el análisis directo de muestras metálicas, de gran utilidad en fabricación y control de la producción en la industria. Se basa en la obtención de chispas entre dos electrodos, lo que produce un plasma de vapor en el cátodo, de una temperatura mayor de 9726.85 °C (10 000 K). Esta técnica permite la determinación rápida y simultánea de muchos elementos químicos en aleaciones, incluyendo elementos ligeros como C, S, B y P, por lo que es complementaria con la espectrometría de fluorescencia de rayos-X para análisis metalúrgicos [60]. Un arco eléctrico o chispa se pasa a través de la muestra, calentándola hasta una alta temperatura para excitar los electrones dentro de ella. Los electrones del analito excitados emiten luz en longitudes de onda características que se pueden dispersar con un monocromador y se detectan como se muestra en la **figura 3.10**.

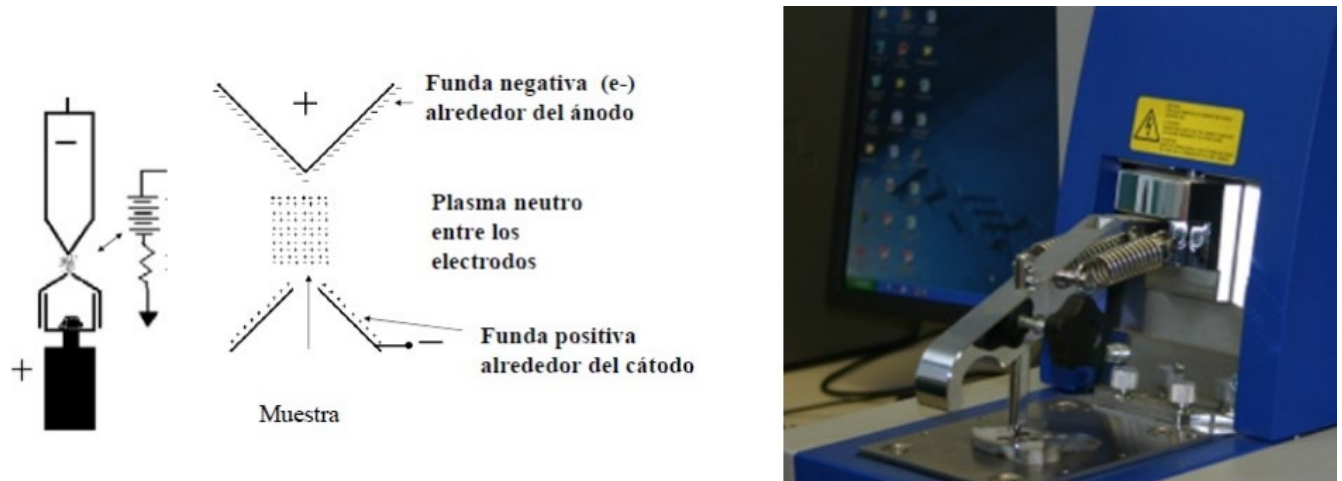


Figura 3. 10. Espectrómetro de emisión atómica de chispa o arco [60].

En consecuencia, de muestras cilíndricas (monedas) obtenidas durante la colada del acero CP, se procedió a realizar el ensayo de espectrometría de emisión atómica para conocer la concentración de los elementos químicos que forman al acero CP. Para ello, dos cilindros de cada acero CP (B0 y B3) se desbastaron hasta grano 600 de lija de SiC de agua, con el propósito de obtener la calidad superficial que demanda el ensayo. Dichos ensayos se realizaron en el laboratorio de materiales avanzados del CINVESTAV-Salttillo en un equipo Spectro-M11. Cabe resaltar que este laboratorio tiene la capacidad de detectar el elemento boro. Además, el contenido de C y S se determinaron mediante equipo con cámara de combustión elemental marca LECO CS-200 en el mismo centro de investigación.

3.3 Predicción teórica de fases presentes en el acero de fase compleja.

JMatPro es un software de simulación que calcula una amplia gama de propiedades de materiales metálicos y está especialmente dirigido a aleaciones utilizadas en la práctica industrial. Usándose JMatPro se puede hacer cálculos para estimar: i) equilibrio de fase, tanto en estado estable como en metaestable; ii) comportamiento y propiedades de solidificación; iii) propiedades mecánicas, propiedades termofísicas y físicas y iv) transformaciones de fase. JMatPro ha sido diseñado para que pueda ser utilizado por cualquier ingeniero o científico que requiera conocer tentativamente las propiedades de los materiales como parte de su trabajo diario [61].

Enseguida, tomando en cuenta la composición química real de los aceros B0 y B1, se diseñó el tratamiento termo-mecánico y térmico de Q&P, utilizando la base de datos de “general steels” del software JMatPro versión 7.0, para estimar las curvas teóricas de las transformaciones de fases y formación de segundas fases (partículas precipitadas) en función de la temperaturas, en el rango de los 1600 a los 20 °C, obteniendo valores

cada 10 °C. Los diagramas teóricos de mayor importancia de conocer correspondieron a los TTT y CCT dado que el acero es experimental y no existen diagramas de éste reportados en la literatura (debido a que el material es experimental, esto quiere decir que aún no se comercia a escala industrial, careciendo de una caracterización más a fondo a través del tiempo). En la **figura 3.11** se muestra la interfaz de usuario del software JMatPro. Sobre todo, se consideró de vital importancia conocer el tiempo disponible para templar cada acero y la indicación de las temperaturas de transformación martensítica M_s y M_f .

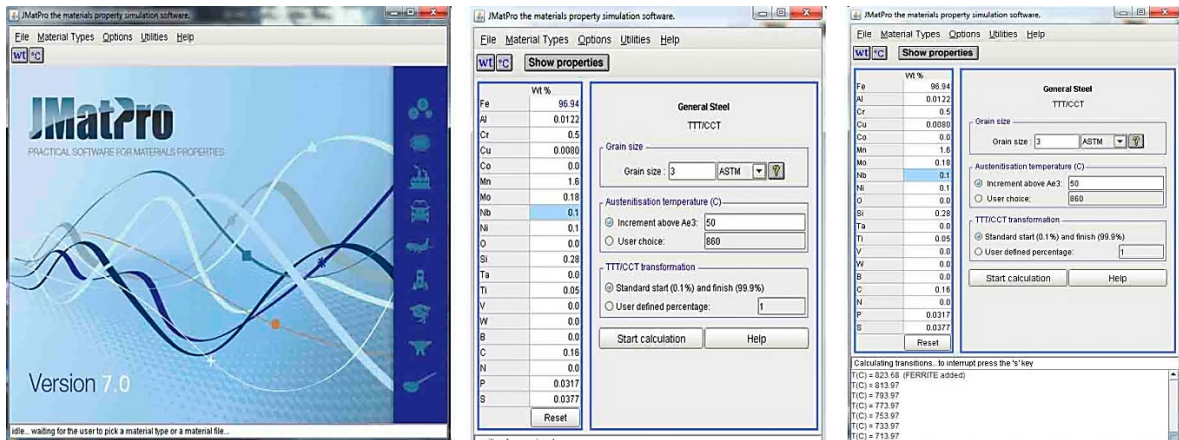


Figura 3. 11. Menú del software JMatPro Versión 7.0. y la Interfaz de usuario del Software.

Como se puede observar en las imágenes de la **figura 3.12**, el programa JMatPro generó los datos solicitados de los diagramas TTT y CCT en función de aspectos metalúrgicos del material, como lo es el tamaño de grano y valores de las temperaturas intercríticas durante el enfriamiento.

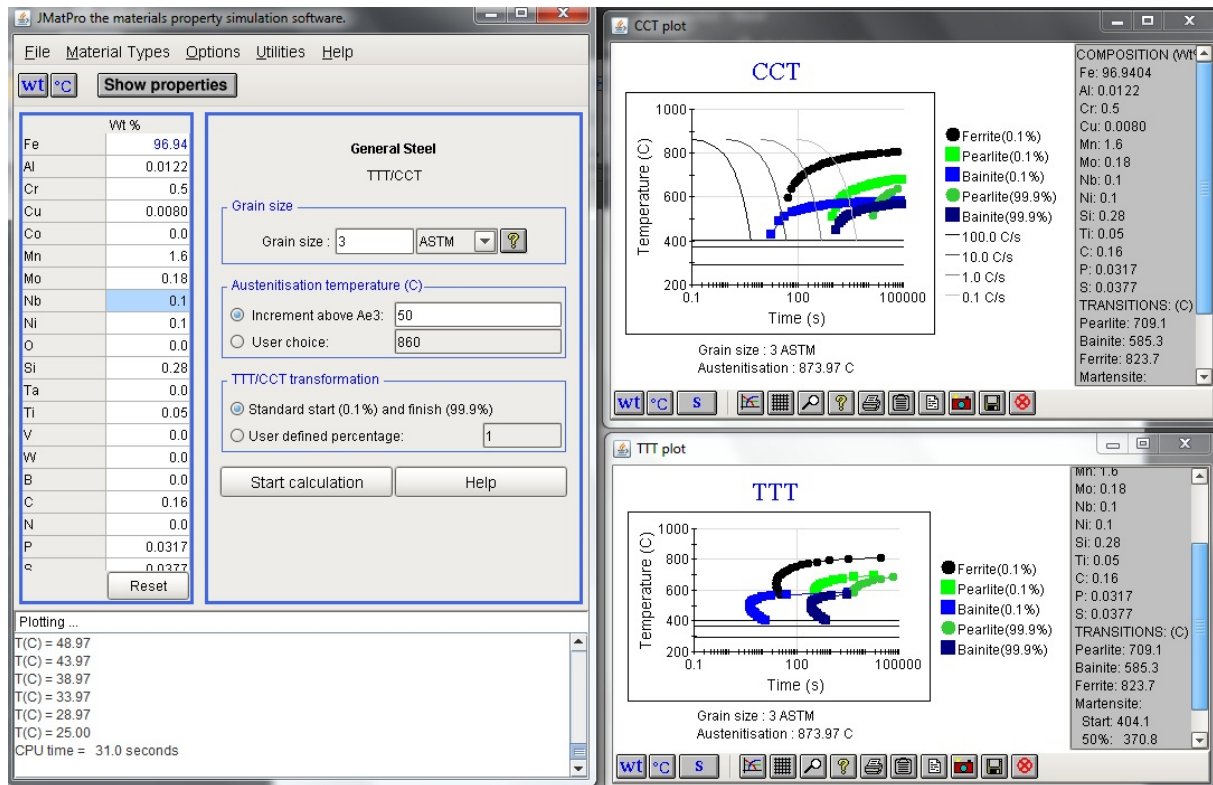


Figura 3. 12. Interfaz de usuario del software JMatPro durante el cálculo de los diagramas teóricos TTT y CCT.

3.4 Corte y acondicionamiento de probetas provenientes de lingotes.

Se realizaron cortes a partir de los lingotes de acero AHSS de fase compleja (CP-B0 y CP-B3, respectivamente) para obtener las diferentes probetas a emplear en el presente proyecto de investigación. Para ello, se utilizaron dos máquinas, una máquina de sierra cinta y una cortadora de disco abrasivo. Así, se obtuvieron dos probetas, una para cada acero CP, con dimensiones de 3 cm de ancho x 3 cm de largo x 1 cm de espesor, con la finalidad de revelar la estructura de colada (grano austenítico y arreglo dendrítico), como se muestra en la **figura 3.13**. También se cortaron cuatro probetas para la operación de laminación en caliente (tratamiento termomecánico), dos para B0 y dos más para B3, con dimensiones de 2.5 cm de ancho x 2.5 cm de espesor x 5 cm de largo, como se muestra en la **figura 3.14**. Cabe resaltar que, aunque el material se sometería a la aplicación de calor para aplicar la deformación plástica en caliente, de cualquier manera, se tomó especial cuidado durante el corte de las probetas, refrigerando cada corte.

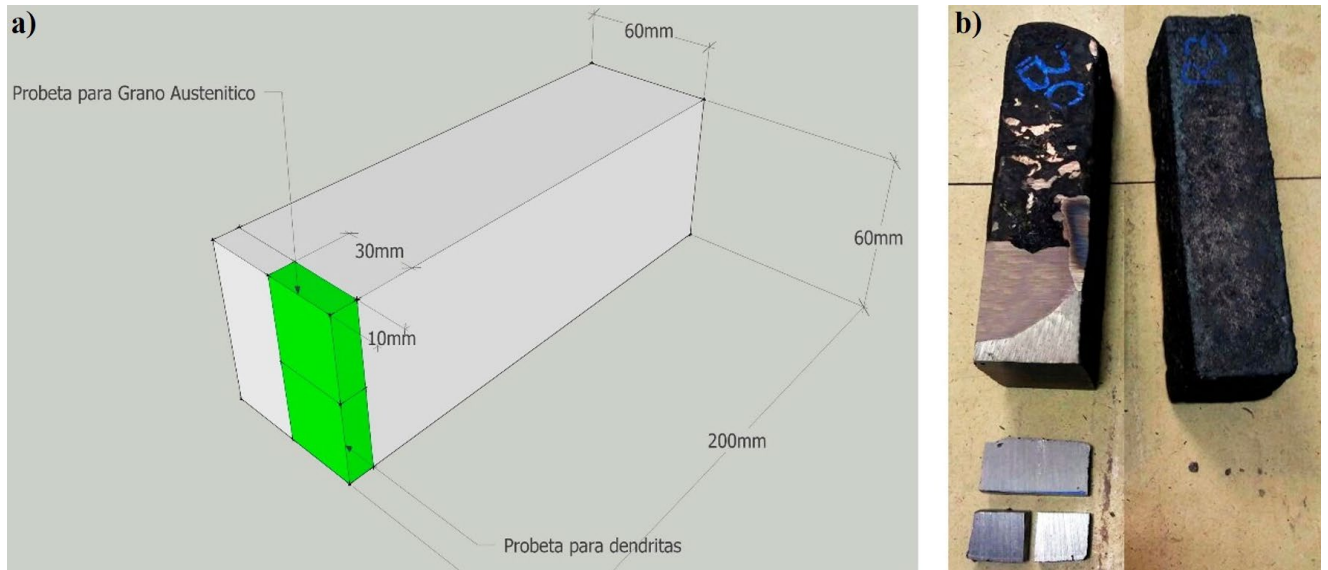


Figura 3. 13. a) Esquema para la realización de cortes y b) Probetas obtenidas caracterización microestructural.

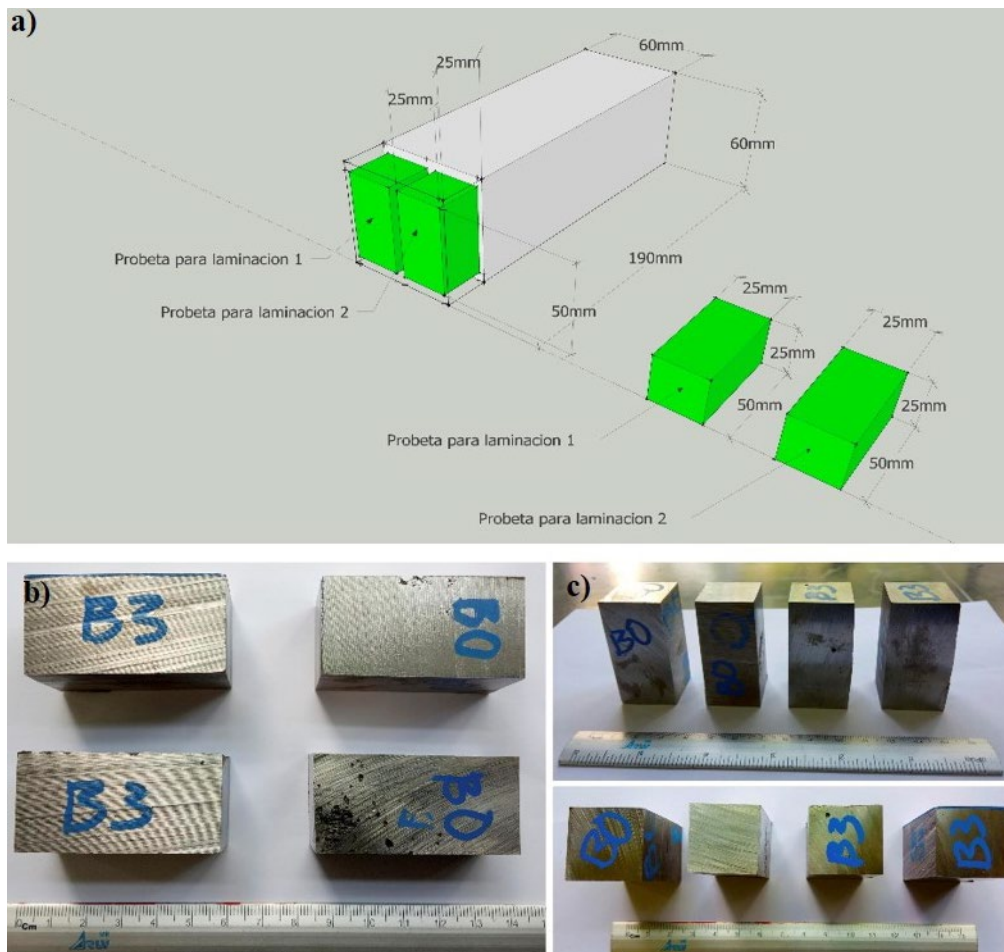


Figura 3. 14. A) Esquema para realizar corte en los lingotes y b-c) Probetas para laminación en caliente.

3.5 Observación y medición grano austenítico en la condición de colada.

Para la determinación del tamaño de grano austenítico de las piezas de acero CP-B0 y CP-B3 en la condición de colada, se realizó preparación metalográfica convencional, desbastando con lijas de SiC de agua de diferentes granulometrías y puliendo con alúmina de 1 μm durante 30 min en paño fino. Posteriormente, el ataque químico para revelar la estructura de colada y las dendritas se resume en la **Tabla 3.2**. Finalmente, se obtuvieron 50 micrografías a 50X abarcando un área de 2 mm^2 , para lo cual se utilizaron un estereoscopio Olympus SZ-TP y un microscopio óptico Olympus PMG 3 (ver **figura 3.15**). Así, las imágenes de los detalles microestructurales se analizaron con el programa Image Pro Plus que se muestra en la **figura 3.16**, en donde se calibró con el aumento de 50X y el software con el conteo de zonas blanca se calculó el diámetro de cada grano. Para el proceso de unión de las imágenes se utilizó el software de Adobe Photoshop CC tanto para unir las y disminuir el brillo y estabilizar las tonalidades de color para obtener una imagen estudiarle y homogénea.

Tabla 3. 2. Reactivos de ataque químico para el revelado de la microestructura y tamaño de grano austenítico.

Agente	Reactivo	Preparación	Temperatura	objetivo	Tiempo de ataque
Gliceregia al 10%	4 ml de HNO_3 8 ml de Glicerina 8 ml de HCl	Se mide la cantidad de glicerina, luego se agrega el ácido HCl y después se agrega el HNO_3	Ambiente 25 °C	Revelar grano austenítico	3 min
HNO_3 en agua	5 ml de ácido HNO_3 45 ml de alcohol etílico	Primero se agrega el agua y después se adiciona el ácido HNO_3	Ambiente 25 °C	Revelar grano austenítico	5 min
Nital al 10%	5 ml de ácido HNO_3 45 ml de alcohol etílico	Primero se agrega el alcohol y después se adiciona el ácido HNO_3	Ambiente 25 °C	Revelar grano austenítico	5 min
Agente 1	0.5 g de CuCl_2 0.5 g de FeCl_3 31 ml agua destilada 10 ml HCl 8 ml alcohol etílico	Se mide la cantidad de agua destilada y el alcohol y posteriormente se agrega el HCl y por último él se agrega el CuCl_2 y FeCl_3	Ambiente 25 °C	Dendritas	50 s

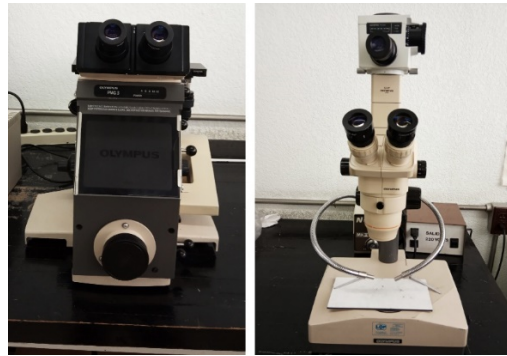


Figura 3. 15. Microscopio óptico Olympus PMG 3 y estereoscopio Olympus SZ-TP.

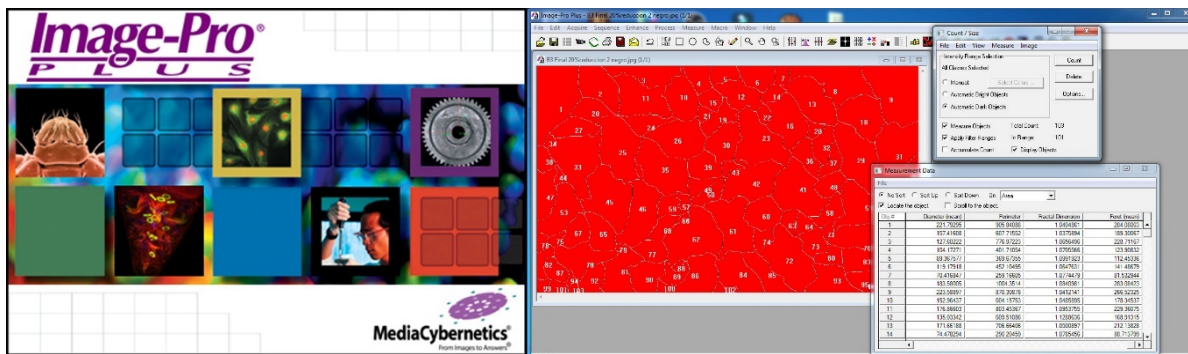


Figura 3. 16. Interfaz de usuario del software Image Pro Plus para determinar el tamaño de grano austenítico en los aceros CP en la condición de colada.

3.4 Diseño del tratamiento termo-mecánico.

Para diseñar los ciclos térmicos del tratamiento termo-mecánico y térmico de los aceros CP-B0 y CP-B3, se emplearon como referencia los diagramas teóricos TTT anteriormente obtenidos. Con los datos mostrados por dichos diagramas fue posible definir la curva de enfriamiento tras la deformación plástica en caliente. Así, la temperatura máxima de austenización fue de 1250 °C a una velocidad de 300 °C/h y el tiempo de permanencia para el tratamiento de homogenizado fue de 3 hrs. Cabe mencionar que intencionalmente se decidió aplicar un sostenimiento isotérmico a la temperatura de 500 °C con la finalidad de mitigar los esfuerzos inducidos térmicamente en los aceros a causa del calentamiento. En consecuencia, en base a las bondades de los dos aceros CP para realizar el temple, tras la deformación plástica en caliente teniendo una temperatura en el acero por arriba de los 800 °C, cada acero se enfrió rápidamente en aceite con la finalidad de retener los productos metalúrgicos del procesamiento termo-mecánico (ver figura 3.17).

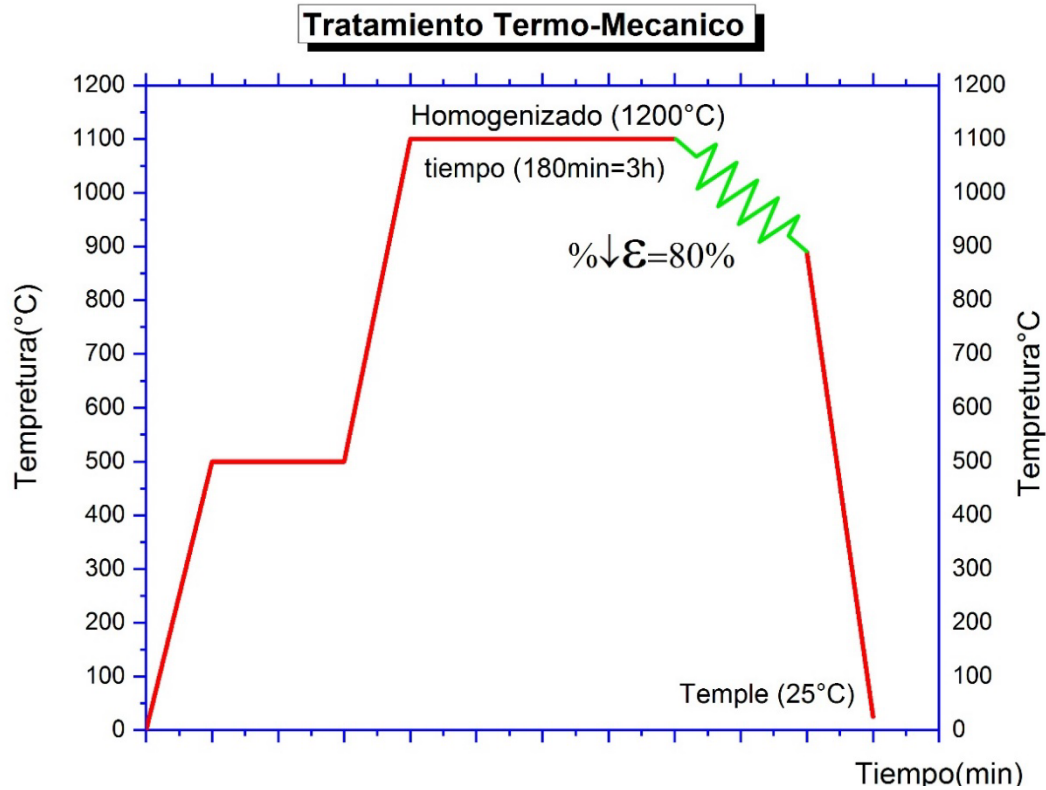


Figura 3. 17. Diagrama del diseño del ciclo termo-mecánico para los aceros CP-B0 y CP-B3, respectivamente.

Previo al proceso de laminación en caliente, se tomaron las dimensiones iniciales de cada pieza y se realizó el cálculo para alcanzar un 80% de deformación y, así, conocer el espesor final de las dos probetas (CP-B0 y CP-B3), donde el espesor inicia fue de 2.5 cm ($e_i = 25 \text{ mm}$). Para calcular el espesor final, de acuerdo al grado de deformación fijado, se empleó la relación matemática mostrada en la **ecuación 3.1**:

$$e_f = \left[e_i - \left(\frac{(e_i)(\%deformacion)}{100} \right) \right] = 25\text{mm} - \left(\frac{(25\text{mm})(80)}{100} \right) = 5\text{mm} \dots\dots\dots (\text{ec. 3.1})$$

Con los datos de operación del molino laminador reversible (obtenidos de la placa técnica del equipo mostrada en la **Tabla 3.3**, propiedad del laboratorio de materiales metálicos avanzados del IIM-UNAM, operado a una velocidad de trabajo de 20 mpm, se prosiguió a calcular el número de pasos para alcanzar el espesor final, cada movimiento de reducción de altura se realiza a 0.5 mm en una vuelta del dispositivo (volante) que controla la apertura entre los rodillos de desbaste, por lo que cinco vueltas del volante equivalen a 2.5 mm. Esto quiere decir que en cada pasada el espesor debe de disminuir 2.5 mm. Entonces, se procedió a calcular el número total de pasos para obtener el 80% de deformación en caliente, de acuerdo con la **ecuación 3.2**:

$$\#_{pasos} = \left[\frac{(e_f - e_i)}{2.5mm} \right] = \left(\frac{(25mm)(5mm)}{2.5mm} \right) = 8pasos \dots\dots\dots (\text{ec. 3.2})$$

Tabla 3. 3. Características generales del molino laminador.

Datos de la laminadora.	
Marca de laminadora	FENN AMCA INTERNATIONAL
Modelo	5 MILL
Caballos de fuerza	25 HP
RPM	1750
Diámetro de los rodillos de laminación	5 in
Amperaje	42.7
Voltaje	500

En la **figura 3.18 a 3.19** se pueden observar los detalles del molino laminador empleado para el procesamiento termo-mecánico del acero CP. Así mismo, se utilizó una mufla calentar cada probeta de acero CP (CP-B0 y CP-B3) a la temperatura máxima de austenización y homogenizar el material antes de deformar en caliente. Con la finalidad de proteger las probetas del acero CP ante la oxidación por efecto del calentamiento en la atmosfera del horno, éstas se recubrieron superficialmente con pintura de óxido de zirconio. También se resalta el hecho de que esta práctica de recubrir el material también ayuda a que la manipulación de las probetas, al momento de abrir el horno y sacar las probetas calientes, sea fácil, evitando que se peguen en la superficie de los refractarios donde se colocan dentro del horno.

Los detalles de este procedimiento de reducción de área transversal mediante laminación en caliente se pueden observar en las **figuras 3.20 a 3.21**.

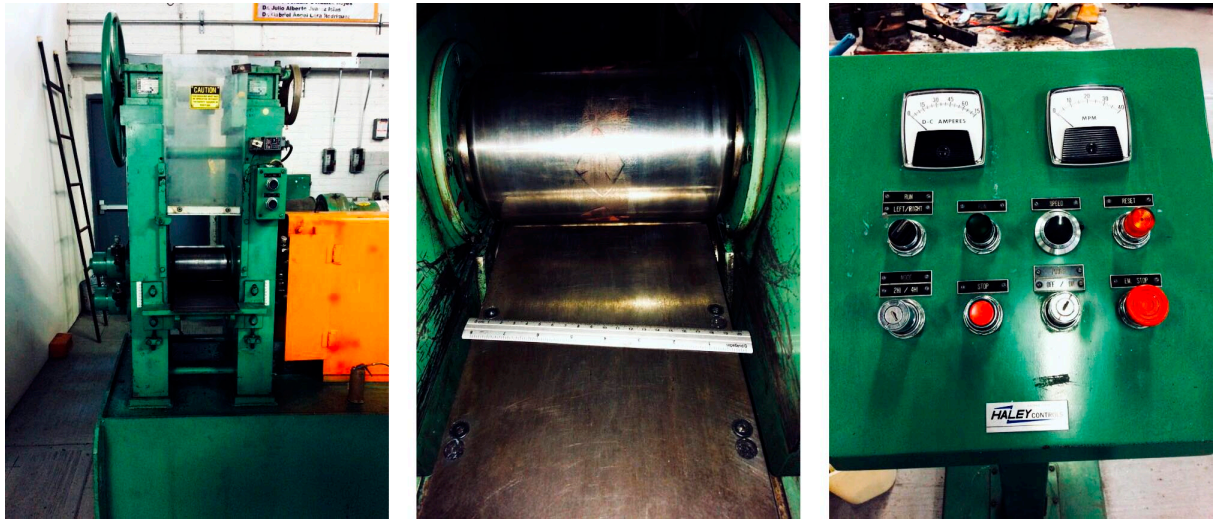


Figura 3. 18. Vista frontal del molino de laminación, sección de los rodillos de desbaste y panel de control.



Figura 3. 19. Vista frontal de la mufla utilizada y arreglo de las probetas de acero CP dentro del horno de homogenizado.

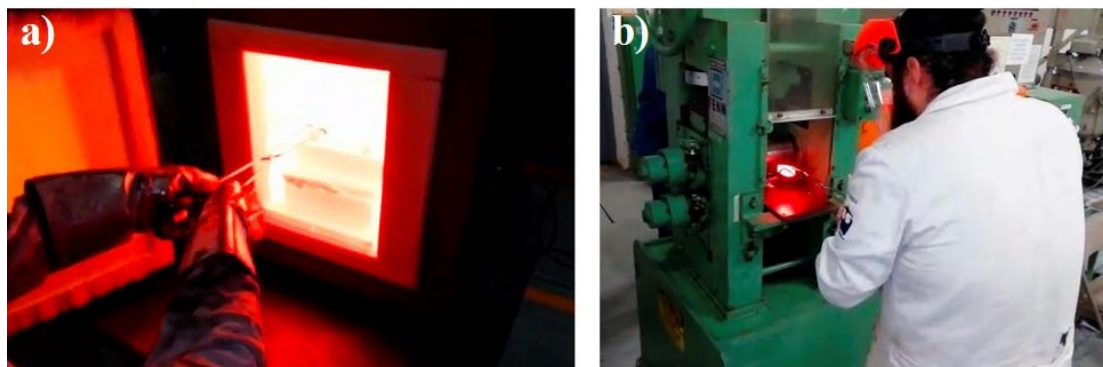


Figura 3. 20. Tratamiento termo-mecánico del acero CP-B0 y CP-B3: a) Mufla abierta para sacar las probetas del horno y b) Operación de pasadas en el molino de desbaste.

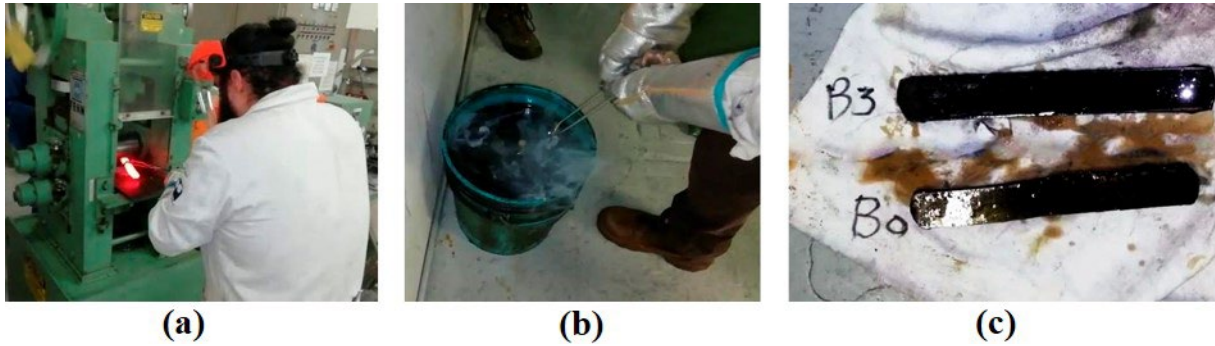


Figura 3. 21. Operación de temple que se llevó a cabo tras la deformación plástica en caliente: a) Fin de la reducción de área transversal (80% de RA), b) Temple en aceite y c) Aspecto final de cada acero laminado en caliente.

3.7 Reducción de espesor mediante laminación en frío.

De igual manera, para los cálculos de la laminación en frío, se tomaron las dimensiones iniciales de la pieza laminada en caliente donde $e_i = 5mm$ y se realizó el cálculo para alcanzar otro 80% de deformación y, así conocer el espesor final, haciendo uso de la **ecuación 3.3**:

$$e_f = \left[e_i - \left(\frac{(e_i)(\%deformacion)}{100} \right) \right] = 5mm - \left(\frac{(5mm)(80)}{100} \right) = 1mm \dots\dots\dots \text{(ec. 3.3)}$$

Además, se generó el cálculo para encontrar el número de pasos para reducir el espesor un 80% la probeta, una vuelta del volante de reducción de espesor del molino equivale a 0.5 mm, por lo que se decidió que por cada pasada se redujera 0.25 mm, lo que equivale a media vuelta en cada pasada. Por lo tanto, el cálculo para la obtención de número de vueltas se obtiene mediante la **ecuación 3.4**:

$$\#_{pasos} = \left[\frac{(e_i - e_f)}{0.25mm} \right] = \left(\frac{(5mm) - (1mm)}{0.25mm} \right) = 16pasos \dots\dots\dots \text{(ec. 3.4)}$$

Finalmente, en la **Tabla 3.4** se encuentran resumidos los parámetros experimentales aplicados en el tratamiento termo-mecánico y mecánico del acero CP.

Tabla 3. 4. Parámetros experimentales para el tratamiento termo-mecánico de B0 y B3.

Acero	Tipo de operación	Parámetros de proceso
CP-B0 y CP-B3	Laminación en caliente y temple	$e_{inicial} = 2.5 \text{ mm}$ $T_{\gamma} = 1250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ $v_{cal} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C/h}$ $t_{homogenizado} = 3 \text{ hr}$ $T_{laminación} = 1250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ $\#_{pasos (80\%deformacion)} = 8 \text{ pasos}$ $T_{temple} \approx 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ $e_{final} = 5 \text{ mm}$
	Laminación en frío	$e_{inicial} = 5 \text{ mm}$ $T_{laminación} = 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$ $\#_{pasos (80\%deformacion)} = 16 \text{ pasos}$ $e_{final} = 1 \text{ mm}$

3.8 Diseño y aplicación del tratamiento térmico de temple y partición.

El acero avanzado de alta resistencia de fase compleja (CP) se sometió a tratamiento térmico bajo el concepto del novedoso proceso de temple y partición (Q&P), tanto en su modalidad de un paso como de dos pasos, con la finalidad de acondicionar la microestructura final del acero CP y así poder observar los efectos, tanto de la composición química (sobre todo del boro) como del efecto del ciclo térmico de Q&P sobre las propiedades mecánicas. Las probetas de acero CP se identificaron como P1 y P2, para distinguir el tipo de partición al cual se sometió cada acero.

Ya que fue de primordial importancia conocer las temperaturas de transformación martensítica M_s y M_f de cada acero CP, fue necesario ejecutar ensayos dilatométricos en probetas conteniendo la condición de deformación en frío. Para ello se utilizó un dilatómetro de temple marca LIHSEIS modelo L78 RITA, propiedad del Instituto Tecnológico de Saltillo (ITS), el cual se muestra en la **figura 3.22**. El calentamiento se realiza por inducción y las mediciones de desplazamiento se realizan por el método LVDT (Linear Variable Differential Transformer). Para las pruebas se utilizaron probetas planas con dimensiones de 5x11x1.2 mm. Los ensayos fueron llevados a cabo en alto vacío utilizando termopares tipo K para la medición de temperatura y gas helio para el enfriamiento controlado.



Figura 3. 22. Curva para el diseño para el tratamiento térmico de Q&P Dilatómetro de Temple LINSEIS-RITA L78.

Estos ensayos permitieron establecer las temperaturas de temple y de partición de acuerdo a la naturaleza metalúrgica de cada acero CP (CP-B0 y CP-B3). Cabe resaltar que fue necesario realizar estos ensayos con la intención de tener certeza en el valor de las temperaturas de transformación martensítica de cada acero, sobre todo, porque el software JMatPro puede mostrar cierto grado de variación, arriba y abajo, en los valores de dichas temperaturas o, simplemente, desviarse en el cálculo como consecuencia del uso de la base datos que no es propia de los aceros AHSS.

Una vez hechos los ensayos dilatométricos, se cortaron y limpiaron probetas de cada acero CP (CP-B0 y CP-B3) para someterlas al tratamiento térmico de Q&P, en la condición de laminación en frío, obteniéndose probetas con dimensión de 2.5 cm de ancho x 1 mm de espesor x 5 cm de longitud (ver **figura 3.23**). Asimismo, se decidió utilizar una temperatura de temple de 420 °C donde comienza la existencia de la martensita, esto con la finalidad de generar una matriz bainita en los aceros en vez de matriz ferrita, como es lo más común. A partir de este momento fue que se diseñaron y ejecutaron los ciclos térmicos del proceso Q&P, tanto de un paso como de dos pasos, en los aceros CP. De esta manera, las probetas anteriormente mencionadas se llevaron a una temperatura de homogenización de 1100 °C y se mantuvieron por 1 hora e inmediatamente se templaron. En el caso de los aceros CP-Q&P-P1 (de un paso), el temple y la partición se realizó en un horno de baño de sales ajustado a la temperatura de 420 °C, temperatura que representó la temperatura de partición, semejando un sostenimiento isotérmico. El tiempo total de partición fue de 8 min. Cabe resaltar que, para romper la capa de vapor generada por el choque térmico, al momento de sumergir cada probeta en el baño de sales se realizó una agitación manual y constante por un minuto y medio. Por otro lado, en el caso del

tratamiento de los aceros CP-Q&P-P2 (de dos pasos), el temple se hizo en el baño de sales, el cual se dejó por un minuto y medio y, posteriormente, cada probeta de acero se introdujo en un horno a la temperatura de partición de 600 °C hasta alcanzar el tiempo total de partición de 8 min, de manera consecutiva, según cada etapa en la partición. Tras alcanzar el tiempo de partición, cada probeta se enfrió rápidamente en aceite hasta temperatura ambiente. De esta manera, en la **Tabla 3.5** se concentran los parámetros empleados durante el tratamiento de Q&P. De igual manera, en las **figuras 3.24 y 3.25** se muestran los diagramas de los ciclos térmicos empleados en el tratamiento de Q&P, tanto de un paso como de dos pasos y en la **figura 3.28** se observan imágenes de la secuencia experimental durante la ejecución del tratamiento de Q&P.

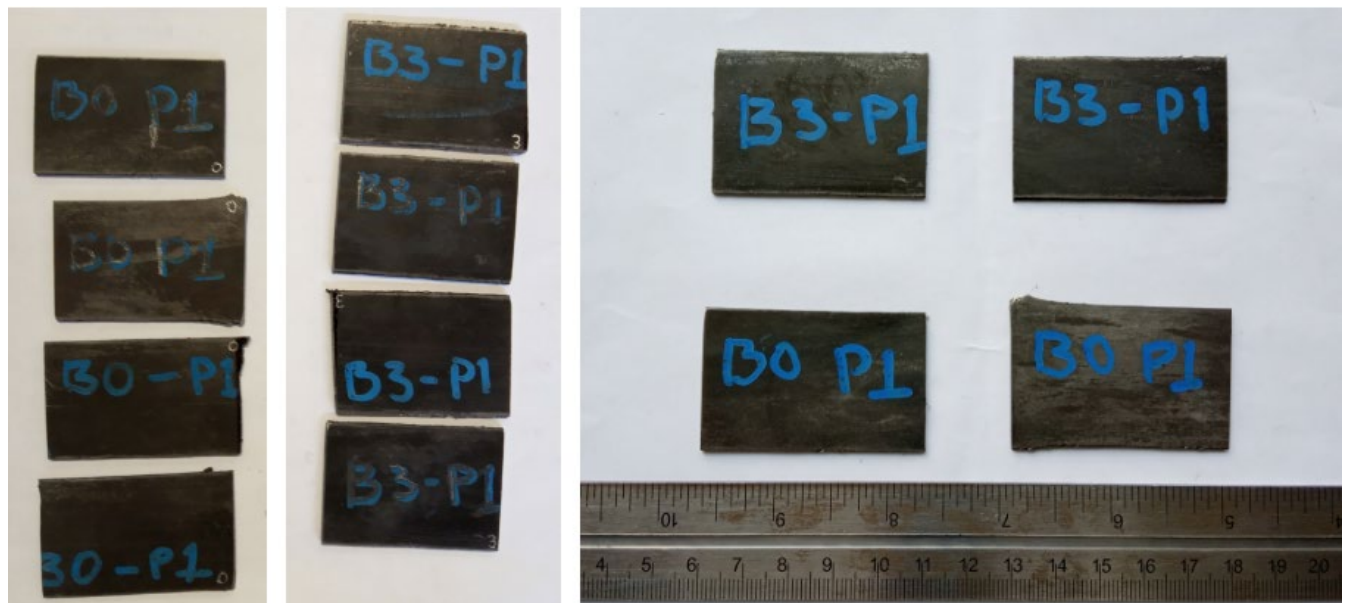


Figura 3. 23. Probetas laminadas en frío cortadas para el proceso de Q&P.

Tabla 3. 5. Parámetros experimentales para el tratamiento de Q&P.

Acero	Tipo de Tratamiento Térmico	Parámetros del Tratamiento Térmico
B0	Paso 1 (Temple)	$T_{\gamma} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ $v_{cal} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ $t_{\text{homogenizado}} = 1\text{ hr}$ $T_{\text{partición (sales fundidas)}} = 420\text{ }^{\circ}\text{C}$ $t_{\text{temple}} = 8\text{ min}$ $T_{\text{temple (aceite)}} = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$
B3	Paso 1 (Temple)	$T_{\gamma} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ $v_{cal} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ $t_{\text{homogenizado}} = 1\text{ hr}$ $T_{\text{partición (sales fundidas)}} = 420\text{ }^{\circ}\text{C}$ $t_{\text{temple}} = 8\text{ min}$ $T_{\text{temple (aceite)}} = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$
B0	Paso 2 (Q&P)	$T_{\gamma} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ $v_{cal} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ $t_{\text{homogenizado}} = 1\text{ hr}$ $T_{\text{temple (sales fundidas)}} = 420\text{ }^{\circ}\text{C}$ $t_{\text{temple}} = 1.3\text{ min}$ $T_{\text{partición}} = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ $t_{\text{partición}} = 6.3\text{ min}$ $T_{\text{temple (aceite)}} = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$
B3	Paso 2 (Q&P)	$T_{\gamma} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ $v_{cal} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ $t_{\text{homogenizado}} = 1\text{ hr}$ $T_{\text{temple (sales fundidas)}} = 420\text{ }^{\circ}\text{C}$ $t_{\text{temple}} = 1.3\text{ min}$ $T_{\text{partición}} = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ $t_{\text{partición}} = 6.3\text{ min}$ $T_{\text{temple (aceite)}} = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$

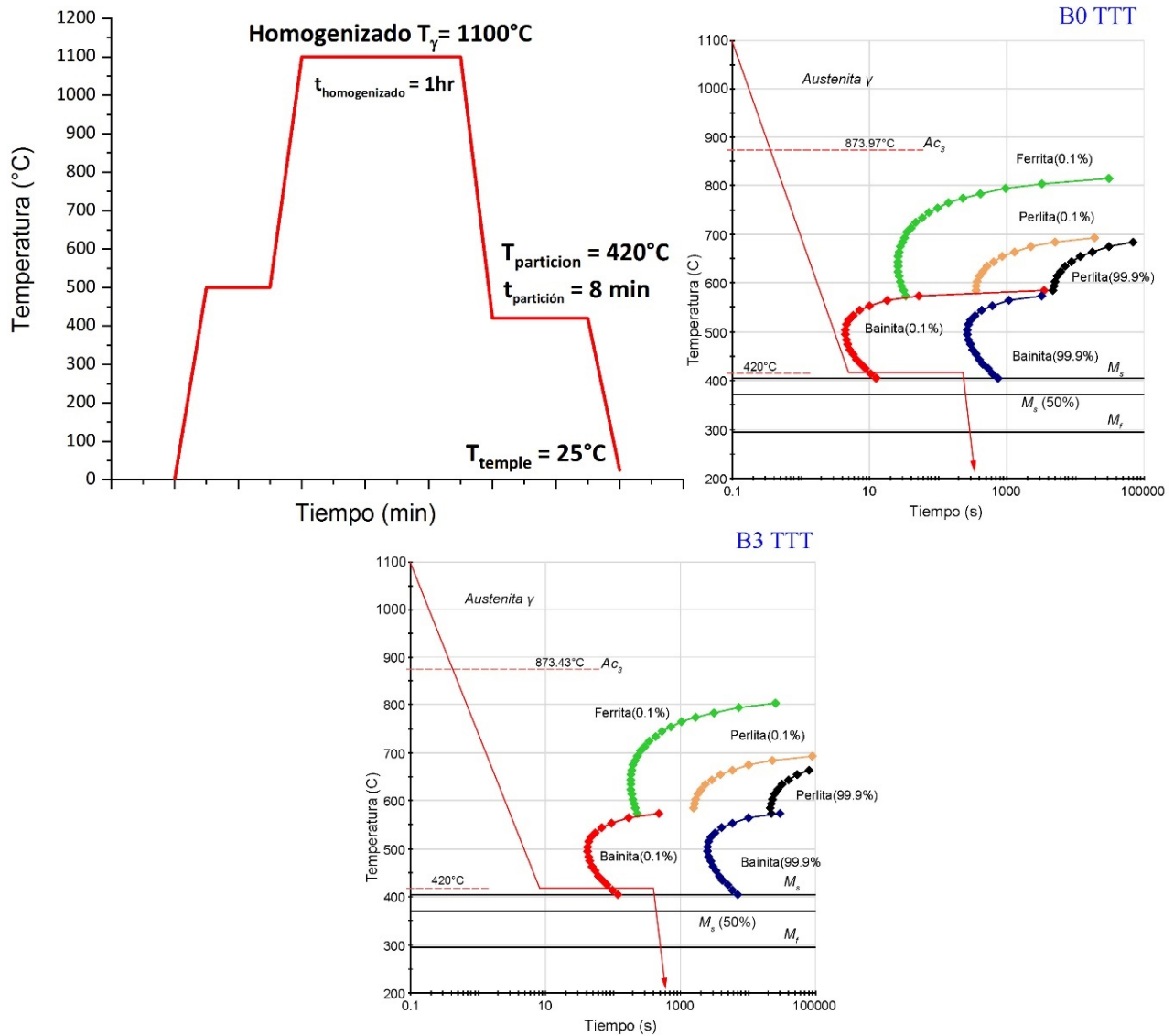


Figura 3. 24. Aplicación del concepto del tratamiento de Q&P de un paso para y CP-B3: a) Diseño del ciclo térmico, b) Aplicación del ciclo térmico sobre las curvas del diagrama de TTT del acero CP-B0 y c) Aplicación del ciclo térmico sobre las curvas del diagrama de TTT del acero CP-B3.

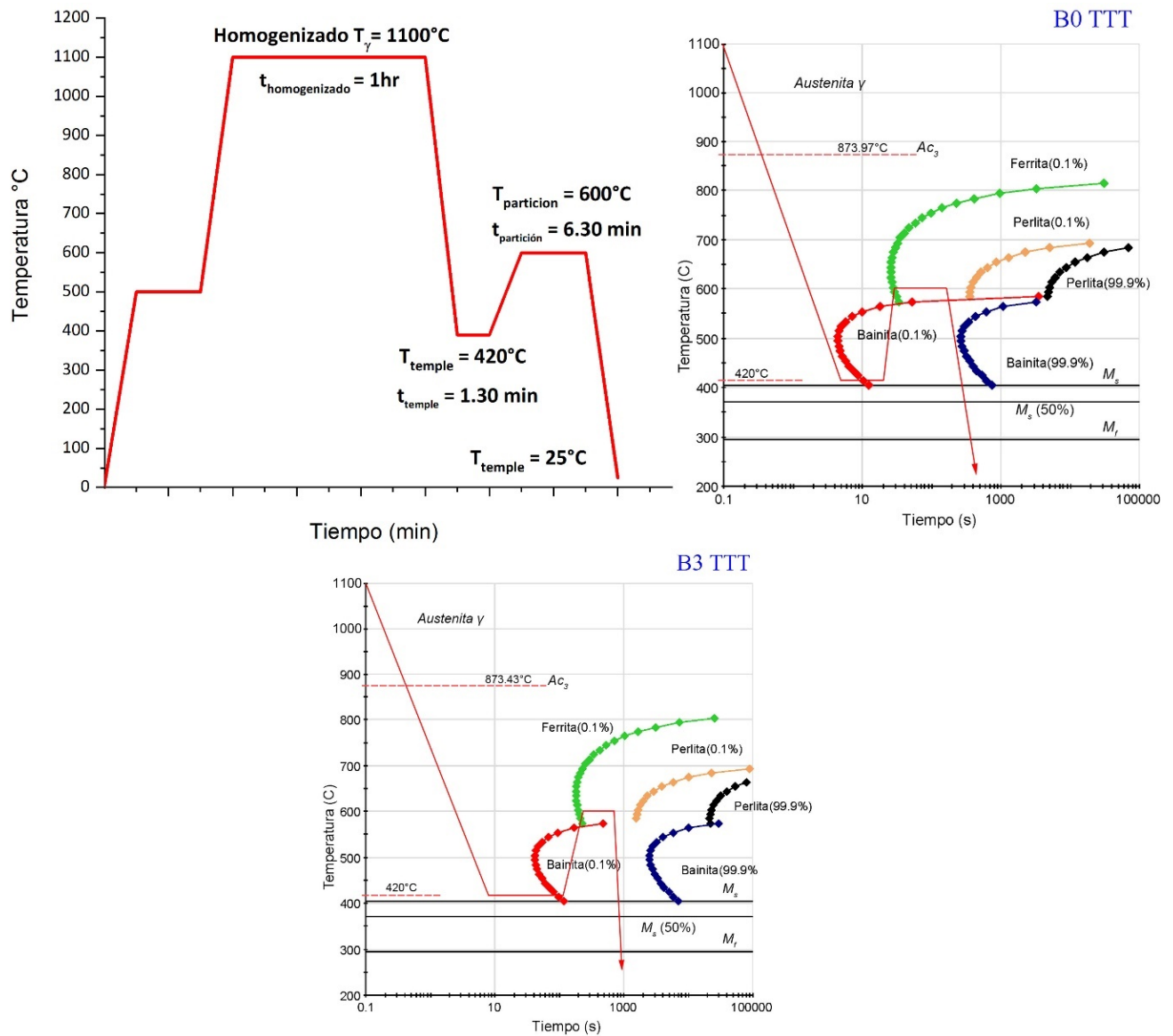


Figura 3. 25. Aplicación del concepto del tratamiento de Q&P de dos pasos para y CP-B3: a) Diseño del ciclo térmico, b) Aplicación del ciclo térmico sobre las curvas del diagrama de TTT del acero CP-B0 y c) Aplicación del ciclo térmico sobre las curvas del diagrama de TTT del acero CP-B3.

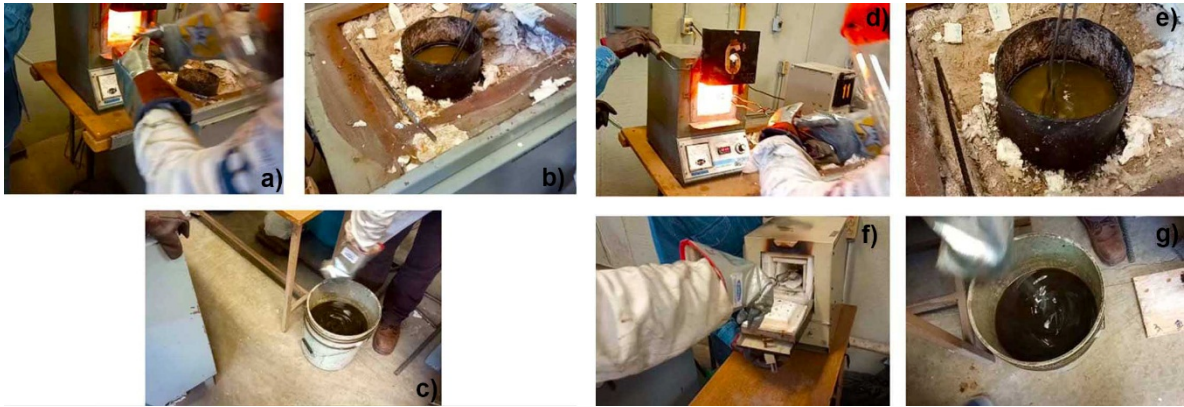


Figura 3. 26. Secuencia llevada a cabo para el desarrollo del tratamiento térmico de Q&P: a-c) Para CP-Q&P-P1 y d-g) Para CP-Q&P-P2.

Finalmente, en la **figura 3.27** se muestra el ciclo completo para el acondicionamiento de la microestructura a través de los tratamientos termo-mecánicos y térmicos que se realizaron a los dos aceros de fase compleja y muestra los cambios realizados por cada procedimiento desde su llegada con la estructura de colada, así como la reducción de un 95% de su espesor y los procedimientos térmicos para generar las fases propias de un acero de fase compleja.

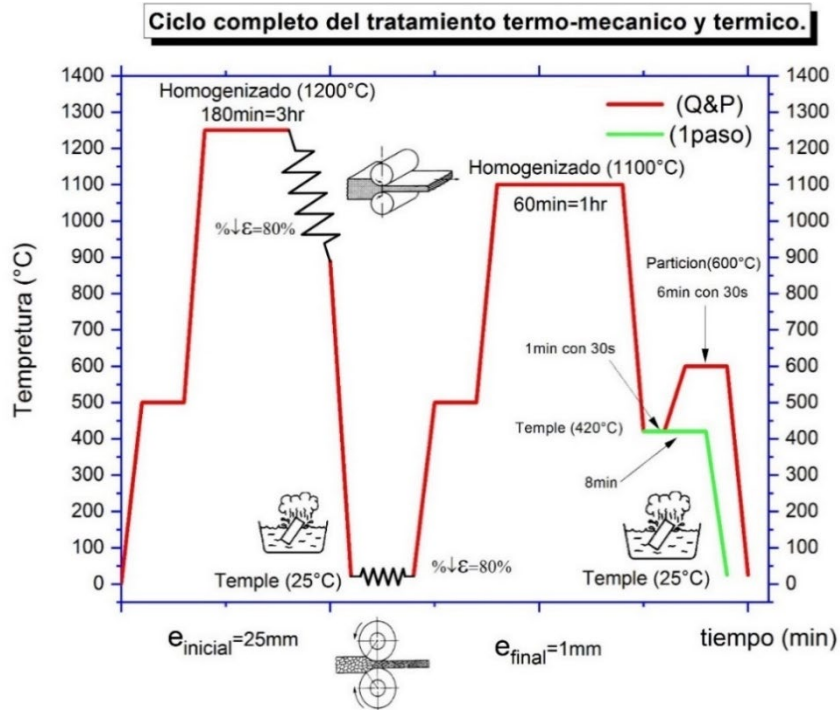


Figura 3. 27. Ciclo completo del tratamiento termo-mecánico y térmico que se realizó para los dos aceros de fase compleja de referencia y microaleado con boro.

3.9 Caracterización estructural y microestructural en la condición de temple y partición (Q&P).

3.9.1 Difracción de rayos-X.

A fin de obtener una descripción más completa de las fases y microestructuras que existen en nuestras probetas se utilizó la técnica de difracción de rayos que permite la identificación de fases cristalinas como la cantidad de ausenita retenida existentes en las probetas que fueron sometidas a los tratamientos térmicos. Se utilizó un difractómetro Bruker D8 Advance Eco como se muestra en la **figura 3.28** propiedad del IF-UNAM. Para ello, se cortaron probetas de 5x5x1 mm de acero CP-BO y CP-B3 en la condición de temple y partición, tanto de P1 como de P2, conteniendo un desbaste hasta grano 600 para obtener una superficie regular y uniforme. Las mediciones se llevaron a cabo en el rango de 20 a 120° en 2θ , empleando un filamento de Cu, donde la velocidad del ensayo fue de 0.02°.



Figura 3. 28. Difractómetro Bruker D8 Advance Eco.

3.9.2 Preparación metalográfica.

Par la preparación metalográfica de los aceros CP-Q&P-P1 y CP-Q&P-P2 se utilizó para el desbaste convencional y pulido con pasta de diamante. Por último, se utilizó silica coloidal de 60 nm para el pulido fino empleando una velocidad de 250 rpm en el disco de la pulidora. Así mismo, se utilizó un paño de neopreno, especial para el uso de silica coloidal, previamente limpiado a vapor para eliminar partículas que puedan rayar la probeta al pulir. El tiempo de pulido fue de una hora, esto con la intención de generar una superficie altamente preparada y así garantizar la mayor definición microestructural tras el ataque químico. En la **figura**

3.29 se muestran detalles del equipo y del paño de pulido. Cabe resaltar que las muestras se limpiaron con agua destilada, alcohol etílico y aire caliente. Para una limpieza más profunda, que elimine las partículas del agente abrasivo, se hace uso del baño ultrasónico durante 15 min, seguido de un secado con aire caliente.

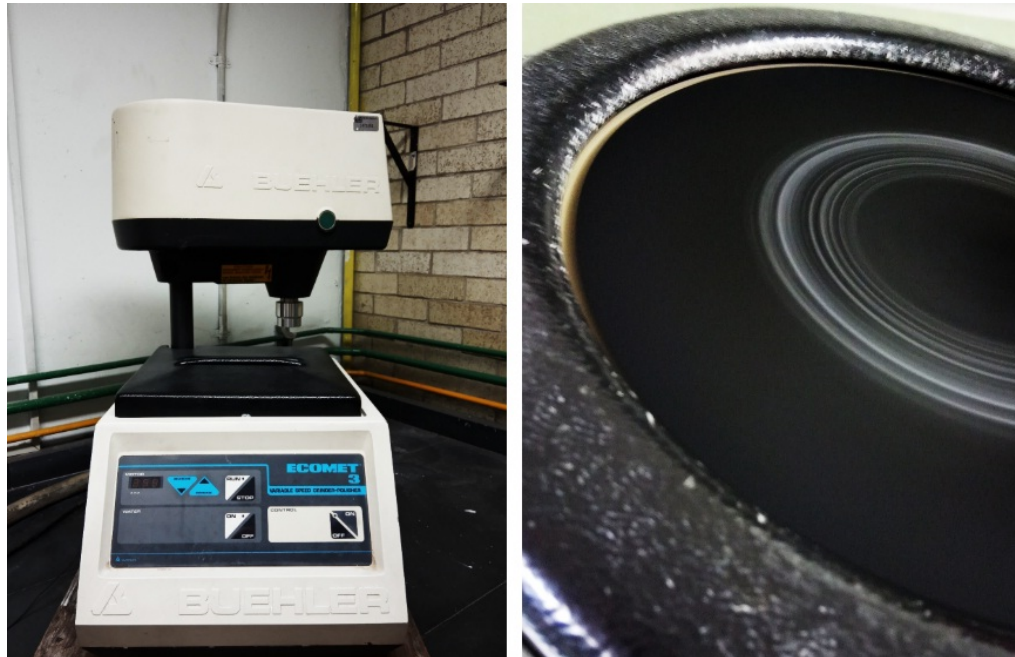


Figura 3. 29. Pulidora metalográfica y paño de neopreno.

3.9.4 Ataque químico.

Una vez finalizada la etapa de preparación metalográfica, se procedió a diseñar la matriz de experimentos para el ataque químico para revelar la microestructura final del tratamiento térmico de temple y partición, empleando el reactivo de Lepera, donde los retalles para este fin se resumen en la **Tabla 3.6**. Para esto, el ataque químico se efectuó a una temperatura de 70 °C, también tanto el ácido pícrico con el alcohol y el metabisulfito con agua se calentaron en recipientes aparte y al llegar a la temperatura deseada se mezclaron las dos soluciones sin dejar que la solución disminuya su temperatura se sumergió la probeta por 20 s y luego se retiró del agente de ataque. Antes y después de los ataques las probetas se limpiaron con agua destilada, alcohol y aire caliente. Para una limpieza más profunda, que elimine polvo o restos de abrasivo y el exceso de los reactivos que se utilizaron para atacar e impedir un sobre ataque, también se hace uso del baño ultrasónico durante 15 minutos, seguido de un secado con aire caliente.

Tabla 3. 6. Reactivos de ataque químico para el revelado de la microestructura y tamaño de grano austenítico.

Agente	Reactivo	Preparación	Temperatura	objetivo	Tiempo de ataque
Lepera	1g de ácido pícrico $C_6H_2OH(NO_2)_3$ 1g de metabisulfito de sodio $Na_2S_2O_5$ 25ml de alcohol etílico 25ml de agua destilada	Se pesan en diferentes recipientes el ácido y el $Na_2S_2O_5$ y se agrega el alcohol al ácido y el agua destilada al $Na_2S_2O_5$, se calientan. Al alcanzar la temperatura requerida se vierte la solución de $Na_2S_2O_5$ y agua destilada al recipiente de ácido y alcohol	70 °C	Revelar microestructura	20 s

3.9.3 Microscopía óptica.

Para la observación de la microestructura después del tratamiento térmico de Q&P se utilizó un microscopio óptico Olympus PMG 3 (anteriormente mostrado en la **figura 3.15**). Así, se tomaron 5 micrografías a 500 y 1000 aumentos, también para medir el tamaño de grano y observar la cantidad y los detalles de las microestructuras resultantes en las muestras.

3.9.5 Microscopía electrónica de barrido.

Con el fin de complementar las micrografías obtenidas por la microscopía óptica y caracterizar más a fondo las microestructuras formadas tras el tratamiento de Q&P, se empleó un Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) de Ultra-Alta Resolución JSM-7800F Schottky Field Emission Scanning Electron Microscope (JEOL), propiedad del IF-UNA, como se muestra en la **Figura 3.30**. Para tal fin, se realizaron microanálisis químicos por EDS (Energy Dispersive Spectrometry, por sus siglas en inglés) de dos formas: i) mapeo químico elemental y ii)

análisis químico puntual. El primero arroja la composición química cualitativa de un área en particular, mientras que el segundo sirve para la obtención de la composición química de un punto en específico. Dichos microanálisis fueron realizados bajo la modalidad de BSE (Backscattered Electrons, por sus siglas en inglés).



Figura 3. 30. Microscopio Electrónico de Barrido de Ultra-Alta Resolución JSM-7800F.

3.10 Caracterización mecánica en la condición de temple y partición (Q&P).

3.10.1 Ensayos de microdureza HV.

Para realizar este ensayo se utilizó un microdurómetro Vickers FUTURE TECH modelo F11-7 como se muestra en la **figura 3.31**, con un indentador de punta de diamante, empleando una carga de 100 gf y un tiempo de carga de 10s. Los ensayos se realizaron en las superficies de las muestras CP-B0-Q&P de un paso y de dos pasos y CP-B3-Q&P de un paso y de dos pasos; realizándose siete indentaciones separadas cada una de ellas entre sí por 100 μm en línea recta muestra. Esto se hizo con el fin de obtener un perfil de durezas y poder observar la variación de durezas a lo largo de la microestructura de los aceros.

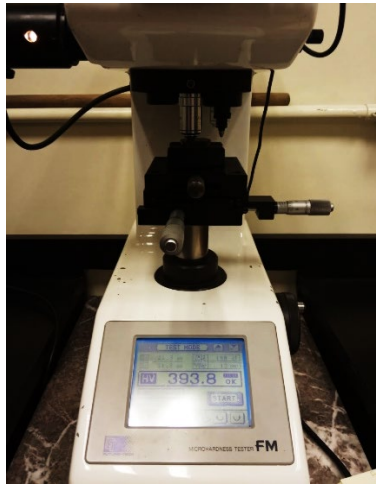


Figura 3. 31. Microdurómetro Vickers FUTURE TECH modelo F11-7.

3.10.1 Ensayos de tracción.

La resistencia mecánica se determinó mediante ensayos de tracción usando una máquina de ensayos universal marca MTS modelo QTEST/100 (ver **figura 3.32**) a temperatura ambiente y a una velocidad de deformación de 0.001 s⁻¹. La probeta fue maquinada de acuerdo con el apartado de sección reducida de la norma ASTM E8 [30] (ver **figura 3.33**).

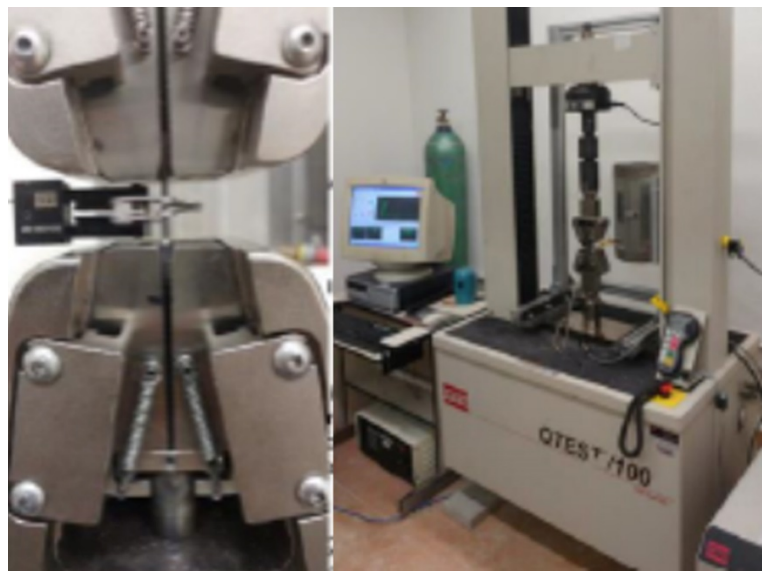


Figura 3. 32. Máquina de ensayos universal MTS QTEST/100.

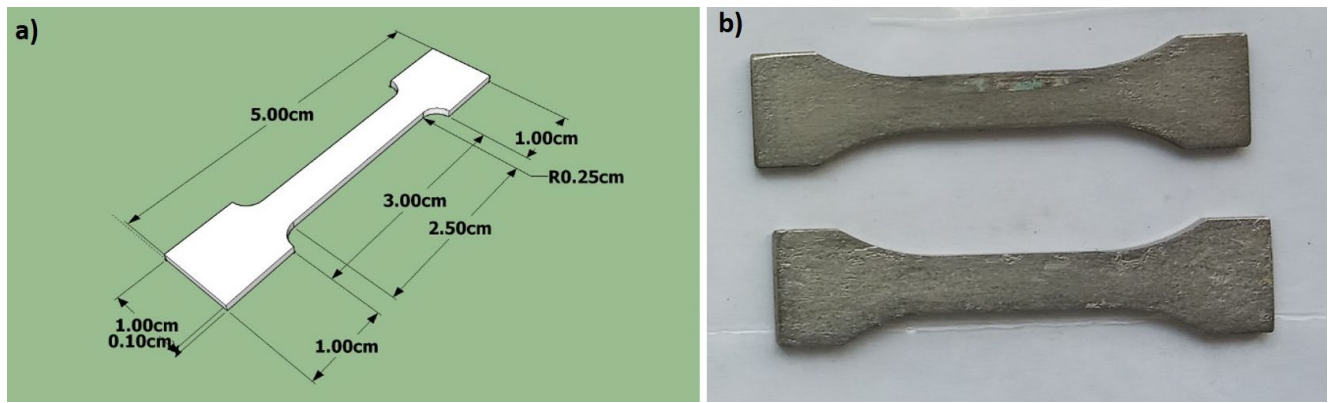


Figura 3. 33. a) Dimensiones de probetas para el ensayo de tracción y b) Probeta final para el ensayo de tracción.

CAPÍTULO IV:

RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

4.1 Resultados del análisis químico.

En la **Tabla 4.1** se muestra la composición química del acero avanzado de alta resistencia de fase compleja (CP) y microaleado por separado con B. Se puede observar que no existe una variación significativa con la composición química propuesta para la fabricación del acero, mostrada en la **Tabla 3.1** del capítulo anterior. Así mismo, se resalta que el valor tanto de P y S se ve por debajo de la composición química propuesta. y, como bien se conoce, el azufre y el fósforo son impurezas que debilitan en gran medida las propiedades mecánicas del acero. También, el contenido de boro se ajusta de manera cerrada al propuesto de 60 ppm; esto demuestra que se efectúa una buena adición del boro en el proceso de fabricación de acero de fase compleja.

Tabla 4. 1. Resultados del análisis químico por espectrometría de emisión óptica.

Acero CP	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Nb	Ti	V	B	Fe
CP B0	0.165	0.595	1.93	0.022	0.031	0.447	0.401	0.12	0.012	0.068	0.151	0.018	0.01	-	Bal.
CP B3	0.16	0.591	1.94	0.023	0.03	0.449	0.397	0.12	0.01	0.067	0.156	0.014	0.011	0.006	Bal.

4.2 Resultados de la predicción de formación de fases y curvas TTT.

Se puede observar en la **figura 4.1a** que para el acero CP-B0, la zona líquida a altas temperaturas de 1600 °C. A medida que la temperatura disminuye se obtiene el primer sólido en ferrita- δ (1507 °C), Posteriormente la fase austenita- γ se forma a los 1477 °C, como producto de la descomposición de la ferrita- δ , manteniéndose hasta 700 °C. Finalmente, la fase ferrita- α se forma por la transformación que sufre la fase de austenita- γ . De tal manera que se puede seguir el modo de solidificación mostrado en la **ecuación 4.1**. Así mismo, se muestra en la **figura 4.1b** la formación carburos complejos tales como el M_7C_3 , el cual comienza a formarse a una temperatura de 620 °C; o el $M_{23}C_6$ a 710 °C, y la formación de un fosfuro M_2P a 478 °C. Estos carburos se forman después de la transformación de austenita a ferrita que son temperaturas por debajo de la línea Ac_3 y, como se observa el diagrama de fases que se forman a porcentajes bajos (0-2%). La precipitación de estos carburos también depende del mismo procesamiento térmico y termo-mecánico del acero. También se muestra en la **figura 4.1c**, la formación de carburos y precipitados a altas temperaturas como $M(C,N)$ a 1320 °C y $Ti_4C_2S_2$ a 1447 °C, donde estos carburos se forman casi al comienzo de la solidificación, que empieza a una temperatura de 1449 °C, con un porcentaje en peso menor entre (0-0.2%). Por otra parte, la formación de MnS también se da un poco antes de la solidificación del acero a 1460 °C y, que permanece constante hasta temperatura ambiente, con una fracción en peso de 0.06%. La formación de este sulfuro perjudica en las

propiedades mecánicas del acero y se evita únicamente reduciendo el contenido de S durante adición de la materia prima para la fusión. Además, en la **figura 4.1c** se indica la presencia de fosfuros como los M_2P , M_6C , M_3P a bajas temperaturas, por debajo de los 500 °C. Estos precipitados pueden beneficiar las propiedades mecánicas como la dureza del acero, esto lo genera por el endurecimiento al obstaculizar el movimiento de las dislocaciones. Las principales consecuencias prácticas de la presencia de partículas precipitadas de carburos como $M_{23}C_6$, M_2P , MnS , $M(C,N)$, $Ti_4C_2S_2$, M_2P , M_6C es la reducción de las propiedades mecánicas, especialmente ductilidad y tenacidad, sobre todo cuando éstos se alojan en los límites de grano.

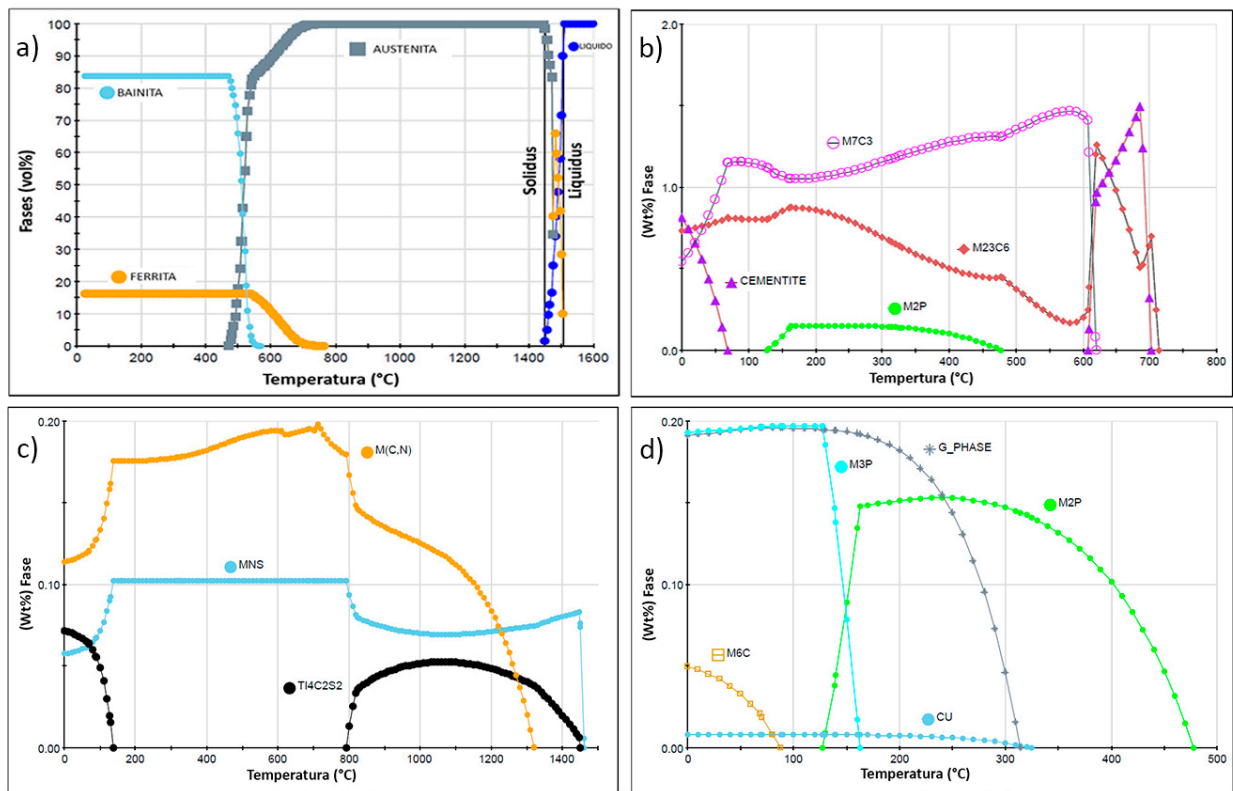
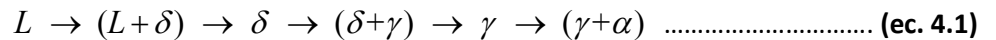


Figura 4. 1. Fracción porcentual de las fases formadas en el acero de fase compleja (CP-B0) y de segundas fases precipitadas durante el enfriamiento: a) fases principales, b) M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_2P c) MnS , $M(C,N)$, $Ti_4C_2S_2$, y d) M_2P , M_6C , M_3P .

En la **figura 4.2a** se observa la temperatura de inicio de solidificación por el acero CP-B3 que comienza a una temperatura de 1420 °C. Esta temperatura cambia para cada acero debido a la presencia de boro. Se ha observado que al incrementarse la cantidad de boro se abre la zona bifásica $L+S$ [62], es decir, hace que ésta aumente. Los boruros M_3B_2 que se muestran en la **figura 4.2c**, el cual comienza la precipitación a 830 °C, aumenta su concentración conforme disminuye la temperatura. También se observa la presencia de carboboruros del tipo MB_2C_{32} que precipitan a una temperatura de 1320 °C y que solo existe a temperaturas altas y desaparece a la temperatura de 790 °C. De igual manera, también se forman a porcentajes bajos de peso en un rango de 0 a 0.2%. Estos dos precipitados afectan las propiedades mecánicas del acero de igual manera que los carburos y, a su vez, aumentan el endurecimiento del material. En la **figura 4.2d** se observa los mismos precipitados que acero CP-B0, con la diferencia de los precipitados ya mencionados. A pesar de la cantidad de boruros formados, su fracción en volumen no es significativa, presentando un porcentaje en peso de 0.02%, como valor máximo.

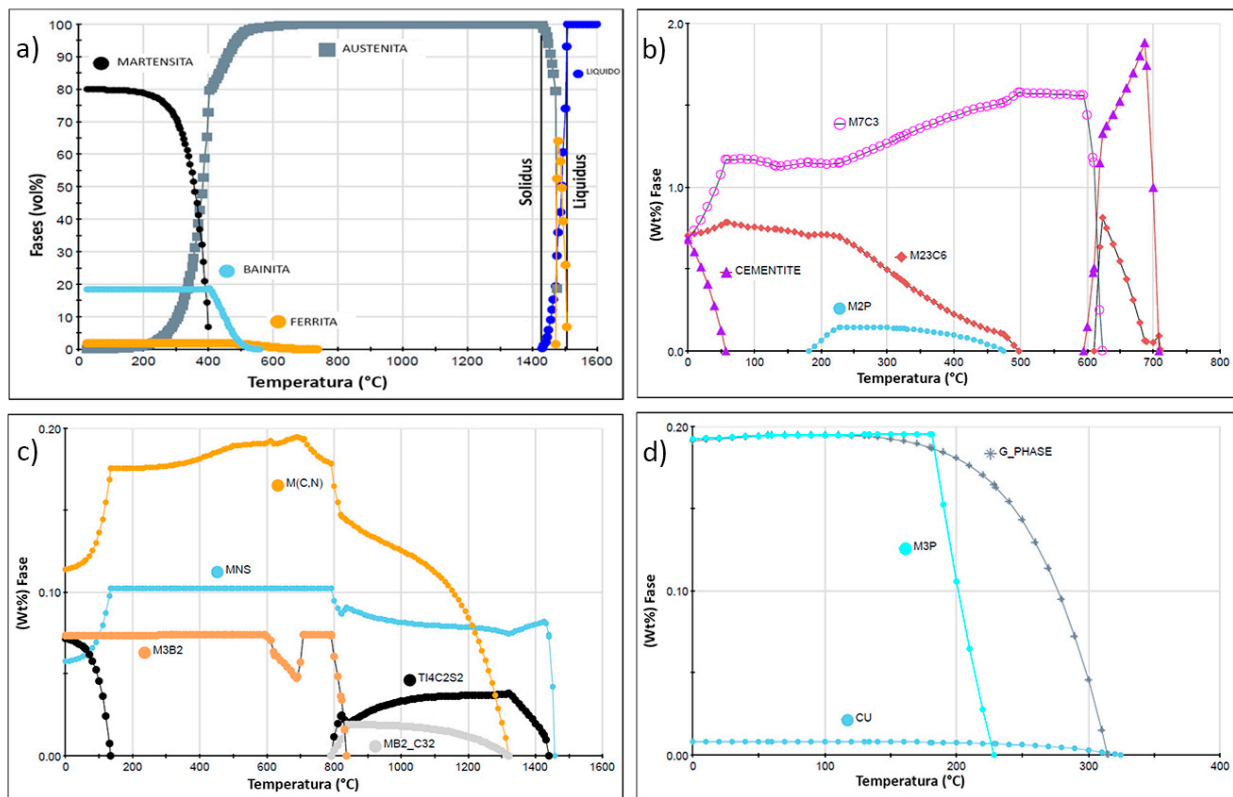


Figura 4. 2. Fracción porcentual de fases precipitadas en el acero de fase compleja B3 y de dobles fases precipitadas: a) fases precipitadas, b) M_7C_3 , $M_{26}C_6$, c) MnS , M_3B_2 , $Ti_4C_2S_2$, MB_2C_{32} , $M(C,N)$ y d) M_3P .

A saber, diferentes compuestos precipitados ricos en B se pueden formar durante la fabricación y el posterior procesamiento de los aceros que son aleados o microaleados con B [63]. Por esta razón es conveniente calcular y/o determinar las temperaturas de su formación, composición y fracción volumétrica. Si la práctica de desoxidación se ha realizado apropiadamente, se reduce la incidencia de óxidos de boro, ya que el B tiene una gran afinidad por el oxígeno, más grande que en el caso del V, Ta, Mn, Cr y el mismo Fe. En dado caso, se prefiere usar un elemento de sacrificio que represente en la formación de precipitados menos perjudiciales para el comportamiento del acero, como lo son el Ti, Si, Ce, Al y Zr [64]; permitiéndose así aumentar la disponibilidad de B libre en su forma atómica para que se disuelva en la matriz del acero, inclusive cuando está presente el nitrógeno. Por lo tanto, cuando bajos se tienen bajos niveles tanto de oxígeno como de nitrógeno, el boro puede precipitar en la forma de carburos de boro como lo son el $M_3(B,C)$ (un tipo de boro-cementita) [65] y como $Fe_{23}(B,C)_6$ en el caso de los aceros microaleados de bajo contenido de C. En este último caso, la presencia de elementos tales como el Cr, Mo y Nb fomentan la formación de dicho compuesto [66]. Así mismo, precipitados complejos, como lo es el $Fe_{23}(B,C)_6$ se pueden formar alrededor de partículas como el MnS o el mismo TiN [63]. Con esto se ha elucidado que el B segrega más rápido de esta última forma que en el límite de grano. En un rango óptimo de entre 10 a 100 ppm, las diferentes formas en que se puede encontrar al B son: a) Boro precipitado como $M_{23}(B,C)_6$, b) Combinado con el N como BN, c) Como elemento intersticial en solución sólida, d) Como un óxido, pero usualmente en bajas cantidades. Entonces, se ha demostrado que el compuesto $M_{23}(B,C)_6$ es una de las formas más comunes que se pueden encontrar en aceros con 0.05-0.25% C y 0-130 ppm de B [67]. De igual manera, ha sido reportado que sólo el B soluble puede segregar y entonces precipitar después como $M_{23}(B,C)_6$ en los límites de grano [68].

En el caso de cuando se ejecuta un tratamiento térmico, el compuesto $M_{23}(B,C)_6$ se manifiesta usualmente antes de la transformación de austenita a martensita y éste puede actuar como sitio de nucleación para la formación de la ferrita e inclusive de la bainita [69].

4.3 Resultados de la difracción de rayos-X en la condición de colada.

En la **figura 4.3** se muestra los patrones típicos de difracción de rayos-X del acero de fase compleja CP-B0 y CP-B3 en condiciones de colada. Como se puede observar en el **inciso (a)**, las fases constituyentes en la condición colada son principalmente ferrita- α , se puede observar que la cantidad de ferrita- α en los dos diagramas es prácticamente la misma a diferencia del diagrama mostrado en el **inciso (b)**, en donde existe la presencia de un

pico de austenita- γ [111]. Esto se atribuye al efecto que tiene el boro para estabilizar a la austenita y suprimir la transformación de la austenita- γ a ferrita- α [70].

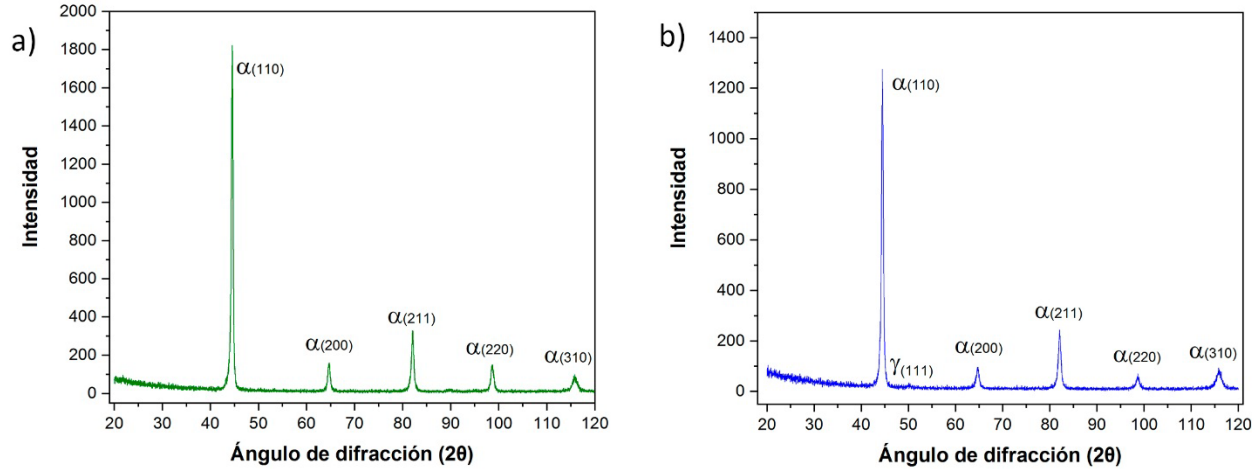


Figura 4. 3. Patrones de difracción de rayos-X de los aceros CP en condición de colada: a) CP-B0 y b) CP- B3.

4.4 Resultados de la medición de tamaño grano austenítico en la condición de colada.

En la **figura 4.4** se observan los valores promedios de los dos aceros CP-B0 y CP-B3. Sin embargo, es de esperarse que el acero CP-B0 tuviera un mayor tamaño de grano austenítico aún y cuando están presentes los elementos de Nb y Ti, que son fuertes refinadores de grano, el Ti con mayor efecto de refinación de los dos. Es evidente que el B tiene el mayor efecto refinador, lo cual ha provocado un refinamiento del grano en el acero CP-B3 con un valor promedio de 140.37 μm , en comparación con B0 con un valor promedio de 206.54 μm . Este refinamiento es debido a la formación de precipitados de los cuales se forman en los límites de grano durante la transformación austenítica- ferrítica lo que impide la nucleación de ferrita aunado al mismo efecto de anclaje. Recientemente se reportó que en aceros austeníticos con alto contenido de Mn (aceros TWIP) microaleados con B, el B tiene un efecto refinador en la estructura de colada, actuando a través de un mecanismo inoculante [71]. Así mismo, el dato arrojado por la norma ASTM, el tamaño de grano es muy cercano al que teóricamente se utilizó en el programa JMatPro para calcular las curvas TTT. Así, experimentalmente CP-B0 tiene un tamaño de grano ASTM de 1.5 y CP-B3 de 2.5. Adicionalmente se resalta que elementos de transición tales como el Nb, Ti, Mo tiene poder inoculante y promueven el refinamiento de la estructura granular del acero [72]. Cuando se obtiene una estructura burda, la fundición puede sufrir una

disminución de su resistencia al agrietamiento en caliente, por lo tanto, afectando la trabajabilidad en caliente y, además, disminuyendo las propiedades mecánicas.

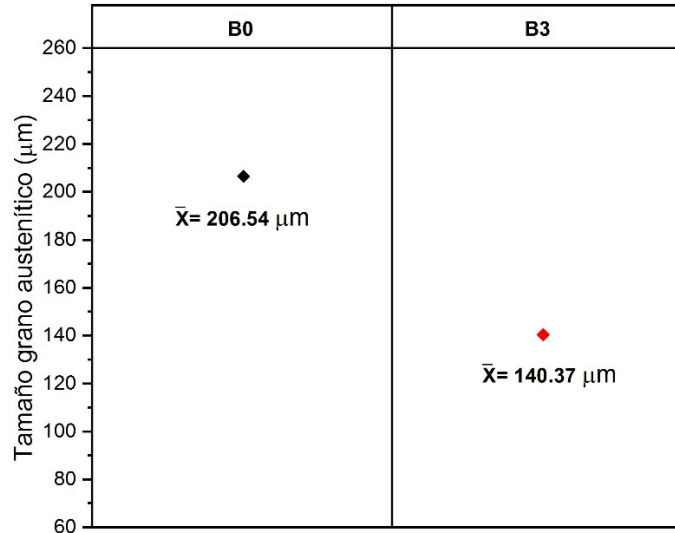


Figura 4. 4. Perfil promedio del tamaño de grano austenítico en los aceros CP en condición de colada.

Adicionalmente, la **figura 4.5** contiene las micrografías de la estructura de colada de los aceros CP-B0 y CP-B3. La micrografía del **inciso (a)** muestra una morfología más alargada de los granos; en cambio, la micrografía del **inciso (b)** muestra una morfología de granos equiaxiales debido al extra poder refinador del boro, dado que también el Nb y el Ti actúan como refinadores de grano. Por lo tanto, se asume que este parámetro microestructural no influirá en la cinética de precipitación y transformaciones de fase de los aceros CP, es decir, los resultados serán efecto exclusivo del contenido de boro en los aceros.

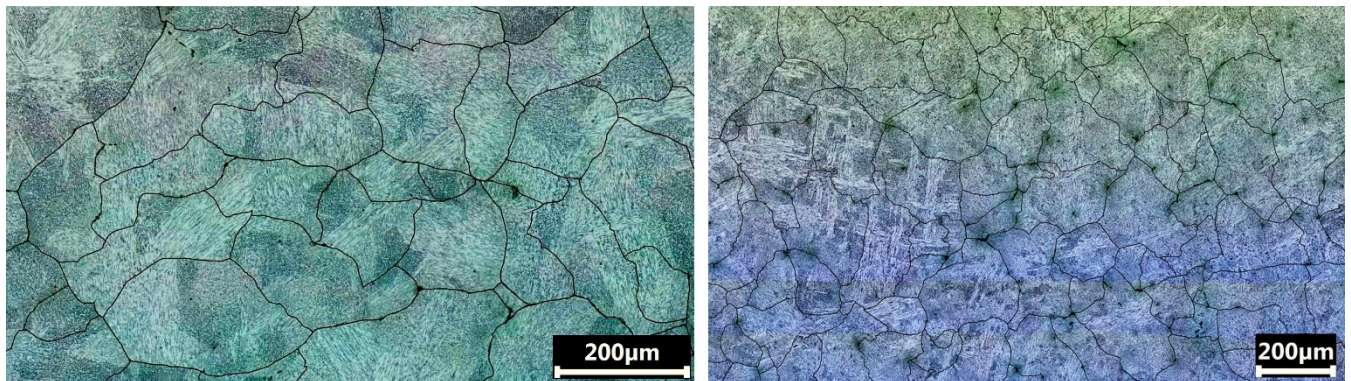


Figura 4. 5. Estructura de colada revelando el tamaño de grano austenítico: a) CP-B0 y b) CP-B3.

4.5 Análisis del porcentaje de transformación martensítica.

La **figura 4.6** muestra las temperaturas críticas teóricas de la transformación de martensita con el software JMatPro, M_s es la temperatura a la cual comienza a formarse la martensita y M_f es temperatura a la cual se completa la transformación en austenita a martensita. Los datos obtenidos por el programa JMatPro para el acero CP-B0 indican que el comienzo de la transformación martensítica (M_s) comienza a 355.5 °C y la transformación termina (M_f) a una temperatura de 293.5 °C, indicando adicionalmente que la $M(50\%)$ es a 370.8 °C. Por otro lado, para el acero CP-B3 la M_s comienza 352.8 °C y la M_f termina a 294.1 °C, con una $M(50\%)$ a 371.3 °C; observándose que no existe mucha diferencia entre ambos aceros respecto de los valores de M_s y M_f , pero si en la templabilidad, al ampliarse el tiempo disponible para templar el acero de 10 a 50 s, como consecuencia del contenido de boro. La razón de la ganancia de templabilidad es que los átomos de boro segregan a los límites de grano de la austenita por un mecanismo de no-equilibrio [73].

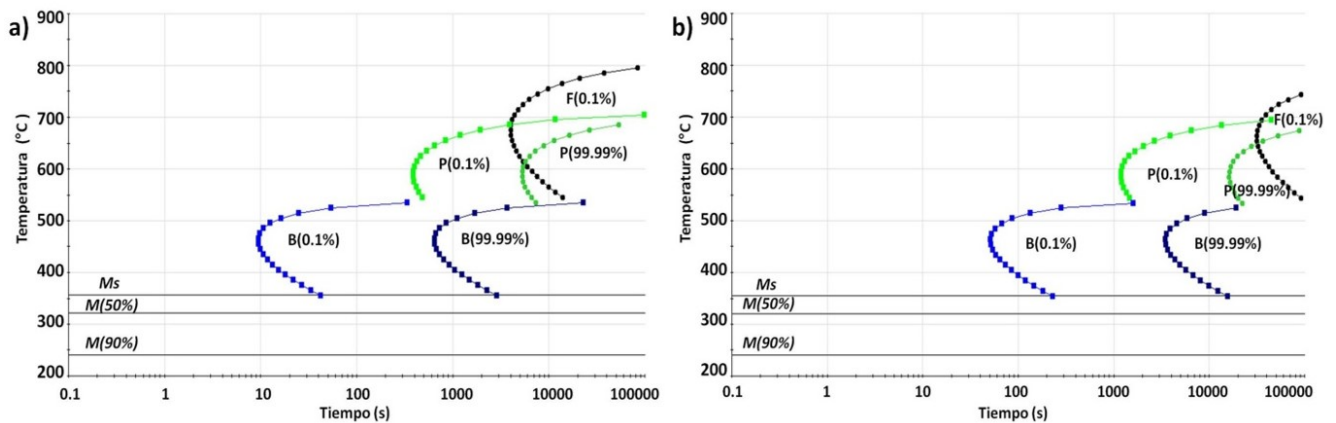


Figura 4. 6. Curvas TTT teóricas mostrando las temperaturas críticas: a) CP-B0 y b) CP-B3.

En la **figura 4.7** se muestran las curvas experimentales de dilatometría obtenidas para el acero estudiado en función de la velocidad de enfriamiento y del contenido de B. Se puede apreciar que, para el acero CP-B0, la M_f experimental está a una temperatura de 240 °C, M_s a una temperatura de 400 °C y $M(50\%)$ a una temperatura de 335 °C. Para el caso del acero CP-B3, la M_f experimental se encuentra a 300 °C, M_s a una temperatura de 420 °C y $M(50\%)$ a una temperatura de 360 °C. Con estos datos experimentales se procedió a generar el diseño de los tratamientos térmicos de Q&P aplicados a los aceros de fase compleja. Haciendo la comparación de los datos de transformación martensítica teóricos con los datos experimentales, se observa que existe un rango de

diferencia afectado por la adición de B, ya que éste suprime la transformación de austenita a ferrita. Así mismo, la **Tabla 4.2** resume los valores de las temperaturas intercríticas para los aceros CP-B0 y CP-B3.

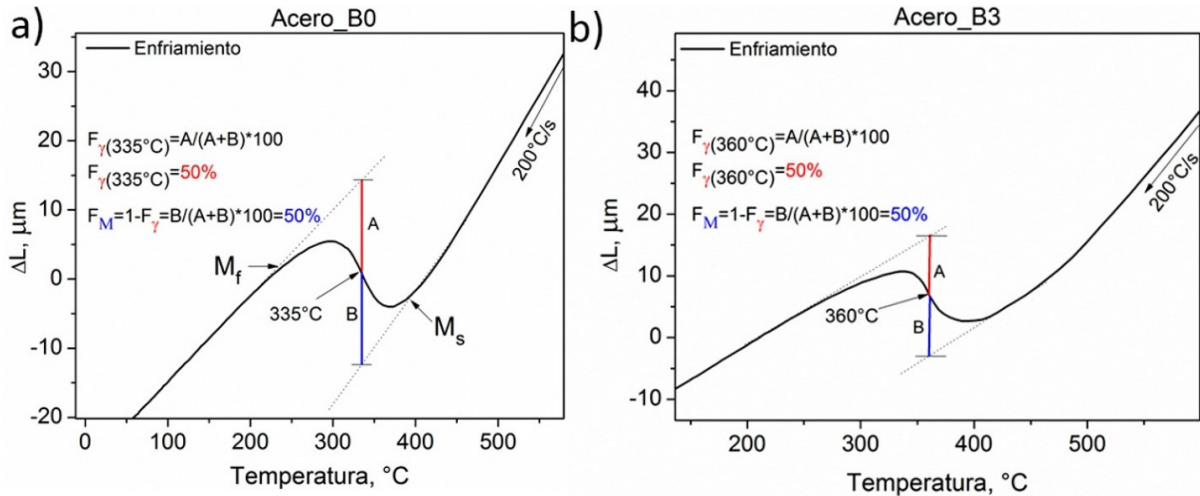


Figura 4. 7. Curva experimental de dilatometría para la transformación martensítica: a) CP-B0 y b) CP-B3.

Tabla 4. 2. Resumen de los valores experimentales de las temperaturas intercríticas en el acero CP.

Acero	$Ac_1, ^{\circ}\text{C}$	$Ac_3, ^{\circ}\text{C}$	$M_s, ^{\circ}\text{C}$	$M_f, ^{\circ}\text{C}$
CP-B0	733	831	398	234
CP-B3	738	873	410	263

Por un lado, se sabe que la temperatura de transformación martensítica (M_s) es función del contenido de los elementos aleantes en el acero en el campo de la austenita, a alta temperatura, Entonces, la M_s se puede relacionar con la composición de la aleación que puede alterar su valor; efecto notorio que genera el boro en el acero CP. Por otro lado, es función del mismo tamaño de grano de la austenita cuando la fase de martensita empieza a nuclear. La martensita se forma como placas o hojuelas dentro de los granos de austenita. Así, el número de placas de martensita detectables por unidad de volumen dentro de la austenita está relacionado con el tamaño de grano de ésta. Por lo tanto, si se tiene un grano fino de austenita, existen más sitios de nucleación para la martensita, por lo que este factor también influye en el valor de la M_s [74].

4.6.3 Resultados de la difracción de rayos-X en la condición de temple y partición (Q&P).

En la **figura 4.8** se muestran los patrones de difracción de rayos-X del acero de fase compleja CP-B0 y CP-B3 con el tratamiento térmico de Q&P, tanto de P1 y como de P2. De ellos, se puede apreciar la presencia de las fases de ferrita- α y austenita- γ en todos los casos. También se puede decir que en los aceros CP-B3 con P1 y P2 hay una mayor presencia de austenita retenida que en los aceros CP-B0, y que en el P1 del tratamiento Q&P hay mayor cantidad de austenita retenida debido al efecto del boro. Los picos mostrados en todos los casos corroboran las presencias de la fase austenita retenida (AR- γ) a temperatura ambiente, tal y como se aprecia en los picos de la austenita y ferrita, esto debido al tratamiento de dos pasos que genera la aparición de más fases, en la que resalta la estructura BCT – body-centered tetragonal (BCT, 14/mmm) [75]. Esta fase BCT se forma como consecuencia del recalentamiento (donde crece su fracción volumétrica a más alta temperatura) en P2 para llevar a cabo la partición.

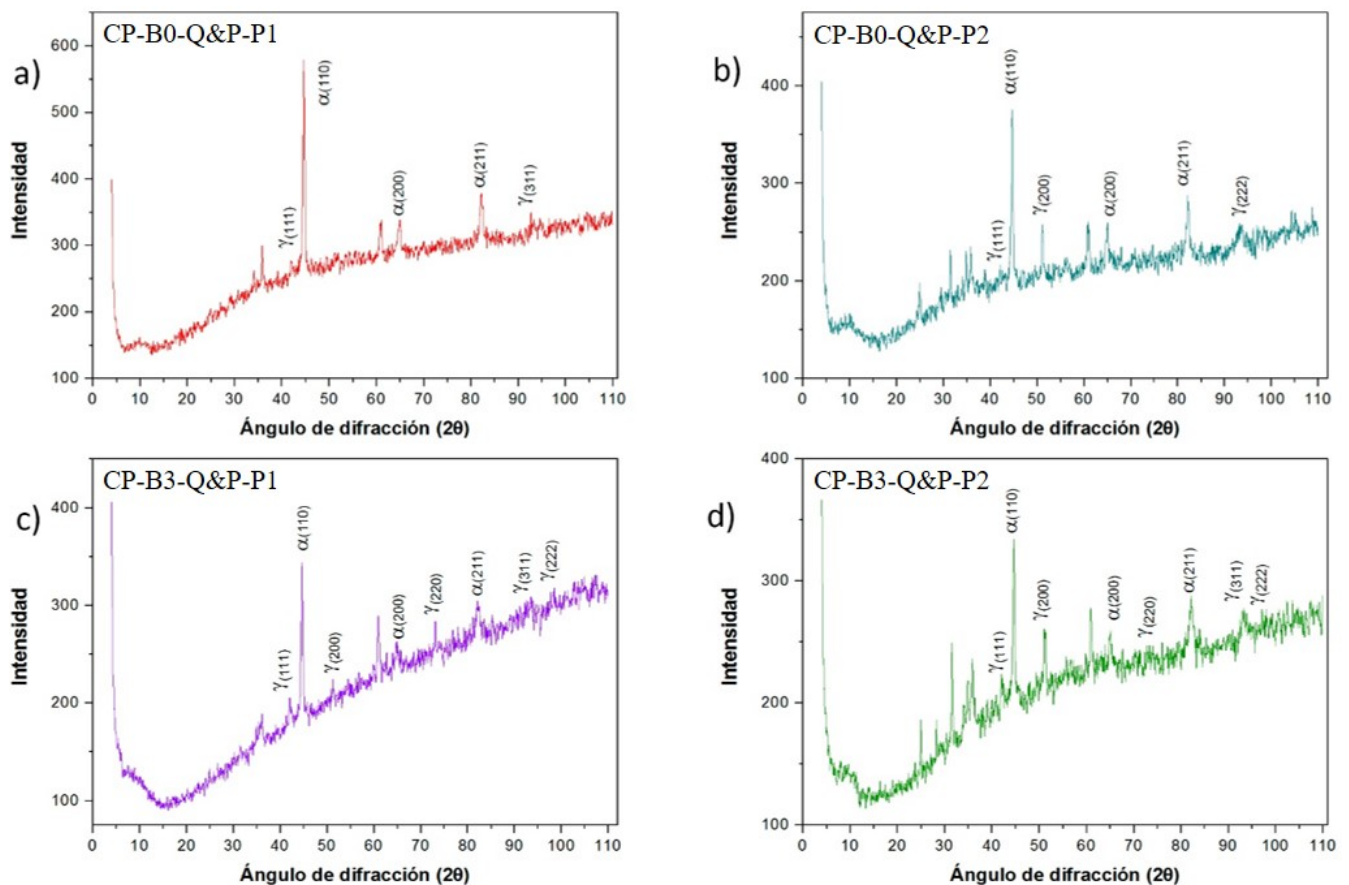


Figura 4. 8. Patrones de difracción de rayos-X de los aceros de fase compleja (CP) con tratamiento térmico de temple y partición: a) CP-B0-Q&P-P1, b) CP-B0-Q&P-P2, c) CP-B3-Q&P-P1, d) CP-B3-Q&P-P2.

Lu y col. [76] han obtenido información parecida en su estudio del tratamiento de Q&P en un acero de medio contenido de C. Se resalta que la AR- γ obtenida a temperaturas más altas durante el temple es menos estable debido a la cantidad relativamente alta de proporción de AR- γ con insuficiente partición de C. Entonces, como consecuencia de su baja estabilidad, ésta tiende a descomponerse durante el paso de la partición, formándose fases como ferrita o martensita secundaria.

4.7 Resultados de la caracterización microestructural en la condición de temple y partición (Q&P).

Con el objetivo de identificar la microestructura de cada acero tras el tratamiento térmico lleva a cabo bajo el concepto de temple y partición (Q&P), inicialmente, se efectuó un primer análisis por medio de microscopía óptica. Gracias a esto fue posible la identificación de las fases y los microconstituyentes en los aceros (CP-B0 y CP-B3). La microestructura que se obtuvo en cada uno de los aceros con cada uno de los tratamientos térmicos arrojó diferentes morfologías en los microconstituyentes y fases, tales como bainita, martensita, austenita retenida y ferrita. La presencia de perlita es muy difícil de distinguir esto debido a la presencia de la bainita y al bajo contenido de carbono del acero. Se presume su existencia en la matriz, pero en cantidades muy menores. La **figura 4.9** muestra la microestructura del acero CP-B0-Q&P-P1, indicando una matriz bainítica con islas mayores compuestas de austenita retenida y, en menor fracción, islas de ferrita. La morfología de las microestructuras es diferente, por ejemplo, la austenita retenida se puede observar cómo burda y alargada en color café claro, mientras que la ferrita es fina en color claro brillante. Así mismo, las regiones oscuras cargadas corresponden a la martensita, que tiene forma de listones y la microestructura remanente, en colores cafés claros y verdosos, corresponde la bainita, que es la matriz del acero.

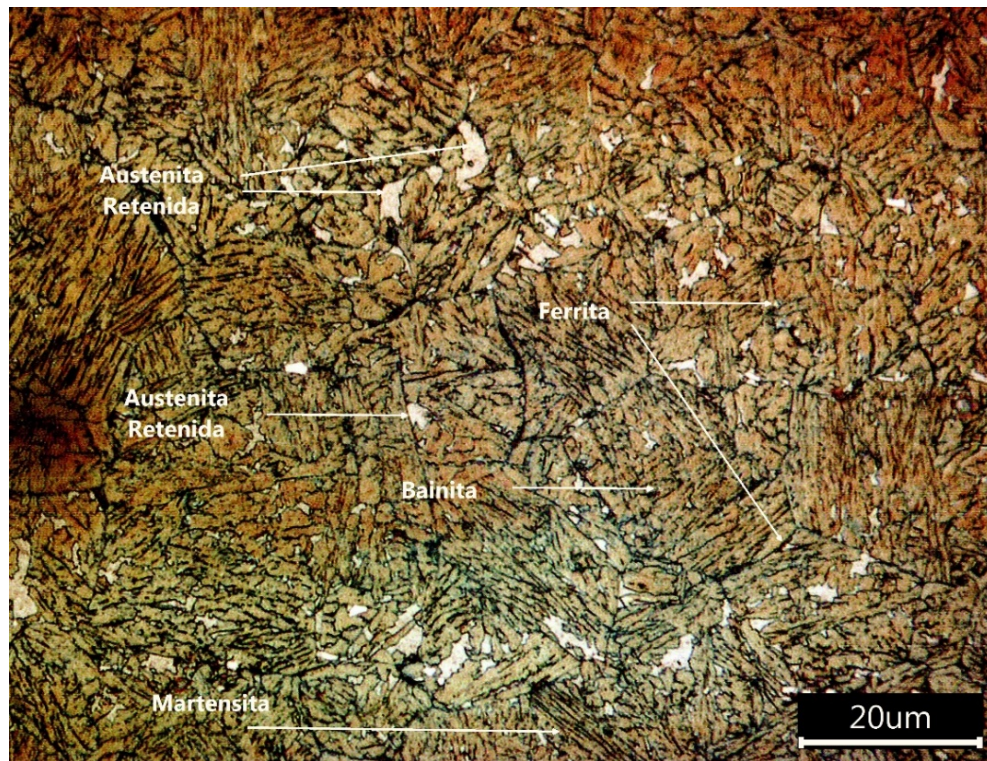


Figura 4. 9. Microestructura del acero CP-B0-Q&P-P1.

Como se muestra en la **figura 4.10**, en la micrografía obtenida la microestructura del tratamiento térmico de dos pasos para el acero B0 (CP-B0-Q&P-P2), existe un grano fino inmerso en una matriz bainítica, además de observarse una martensita en forma de listón. La presencia de martensita retenida es menor debido que al generar el segundo paso se da lugar a la formación de ferrita y como no hay presencia de boro la ferrita puede formarse sin ningún problema. También se observa que existe un cambio de la morfología de agujas de la martensita generada tras el enfriamiento rápido con respecto a la anterior micrografía, correspondiente al tratamiento de P1.

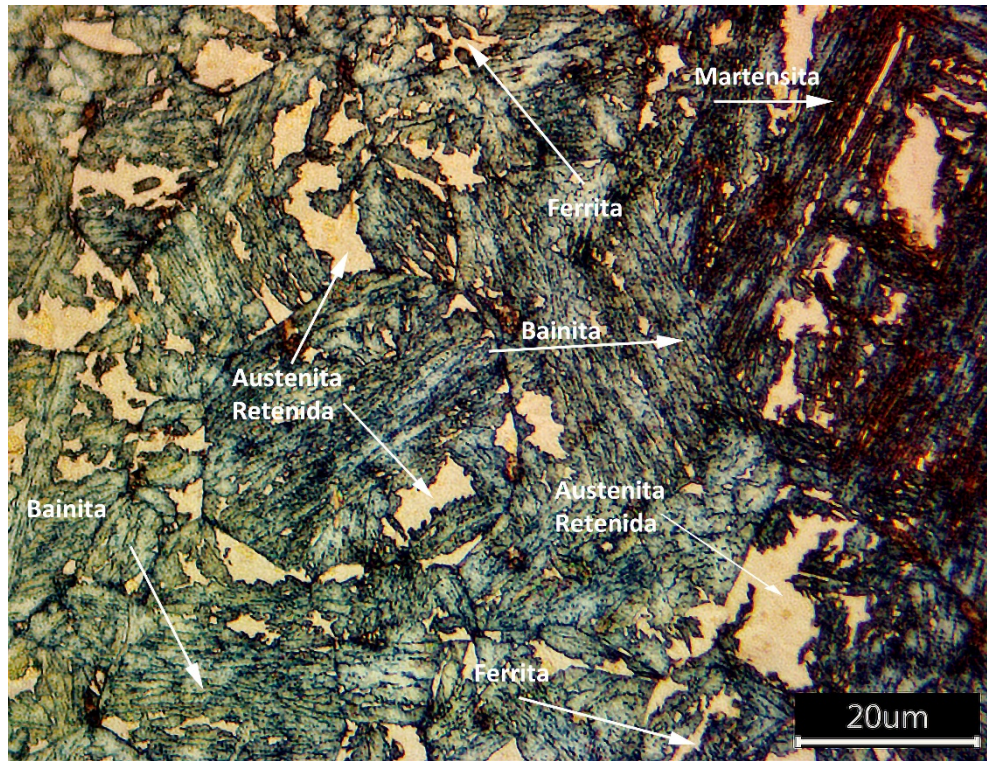


Figura 4. 10. Microestructura del acero CP-B0-Q&P-P2.

Así mismo, en la **figura 4.11** se observa la microestructura del acero CP-B3 con el tratamiento térmico de un paso (CP-B3-Q&P-P1). Ésta contiene una matriz bainítica en un color café rosado y la martensita en listones con una tonalidad en verde. De igual manera, se puede apreciar la morfología de la austenita retenida, que presenta un mayor tamaño y que se aprecia con una tonalidad de color azul claro. La cantidad de austenita retenida es mayor debido al efecto del boro. Además, en la **figura 4.12** se puede apreciar la microestructura, del tipo fina, del acero CP-B3-Q&P-P2, muy característica de un acero de fase compleja, donde la morfología de las fases y microconstituyentes es diferente a las condiciones anteriores, tanto su distribución en la matriz entre ellas, como los lagos de austenita retenida, la martensita en agujas, la matriz bainítica y la ferrita.

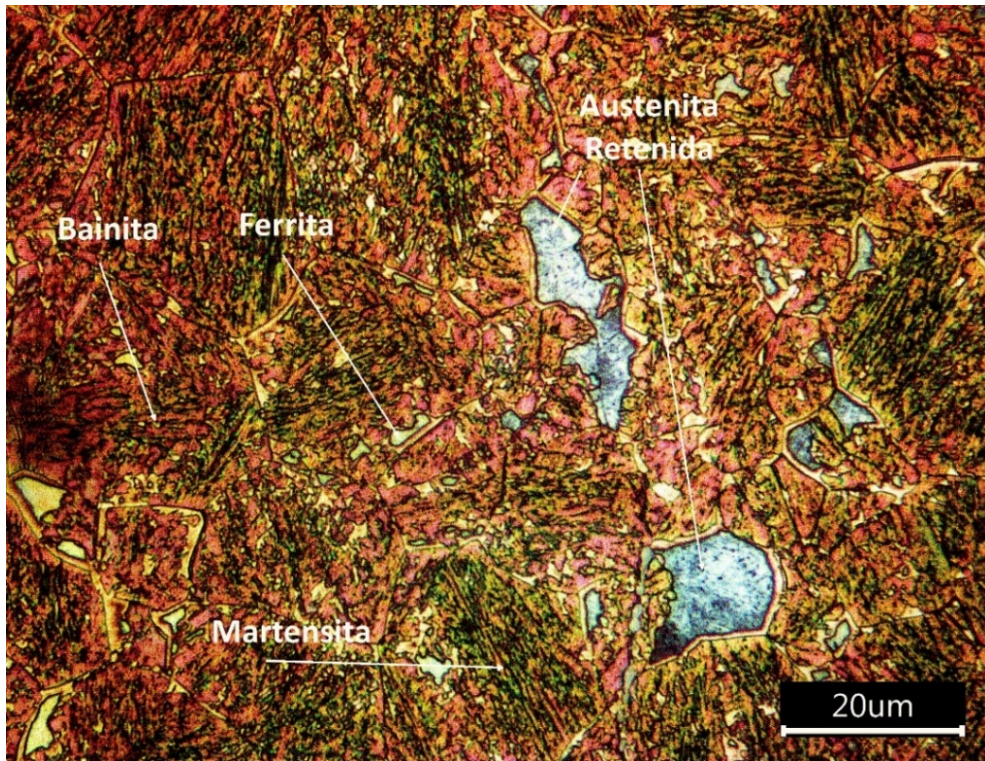


Figura 4. 11. Microestructura del acero CP-B3-Q&P-P1.

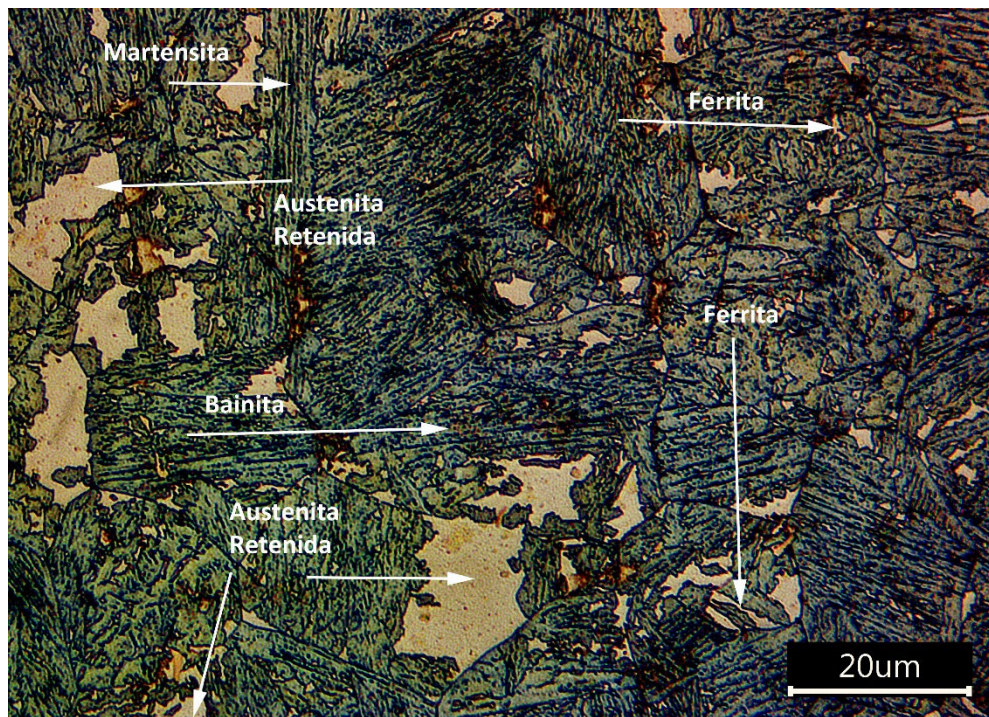


Figura 4. 12. Microestructura del acero CP-B3-Q&P-P2.

Como segundo esfuerzo, se realizó caracterización microestructural empleando microscopía electrónica de barrido (MEB). De esta manera, en las **figuras 4.13** y **4.14** se observan las microestructuras y los resultados de los análisis elementales a través de barridos en línea en los aceros CP-B0 y CP-B3; esto con el objetivo de analizar la distribución del elemento C a lo largo de las diferentes fases. Las micrografías de ambos aceros muestran una matriz bainítica (B) con una distribución multifásica propia de un acero de fase compleja (CP), conteniendo martensita (M), austenita retenida (AR) y ferrita (F) (ver **figuras 4.13** y **4.14 b** y **d**). Los análisis elementales realizados en la línea, donde una línea recta atraviesa diversas interfases, se puede observar la distribución del carbono, donde la concentración del carbono fluctúa a lo largo de la matriz (las líneas 1,2,3 en dicha figura). Es decir, este análisis permite observar cómo el carbono difundió para poder enriquecer la austenita retenida, esto atribuido al efecto provocado por la operación de partición. Es por esta razón que el tratamiento de Q&P es considerado como un generador de microestructuras multifásicas formadas principalmente por AR estabilizada a temperatura ambiente enriquecida con C y una fase dura como la M [77].

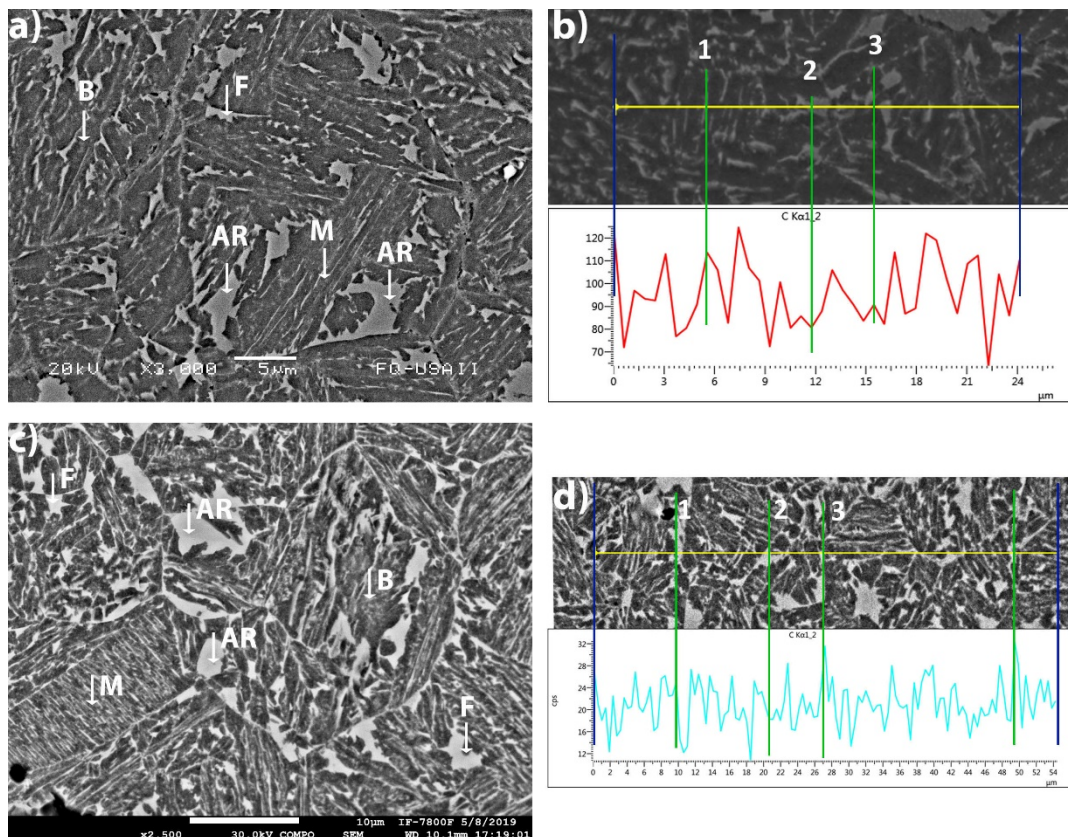


Figura 4. 13. Resultados de la microestructura del acero B0 con tratamiento Q&P P1 y P2 generados por MEB:
a) Acero B0-P1, b) B0-P1 barrido en línea, c) Acero B0-P2, d) B0-P2 barrido en línea.

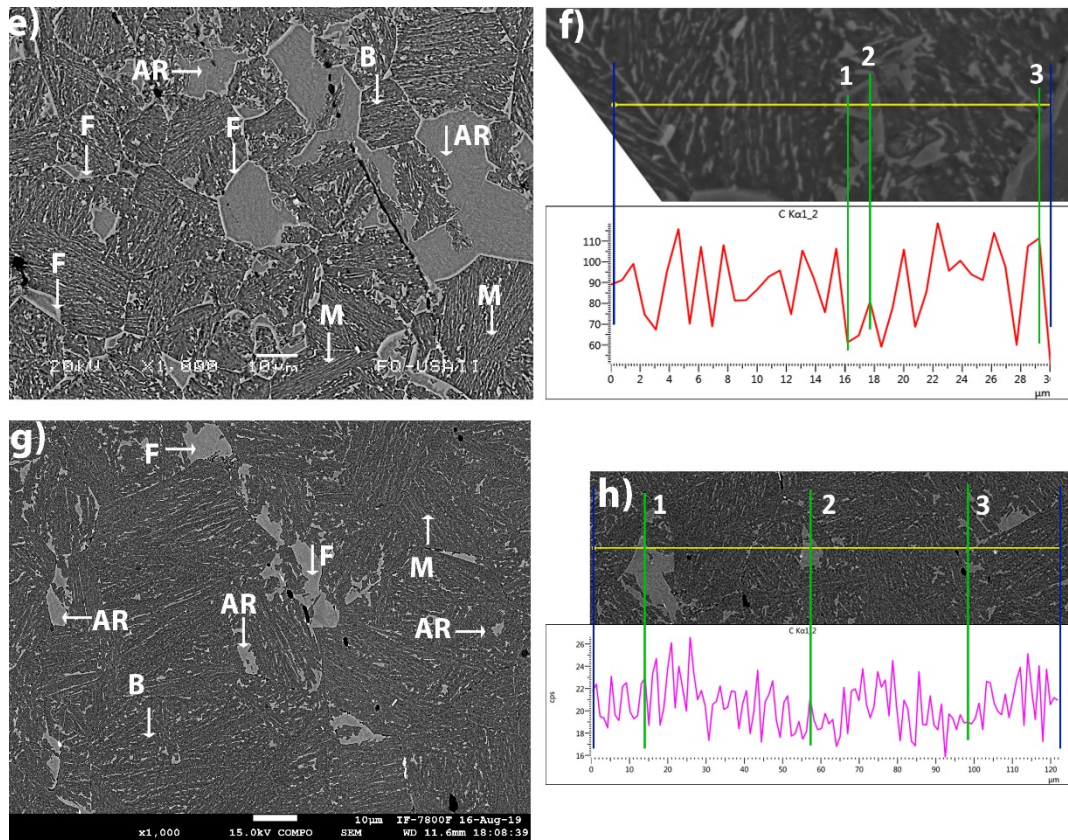


Figura 4. 14. Resultados de la microestructura del acero B3 con tratamiento Q&P P1 y P2 generados por MEB:
 a) Acero B0-P1, b) B3-P1 barrido en línea, c) Acero B3-P2, d) B3-P2 barrido en línea.

Así mismo, otras observaciones que se destacan es el efecto de la ruta de la operación de partición en los cambios de las morfologías microestructurales. Es decir, la morfología de la austenita retenida (AR) es muy diferente para la operación de partición de un paso (P1) comparada con la de la operación de dos pasos (P2), además de que se percibe una distribución de las fases más homogénea, como también la morfología de la misma bainita (B) y martensita (M). Este cambio se atribuye en primera instancia al efecto que tiene el boro para estabilizar la austenita y suprimir la formación de ferrita y, en segunda instancia, al propio efecto térmico de la partición. En el caso específico de la AR, tanto para el acero CP-Q&P-B0 como para el CP-Q&P-B3 con operación de partición de un paso (P1), se observa una morfología de bloque, siendo está más notoria en el acero CP-Q&P-B3. Mientras que en el caso de la operación de dos pasos (P2), se observa una morfología más irregular de islas largas. Bajo este mismo concepto de las diferentes morfologías microestructurales de la AR, Aoued y col. [75] investigaron la evolución microestructural durante el enfriamiento y la partición de un modelo de aleación de Fe-C-Mn-Si mediante análisis de imágenes. Basados en el aspecto topológico de las

fases como un primer criterio de discriminación, ellos identificaron y clasificaron diversas morfologías tanto de la AR, B y otras fases BCT. De esta manera, las morfologías obtenidas en el presente trabajo de investigación son muy similares a las de ellos. Otra característica importante que se observa al interior de la AR es la presencia de finas partículas, posiblemente carburos, distribuidas de una manera homogénea. Este fenómeno se puede explicar en términos del enriquecimiento en carbono de la austenita como el resultado de reacciones competitivas como la partición del carbono de la martensita, la transformación de la bainita y la captura de carbono en la martensita. En consecuencia, una parte significativa del enriquecimiento de carbono observado en la austenita puede atribuirse a la transformación de la bainita [75].

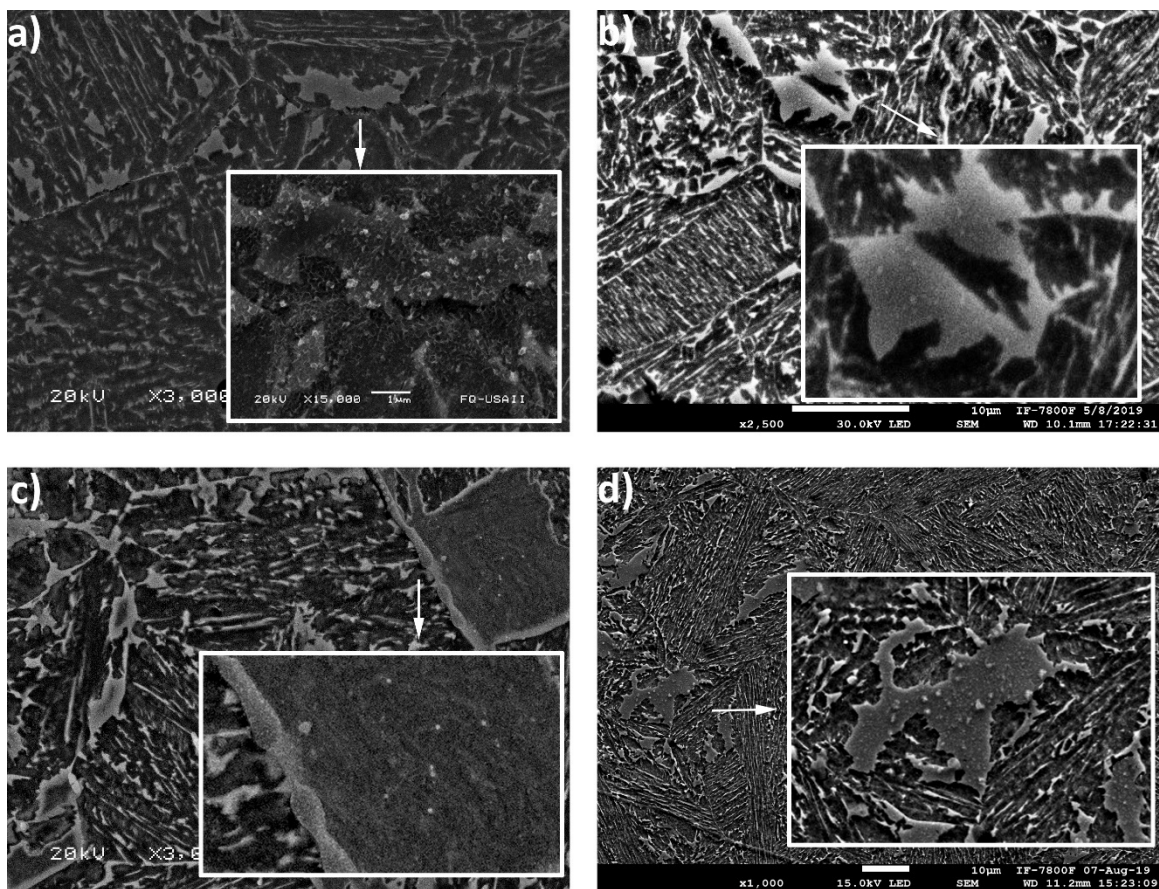


Figura 4. 15. Micrografías mostrando la matriz bainítica y las características de la austenita retenida en: a) Acero CP-B0-Q&P-1, b) Acero CP-B0-Q&P-2, c) Acero CP-B3-Q&P-1 y d) Acero CP-B3-Q&P-2.

Como puede observar en las **Figuras 4.16 y 4.17**, se realizaron análisis puntuales sobre distintos componentes microestructurales y, donde fue posible además conocer la naturaleza química de los precipitados presentes en

los aceros B0 y B3 con los tratamientos térmicos de temple y partición (Q&P). Así, se observa la presencia de un pico muy alto de Nb que puede ser originado por algún carburo de Nb en los límites de grano, muestra la segregación de diferentes carburos de Nb o carbonitruros Nb(C,N) finos estos agregar resistencia adicional a los aceros a través de la precipitación, con una distribución en toda la pieza tanto en el centro de los granos como en el límite de estos. También picos de Mn que son de sulfuro de manganeso (MnS). Este precipitado se forma si la velocidad de enfriamiento es suficientemente lenta, donde el Mn tendrá tiempo de difundir a los límites de grano y formará MnS, la presencia de este precipitado en los límites de grano puede ser perjudicial al provocar fragilización. El Mo en solución efectivamente suprime la formación de carburos fragilizantes y de la perlita. Recordando que el Mo mejorar la tenacidad, pero también el efecto del molibdeno es provocar la precipitación de carburos pequeños y redondeados (en lugar de agujas) que no afecten a la tenacidad del material. Por tanto, se puede concluir que este tipo de precipitados es beneficioso para el acero. Finalmente, el análisis químico elemental ha indicado una mayor presencia de Mn, Nb y Mo y algunos picos de Ti y Cr.

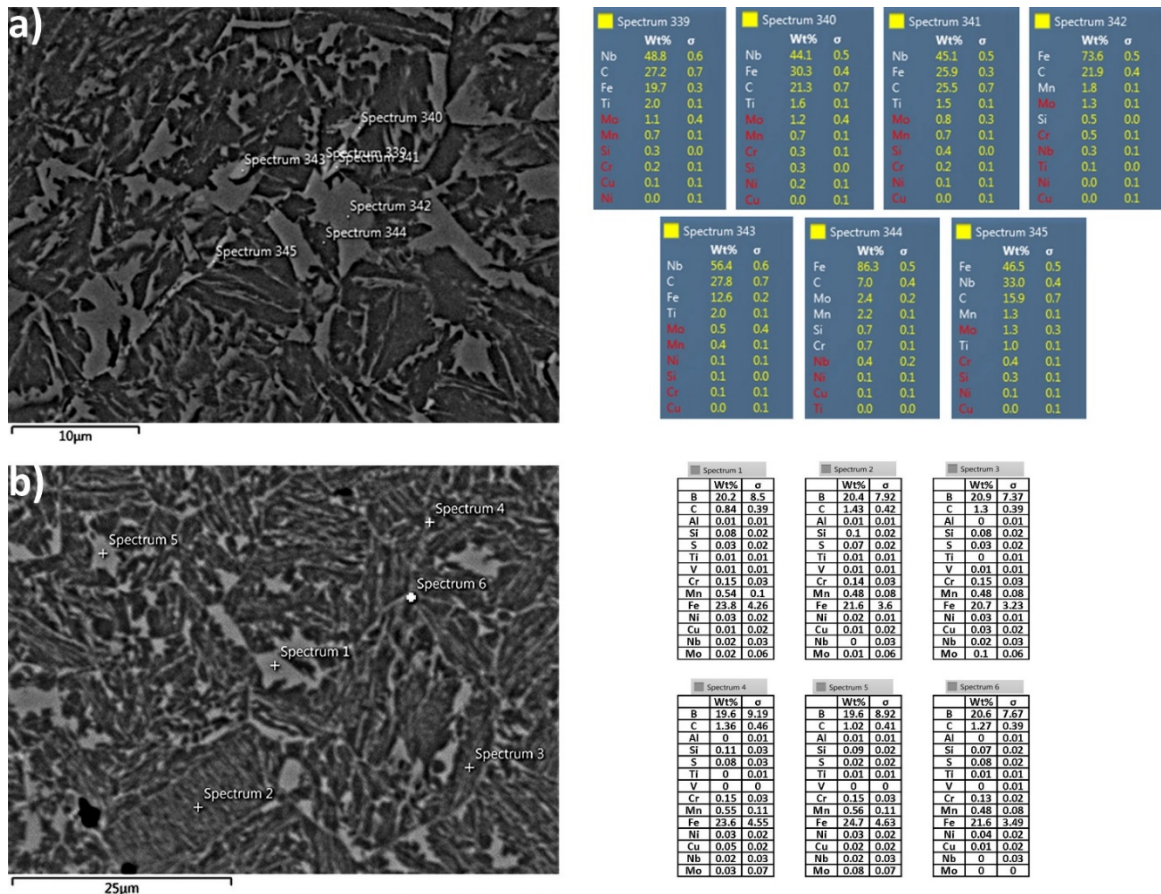


Figura 4. 16. Análisis químico elemental puntual en el acero CP-B0-Q&P: a-b) P1 y c-d) P2.

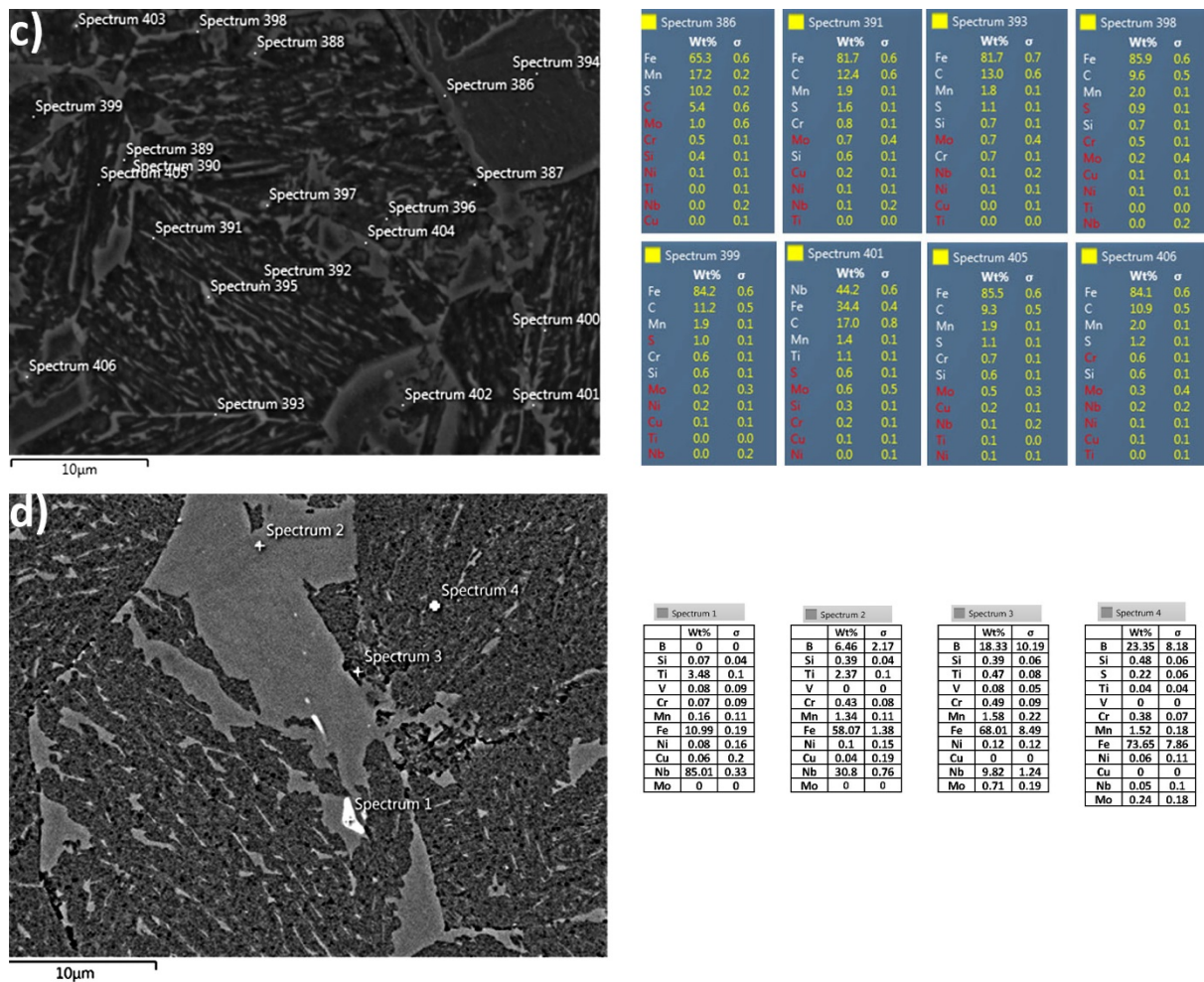


Figura 4. 17. Análisis químico elemental puntual en el acero CP-B3-Q&P: a-b) P1 y c-d) P2.

4.8 Resultados de la caracterización mecánica.

4.8.1 Tracción.

La **Tabla 4.3** muestra el resumen de los resultados obtenidos tras la prueba de ensayo de tracción uniaxial para los aceros CP-B0 y CP-B3 con el tratamiento térmico de Q&P (P1 y P2). Como puede observarse, los mejores resultados, tanto de resistencia mecánica como de alargamiento, se han dado en el acero CP microaleado con boro. Así mismo, hay un claro efecto de la operación de partición en los aceros, ya que los valores de las propiedades mecánicas de mejoran en el caso de P2. Esto quiere decir que el acondicionamiento microestructural que se ha realizado en los aceros ha sido bueno. Muchos otros trabajos que tratan este tipo de tratamiento térmico también reportan mejoras en las propiedades mecánicas [78,79], similares a los obtenidos en el presente trabajo de investigación. En el caso particular del trabajo que se realiza en el grupo de

trabajo, Abarca-Pastrana [80] ha reportado valores de resistencia mecánica de estos mismos aceros en diferente condición microestructural. A partir de una estructura de colada aplicó directamente tratamientos térmicos convenciones, como el de temple y revenido, y también aplicó el de temple y partición de un paso. Se reporta que el acero que mejor se comporta es el acero CP-B3 en la condición de temple y revenido; mientras que no hay un efecto marcado del tratamiento de temple y partición, siendo el mejor tratamiento el de temple y revenido. Al comparar sus resultados con los presentes en este trabajo, se observa una mejora en las propiedades mecánicas, tanto de resistencia mecánica como de alargamiento total. Esta mejora se atribuye en primera instancia al acondicionamiento microestructural y en segundo término a las condiciones de tratamiento térmico.

Tabla 4. 3. Resumen de las propiedades mecánicas medidas por medio de ensayos de tracción uniaxial de los aceros CP-B0 y CP-B3 en condición de Q&P (P1 y P2).

Material	Espesor (mm)	Ancho (mm)	Alargamiento (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)
B0-P1	1.43	4.88	6.9	1090.4	1300.7
B0-P2	1.3	5.22	8.2	1074.1	1399.5
B3-P1	1.15	4.69	9.7	1055.7	1515.8
B3-P2	1.35	4.69	11	1212.2	1593.9

En la **Figura 4.18** se presenta la curva esfuerzo-alargamiento del acero B0 con tratamiento térmico P1 y P2. Se observa que el acero con mayor porcentaje de alargamiento es alcanzado con el tratamiento Q&P en dos pasos (B0-P2). También se puede apreciar una rapidez de endurecimiento por deformación, se distingue una diferencia en el comportamiento del acero B0-P1 con B0-P2 en el límite para B0-P1 es levemente mayor que el de B3-P2, B3-P2 presenta un comportamiento más dúctil. Este comportamiento puede atribuirse a la presencia de los microconstituyentes más suaves como la ferrita y la austenita retenida y de mayor deformación a partir del punto de fluencia. Y, por otra parte, el comportamiento frágil y de bajo porcentaje de alargamiento obtenido lo tiene B0-P1, debido a que se encuentra constituido principalmente por matriz bainítica, martensita y menor presencia de austenita retenida, según la ruta diseñada que se tomó a partir de los diagramas de TTT y los datos experimentales de dilatometría. También era de esperarse que el tratamiento de temple y partición aumentara el alargamiento y mantuviera constante sus propiedades mecánicas y así se muestra en el diagrama, cuando se comparan estos resultados con otros referentes a los mismos aceros en otra condición

microestructural. Esto quiere decir que el efecto que tiene el tratamiento térmico de temple y partición de dos pasos arroja los mejores resultados.

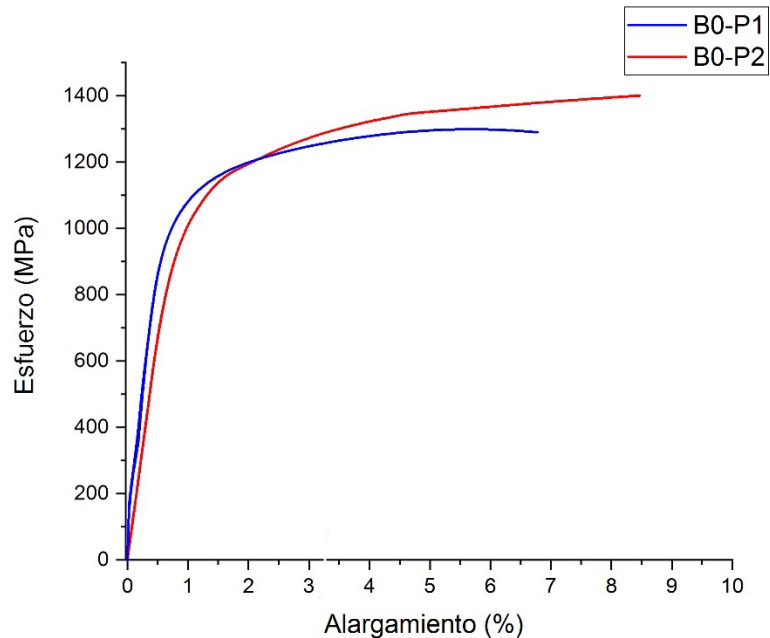


Figura 4. 18. Curva esfuerzo vs alargamiento del acero CP-B0 con el tratamiento térmico Q&P de un paso (P1) y dos pasos (P2).

En la **figura 4.19** 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 último se debe al aumento en el contenido de B, y que de igual manera se presenta baja deformación. También se muestra un mayor % de alargamiento esto debido al tratamiento de temple y partición que tiene ese fin de formar fases blandas sin afectar las otras propiedades mecánicas esto debido a la difusión de carbono presente en la martensita y que por el mecanismo de difusión enriquece a la austenita retenida así aumentado su tenacidad sin afectar las demás propiedades, como se muestra en la figura el acero B3-P1 tiene menor alargamiento con respecto a B3-P2, también en el acero B3-P1 tiene un notable endurecimiento por deformación que decae poco después de alcanzar el valor máximo de resistencia, por otro lado el acero con las mejores con valores de esfuerzo de cedencia (YS) y resistencia máxima a la tracción (UTS) como se muestra en la **Tabla 4.3** y la **figura 4.19**, también se observa un % alargamiento considerable de 11%, por lo que hay que recalcar que teniendo una matriz bainítica está por arriba de lo esperado ya que la bainita como la martensita son microconstituyentes duros, pero gracias a la formación de

austenita retenida y ferrita y a la adición de boro este acero se comporta con las mejores propiedades mecánicas que los demás aceros ya mencionados.

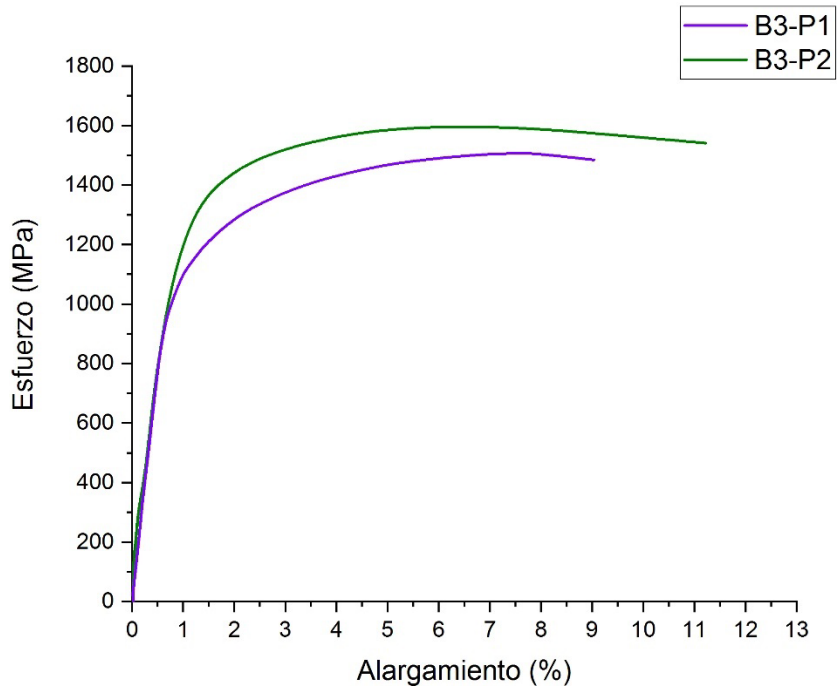


Figura 4. 19. Curva esfuerzo vs alargamiento del acero CP-B3 con el tratamiento térmico Q&P de un paso (P1) y dos pasos (P2).

Los elementos de aleación contribuyen a la resistencia del producto final. Muchos intentos han sido hechos para vincular la resistencia a la tracción del producto final a su composición química. Existen muchas fórmulas, pero cada ecuación se adapta a un rango limitado de composición y no toma en cuenta la historia térmica del acero. Sin embargo, tales fórmulas son útiles para estimar la resistencia mecánica del producto final a la hora de diseñar nuevos aceros. Mesplont [27] ha reportado una ecuación basada en la composición química para poder estimar la resistencia mecánica (TS, tensile strength) en MPa. Al alimentar dicha ecuación con los valores del porcentaje en peso de los elementos presentes en los aceros CP-B0 y CP-B3 se obtuvo una resistencia mecánica de 1483.68 MPa, tal y como se detalla enseguida:

$$TS(\text{MPa}) = 288 + 803C + 83Mn + 178Si + 122Cr + 320Mo + 60Cu + 180Ti + 1326P + 2500Nb + 36000B$$

$$TS_{B0}(\text{MPa}) = 288 + 803(0.165) + 83(1.93) + 178(0.595) + 122(0.447) + 320(0.401) + 60(0.068) + 180(0.018) + 1326(0.022) + 2500(0.151) + 36000(0)$$

$$TS_{B0}(\text{MPa}) = 1272.21 \text{ MPa}$$

$$TS_{B3}(\text{MPa}) = 288 + 803(0.16) + 83(1.94) + 178(0.591) + 122(0.44) + 320(0.39) + 60(0.067) + 180(0.018) + 1326(0.021) + 2500(0.15) + 36000(0.0059)$$

$$TS_{B3}(\text{MPa}) = 1483.68 \text{ MPa}$$

Como se puede observar, el dato teórico de resistencia a la tracción con respecto a la composición química esta ligeramente por debajo de resultado real que arroja una resistencia a la tracción experimental de 1593.9 MPa y el TS teórico es de 1483.68, gracias a esto se puede generar un diseño adecuado para fabricar aceros experimentales.

4.8.2 Microdureza HV.

En la **Figura 4.20** se presenta el valor promedio de dureza para cada tratamiento térmico (Q&P tanto de P1 como de P2) con y sin la microadición de boro, así como la presentación comparativa de los mismos. Se puede observar que la variación de dureza en los aceros fue mínima respecto al acero B3-P2, que presenta una mayor dureza debido a una mayor cantidad de boro en la aleación en comparación con el otro acero CP-B0. Sin embargo, cabe mencionarse que las durezas son muy cercanas debido al efecto de la matriz bainítica que tienen todos los aceros. Se tiene una disminución en la dureza en el acero B0 en comparación con el acero B3 (acero microaleado con boro). También hay que resaltar que el incremento de carburos y otros precipitados finos aumentan la dureza de los aceros. Para el caso del acero B0, se observan durezas bajas, esto sucede debido a la formación de fases tales como la ferrita en la microestructura, pero la mayor influencia es el efecto del boro; además de evidenciarse el efecto endurecedor por la microadición de boro.

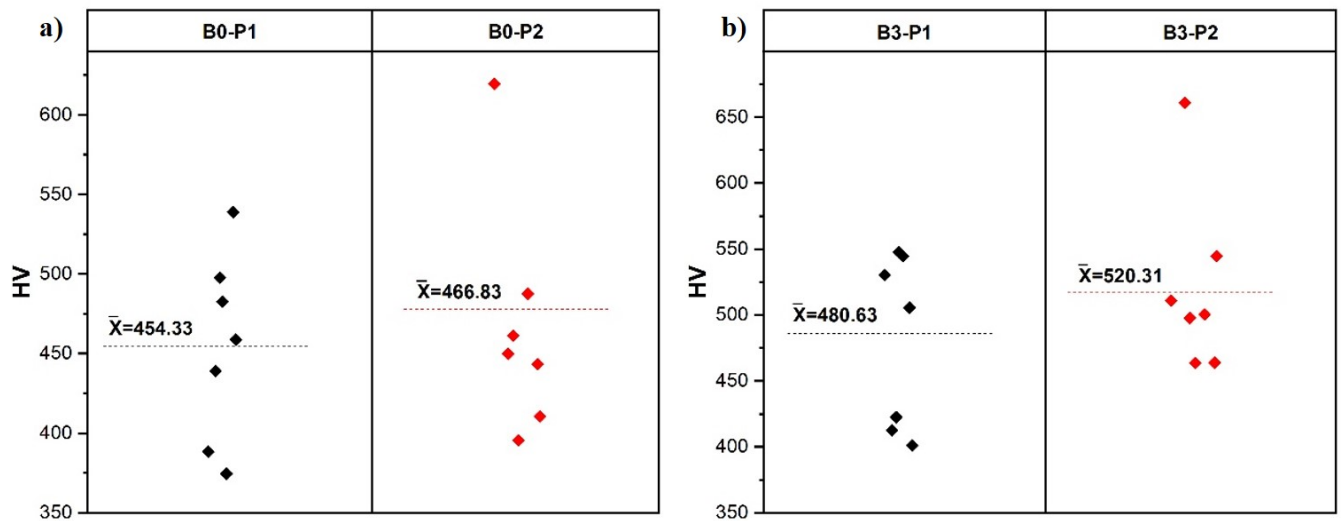


Figura 4. 20. Resultados de la microdureza Vickers para los aceros de fase compleja (CP) tratados por temple y partición (Q&P): a) B0 con P1 y P2 y b) B3 con P1 y P2.

Como en el caso anterior, también existen fórmulas con las que se puede estimar la resistencia a la tracción utilizando el valor de la dureza promedio [27]. El valor de dureza se puede convertir a resistencia a la tracción en MPa y como se observa también, haciendo una comparación con TS teórico utilizando la composición química que es de 1483.68 MPa y la TS experimental, los dos resultados teóricos son muy cercanos al real. Esto quiere decir que el uso de las ecuaciones empíricas representan ser herramientas muy útiles para diseñar un acero con ciertos parámetros. A continuación, se detalla la alimentación a la ecuación empírica con el valor promedio de dureza:

$$TS(\text{MPa}) = 80 + 2.57 \text{ Hv}$$

$$TS_{B0}(\text{Mpa}) = 80 + 2.57 (466.83)$$

$$TS_{B0}(\text{MPa}) = 1279.75 \text{ MPa}$$

$$TS_{B3}(\text{Mpa}) = 80 + 2.57 (520.31)$$

$$TS_{B3}(\text{MPa}) = 1417.19 \text{ MPa}$$

CAPÍTULO V:

CONCLUSIONES.

5.1 Conclusiones.

Con el diseño generado para un acero AHSS de primera generación de fase compleja, mediante el balance de cargar, uso de chatarra convencional y uso del software JMatPro, se logró fabricar el acero con 60 ppm de boro. En base a los objetivos planteados y a la metodología propuesta para este trabajo de investigación, a continuación, se presentan las principales conclusiones:

- 1) Con la utilización de los diagramas TTT, CCT y de formación de segundas fases teóricos que se generaron en el programa JMatPro, se obtuvo la información de existencia de las temperaturas de las fases de interés y la predicción de todas las segundas fases que se pueden generar a diferentes temperaturas y gracias a esto se pudo diseñar la ruta más apropiada para el acondicionamiento microestructural del acero CP (laminación en caliente, en frío y TT de Q&P). Esta ruta ha representado poder refinar considerablemente el tamaño de grano de la austenita como de otras fases. Es decir, en la condición de colada el tamaño de grano tiene un valor de 206 y 140 μm para los aceros CP-B0 y CP-B3, respectivamente. Y tras el acondicionamiento microestructural, el valor del tamaño del grano austenítico es aproximadamente de 10 μm , en ambos aceros. Así mismo, la diferencia en el tamaño de grano en la condición de colada se atribuye a un efecto benéfico del boro al actuar como elemento inoculante durante la solidificación. Además, con los cálculos teóricos se pudo determinar el efecto que tiene el boro en el acero CP al aumentar la templabilidad de éste. Finalmente, la técnica de dilatometría permitió conocer las temperaturas experimentales de inicio y fin de la transformación martensítica (M_s y M_f). Con estos valores fue posible diseñar y aplicar el tratamiento térmico de temple y partición (Q&P), tanto de un paso (P1) como de dos pasos (P2).
- 2) Se generó una ruta rígida de preparación metalográfica que garantizó el alto contraste de la microestructura del acero de fase compleja, tanto de referencia como microaleado por separado con 60 ppm de boro. Gracias a esto, se logró diferenciar, mediante microscopía óptica, la coloración de las fases y microconstituyentes en los aceros. Para ello, se está proponiendo una variante en la forma de llevar a cabo el ataque químico en caliente.
- 3) De acuerdo a la conclusión anterior, mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, se pudo determinar la morfología y la distribución de las fases y de los microconstituyentes presentes en el acero avanzado de fase compleja y también los precipitados finos y segundas fases generadas a partir de la fundición y del tratamiento termo-mecánico y térmico de temple y partición (Q&P):

austenita retenida, martensita, bainita, ferrita y pequeñas islas de perlita. Así mismo, existe un efecto marcado tanto del tipo de operación de partición, ya sea de un paso (P1) o de dos pasos (P2), y del mismo contenido de boro. En el caso del tratamiento Q&P-P1, en ambos aceros (CP-B0 y CP-B3), se observa una topología de bloque, mientras que en los de Q&P-P2 se observa una topología irregular de islas grandes. También se observó que la AR presenta en su interior precipitación de carburos. Esto es un indicativo de la ganancia en C en la RA por efecto de la partición. En consecuencia, existe un efecto benéfico de migración de C para reforzar fases suaves y, así, obtener una ganancia en comportamiento mecánico.

- 4) Existe un efecto de ganancia en resistencia mecánica en el acero microaleado con boro. Es decir, con solo la adición de 60 ppm de B, se tiene una equivalencia de hasta 10 veces más de carbono en el acero, a lo que lleva que con la adición de boro hay un aumento en la resistencia y ductilidad del acero de fase compleja. Así mismo, en el caso de los tratamientos Q&P-P1 and Q&P-P2 en el acero CP-B0 los valores de resistencia mecánica (esfuerzo último a la tensión) son de 1300.7 y 1399.55 MPa, respectivamente. Por otro lado, en el caso del acero CP-B3, los tratamientos de Q&P-P1 and Q&P-P2 han permitido obtener valores de 1515.8 y 1593.9 MPa, respectivamente. De esta manera se observa un mayor efecto de la operación de partición para el caso de dos pasos (P2) en el cada acero (CP-B0 y CP-B3). De igual manera, el mismo comportamiento se observa en el caso del alargamiento total, obteniéndose mejores valores en el caso de la operación de partición para el caso de dos pasos (P2).

REFERENCIAS.

- [1]. O. Kwon, K.Y. Lee, G.S. Kim, K.G. Chin, New trends in advanced high strength steel developments for automotive application, *Materials Science Forum*, 638-642 (2010) 136-141.
- [2]. R. Kuziak, R.Kawalla, S. Waengler, Advanced high strength steels for automotive industry, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 3 (2008) 103-117.
- [3]. U. Liedl, S. Traint. E.A. Werner, An unexpected feature of the stress–strain diagram of dualphase steel, *Computational Materials Science*, 1-2 (2002) 122-128.
- [4]. F.B. Pickering, *Microalloying 75: proceedings of an international symposium on high-strength, low-alloy steels*, Washington, D.C., U.S.A, Union Carbide Corporation, New York, p. 9, 1977.
- [5]. Lu, Yu, 2007, Effect of boron on microstructure and mechanical properties of low carbon microalloyed steels, McGill University, Thesis, Master of Engineering, Canada
- [6]. Sharma, R.C., Purdy, G.R. Nucleation limitation and hardenability. *Metall Mater Trans B* 5, 939–947 (1974).
- [7]. Ph. Maitrepierre, J. Rofes-Vemis and D. Thivellier: Boron in Steel, ed. by S. K. Banerji and J. E. Marrai, AIME, Warrendale, PA, 1, 1979.
- [8]. V.T. Borisov, V.M. Golikov, G.V. Scherbedkinskiy, *Phys. Metal and Metallography*, 17, p. 80, 1960.
- [9]. V.V. Levitin, *Phys. Metals and Metallography*, 10, p. 130, 1960.
- [10]. R.W. Balluffi, *Interfacial Segregation*, W.C. Johnson, J.M. Blakely, eds., ASM, p. 193, 1979.
- [11]. Ph. Maitrepierre, D. Thivellier, J. Rofes-Vemis, D. Rousseau, R. Tricot, *Hardenability Concepts with Applications to Steel*, D. Doane, J.S. Kirkaldy, ed., AIME, p. 421, 1978.
- [12]. Fisher, J. C., Influence of boron on hardenability of steel, October 1954, *JOM*, Volume 6, Issue 10, pp.1146-1147.

- [13]. Stuart Keele, Menachem Kimchi, Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, WorldAutoSteel, Version 5.0, May 2014, 1-2.
- [14]. Eren Billur and Taylan Altan, Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part I, The first generation.
- [15]. Stuart Keele, Menachem Kimchi, Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, WorldAutoSteel, Version 5.0, May 2014, 1-15.
- [16]. https://fce.arcelormittal.com/automotive/saturnus/sheets/A2_ES.html (23/03/2019).
- [17]. Ph. Maitrepierre, J. Rofes-Vemis, D. Thivellier, Boron in Steels, S.K. Banerji, J.E. Morral, eds., AIME, p. 1, 1980.
- [18]. Ph. Maitrepierre, D. Thivellier, J. Rofes-Vemis, D. Rousseau, R. Tricot, Hardenability Concepts with Applications to Steel, D. Doane, J.S. Kirkaldy, ed., AIME, p. 421, 1978.
- [19]. Anthony J. DeArdo, Microalloyed Steels: Fifty Years of Progress - An Interpretive Review, University of Pittsburgh, Pittsburgh, Pennsylvania 15261, USA, January 2008.
- [20]. S. S. Hansen, J.B. Vander Sande & Morris Cohen, Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels, Metallurgical Transactions A volume 11, pages 387–402 (1980).
- [21]. J. Irvine T. N. Baker, The influence of rolling variables on the strengthening mechanisms operating in niobium steels, Department of Metallurgy, University of Strathclyde, Glasgow Gt. Britain, Received 29 August 1983, Revised 10 November 1983, Available online 11 June 2003.
- [22]. T. Gladman, Inclusions, ed. F.B. Pickering, the Institute of Metallurgists, London, p. 172, 1979.
- [23]. T. Gladman, On the Theory of the Effect of Precipitate Particles on Grain Growth in Metals, Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences, Royal Society, Oct. 4, 1966, 266A, p. 298.

- [24]. W.J. Liu, J.J. Jonas, Proc. Int. Conf. 'THERMEC-88', ed. I. Tamura, Tokyo, Japan, ISIJ, p. 90, 1988.
- [25]. L.J. Cuddy, J.S. Lally, L.F. Porter, Technology and Applications, Metals Park, Ohio, ASM, p. 697, 1983.
- [26]. S. Keeler, M. Kimchi, "Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 5.0".
WorldAutoSteel. pp: 34-35.
- [27]. C. Mesplont, "Phase transformations and microstructure -mechanical properties relations in Complex Phase high strength steels"(Tesis de Maestría), Universitaire de Lille.
- [28]. Arimoto, K., Yamanaka, S., Narazaki, M., Funatani, K. (2009). Explanation of the origin of quench distortion and residual stress in specimens using computer simulation. Int. J. Microstruct. Mater. Prop. 4 (2), 168–186.
- [29]. Canale, L.C., Totten, G.E. (2005). Overview of distortion and residual stress due to quench processing. Part I: factors affecting quench distortion. Int. J. Mater. Prod. Tec. 24 (1–4), 4–52.
- [30]. Nallathambi, A.K., Kaymak, Y., Specht, E., Bertram, A. (2010). Sensitivity of material properties on distortion and residual stresses during metal quenching processes. J. Mater. Process. Tech. 210 (2), 204–211.
- [31]. Fossaert, C., Rees, G., Maurickx, T., Bhadeshia, H.K.D.H. (1995). The effect of niobium on the hardenability of microalloyed austenite. Metall. Mater. Trans. A 26 (1), 21–30.
- [32]. Bhadeshia, H.K.D.H. (2002). Materials Factor. Handbook of residual stress and deformation of steel, Ed. ASM International, Materials Park, USA, pp. 3–10.
- [33]. Gladman T. (1966). On the Theory of the effect of precipitate particles on grain growth in metals. P. Roy. Soc. Lond. A Mat. Phy. 294, 298–309.

- [34]. Baker, T.N. (2009). Processes, microstructure and properties of vanadium microalloyed steels. *Mater. Sci.Tech.* 25 (9), 1083–1107.
- [35]. García-Mateo, C., Sourmail, T., Caballero, F.G., Capdevila, C., García de Andrés, C. (2005). New approach for the bainite start temperature calculation in steels. *Mater. Sci. Tech.* 21 (8), 934–940.
- [36]. Rees, G.I., Perdrix, J., Maurickx, T., Bhadeshia, H.K.D.H. (1995). The effect of niobium in solid solution on the transformation kinetics of bainite. *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 194 (2), 179–186.
- [37]. MUSZKA, Krzysztof; MAJTA, Janusz y BIENIAS, Łukasz. METALLURGY AND FOUNDRY ENGINEERING, Effect of grain refinement on mechanical properties of microalloyed steels. 2006.
- [38]. <http://blog.utp.edu.co/metalografia/8-otros-mecanismos-de-endurecimiento-de-metales/#parte1>.
- [39]. METALOGRAFÍA Y TRATAMIENTOS TÉRMICOS, Mecanismos de endurecimiento, https://www.frro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5_anio/metalografia/7Mecanismos_de_endurecimiento_v2.pdf.
- [40]. González Jorge Luis, Metalurgia Mecánica. Editorial Limusa, grupo Noriega Editores, México, 1999, p243.
- [41]. <https://www.ndeed.org/EducationResources/CommunityCollege/Materials/Structure/strengthening.htm>.
- [42]. J. G. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman, and J. G. Schroth. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*, 51(9):2611{2622, may 2003.
- [43]. 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*, pages 505{522, Chicago, 2003.

- [44]. E. de Moor, S. Lacroix, A. J. Clarke, J. Penning, and J. G. Speer. Effect of Retained Austenite Stabilized via Quench and Partitioning on the Strain Hardening of Martensitic Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39(11):2586{2595, jul 2008.
- [45]. D. T. Pierce, D. R. Coughlin, D. L. Williamson, K. D. Clarke, A. J. Clarke, J. G. Speer, and E. De Moor. Characterization of transition carbides in quench and partitioned steel microstructures by Mössbauer spectroscopy and complementary techniques. *Acta Materialia*, 90:417{430, may 2015.
- [46]. M. J. Santofimia, L. Zhao, R. Petrov, and J. Sietsma. Characterization of the microstructure obtained by the quenching and partitioning process in a low-carbon steel. *Materials Characterization*, 59(12):1758{1764, dec 2008.
- [47]. M. J. Santofimia, L. Zhao, R. Petrov, C. Kwakernaak, W. G. Sloof, and J. Sietsma. Microstructural development during the quenching and partitioning process in a newly designed low-carbon steel. *Acta Materialia*, 59(15):6059{6068, sep 2011.
- [48]. M. Kivikallio, E. De Moor, J. Speer, and G. Thomas. Carbon and Manganese Effects on Quenching and Partitioning Response of CMnSi-Steels. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, 8(2):2015{01{0530, apr 2015.
- [49]. Smith, R. P. (1953). Diffusivity of carbon in iron by the steady-state method. *Acta Metallurgica*, Vol. 1(September), p578-587.
- [50]. Barnard, S. J., G. D. W. Smith, et al. (1981). Carbon atom distribution in a dual phase steel: an atom probe study. *Scripta Metallurgica*, Vol. 15(4), p387-392.
- [51]. Sarikaya, M., G. Thomas, et al. (1981). Solute element partitioning and austenite stabilization in steels. *International Conference on Solid-Solid Phase Transformations*, Carnegie Mellon University, Pittsburgh, Pennsylvania, USA. Metallurgical Society of AIME.
- [52]. D.R. Askeland, *The Science and Engineering of Materials*, PWS Pub., Boston, 1994.

- [53]. Zhou, S., Y. Wang, et al. (2010). Application of Quenching-Partitioning-Tempering process in hot rolled plate fabrication. *Materials Science Forum*, Vol. 654-656(Part 1, PRICM7), p82-85.
- [54]. Hsu, T. Y. and Z. Xu (2007). Design of structure, composition and heat treatment process for high strength steel. *Materials Science Forum*, Vol. 561-565(Part 3,PRICM6), p2283-2286.
- [55]. Li, H. Y., X. W. Lu, et al. (2010a). Microstructure and mechanical properties of an ultrahigh-strength 40SiMnNiCr steel during the one-step quenching and partitioning process. *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 41A(5), p1284-1300.
- [56]. Matlock, D. K., V. E. Brautigam, et al. (2003). Application of the Quenching and Partitioning (Q&P) process to a medium-carbon, high-Si microalloyed bar steel. *Materials Science Forum*, Vol. 426-432(Pt. 2, THERMEC'2003), p1089-1094.
- [57]. Hongyan, L. I. and J. Xuejun (2009). Microstructure and mechanical properties of 50SiMnNiNb steel by a novel quenching-partitioning-austempering heat treatment. *Chinese journal of mechanical engineering*, Vol. 22(5), p645-650.
- [58]. Porter, D. and K. Easterling (1992). *Phase transformations in metals and alloys*. Second Edition, Chapman and Hall.
- [59]. De Cooman, B.C.; Speer, J.G.; "Quench and partitioning steel: a new AHSS concept for automotive anti-intrusion applications". *Steel Research International* 77 (2006) N° 9-10, pp. 634-640.
- [60]. <http://www.upct.es/sait/es/tecnicas-espectrometricas-y-afines/espectrometro-de-emision-por-chispa/>.
- [61]. <http://www.aeroexpo.online/es/prod/sente-software-ltd/product-185010-32043.html>.
- [62]. A.E. Salas-Reyes, G. Altamirano-Guerrero, J.F. Chávez-Alcalá, A. Barba-Pingarrón, I.A. Figueroa, A.M. Bolarín-Miró, F. Sánchez-De Jesús, R. Deaquino-Lara, A. Salinas: "Influence of boron content on the solidification structure, magnetic properties and hot mechanical behavior in an advanced as-cast TWIP steel". *Metals*, 10 (2020) 1230.

- [63]. M. Sharma, I. Ortlepp, W. Bleck: "Boron in heat-treatable steels: a review". *Steel Research International*, 1900133 (2019) 1-28.
- [64]. D. H. Werner, *Boron and Boron Containing Steels*, Verlag Stahleisen mbH, Dusseldorf 1995.
- [65]. Ph. Maitrepierre, D. Thivellier, R. Tricot: "Influence of boron on the decomposition of austenite in low carbon alloyed steels". *Metallurgical Transactions A*, 6 (1975) 287-301.
- [66]. S. Watanabe, H. Ohtani, T. Kunitake: "The influence of hot rolling and heat treatment on the distribution of boron in steels". *Transactions ISIJ*, 23 (1983) 31-37.
- [67]. E. López-Chipres: "Estudio del comportamiento de la fluencia en caliente de aceros microaleados al boro", Tesis Doctoral, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Morelia, México, 2008.
- [68]. M. Djahazi: "Influence of boron distribution on precipitation and recrystallization in hot worked austenite"; Ph.D. Dissertation Thesis, McGill University, Montreal, Canada, 1989.
- [69]. K. Yamanaka, Y. Ohmori: "Effect of boron on transformation of low-carbon low-alloy steels". *Tetsu-to-Hagane*, 62 (1976) 895-904.
- [70]. 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, Morelia, México, 2014.
- [71]. A.E. Salas-Reyes, G. Altamirano-Guerrero, J.F. Chávez-Alcalá, A. Barba-Pingarrón, I.A. Figueroa, A.M. Bolarín-Miró, F. Sánchez-De Jesús, R. Deaquino-Lara, A. Salinas: "Influence of boron content on the solidification structure, magnetic properties and hot mechanical behavior in an advanced as-cast TWIP steel". *Metals*, 10 (2020) 1230.
- [72]. R.A. Kurtz: "Grain refinement in steel castings". Master Science Thesis, Massachusetts Institute of Technology, USA, 1960.

- [73]. X.M. Wang, X.L. He: "Effect of boron addition on structure and properties of low carbon bainitic steels". *ISIJ International*, 42 (2002) S38-S46.
- [74]. A.J. Kolk: "Is retained austenite controlling the mechanical properties of Q&P steels?". Master Thesis, Delft University of Technology, The Netherlands, 2014.
- [75]. S. Aoued, F. Danoix, S. Allain, S. Gaudez, G. Geandier, J.C. Hell, M. Soler, M. Gouné: "Microstructure evolution and competitive reactions during quenching and partitioning of a model Fe-CMn-Si alloy". *Metals*, 10 (2020) 137.
- [76]. J. Lu, H. Yu, P. Kang, X. Duan, C. Song: "Study of microstructure, mechanical properties and impact-abrasive wear behavior of medium-carbon steel treated by quenching and partitioning (Q&P) process". *Wear*, 414-415 (2018) 21-30.
- [77]. T.D. Bigg: "Quenching and Partitioning: A new steel heat treatment concept". Ph.D. Thesis, The University of Leeds, Inglaterra, 2011.
- [78]. E. Entezari, H. Mousalou, S. Yazdani, J.L. González-Velázquez, J.A. Szpunar: "The evaluation of quenching temperature effect on microstructural and mechanical properties of advanced high strength low carbon steel after quenching partitioning treatment". *Procedia Structural Integrity*, 37 (2022) 145-152.
- [79]. B. Bai, G. Gao, X. Gui, Z. Tan, Y. Weng: "Enhanced mechanical properties of ultrahigh strength Mn-Si-Cr-C steels treated by a novel bainitic transformation plus quenching and partitioning process". *Heat Treatment and Surface Engineering*, 1 (2019) 63-71.
- [80]. H.M. Abarca-Pastrana: "Determinación de la resistencia mecánica de un acero AHSS de fase compleja tratado térmicamente". Tesis de licenciatura, Universidad Nacional Autónoma de México, 2021.