



Universidad Autónoma de San Luis Potosí
Facultad de Ingeniería
Centro de Investigación y estudios de posgrado

Efecto de la deformación plástica sobre las transformaciones de fase en enfriamiento continuo para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia

T E S I S

Que para obtener el grado de
Maestra en Metalurgia e Ingeniería de Materiales

Presenta
Ing. Daniela Ruiz Cigarrillo

Asesor
Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda

Co-asesor
MMIM. Antonio Alberto Torres Castillo

Tesis Financiada por el Fondo de Investigación Científica
Básica SEP-CONACYT No. A1-S-35877

San Luis Potosí, S.L.P.

Julio de 2022



19 de mayo de 2022

**ING. DANIELA RUIZ CIGARRILLO
P R E S E N T E.**

En atención a su solicitud de Temario, presentada por el **Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda** y el **MMIM. Antonio Alberto Torres Castillo**, Asesor y Coasesor de la Tesis que desarrollará Usted con el objeto de obtener el Grado de **Maestra en Metalurgia e Ingeniería de Materiales**, me es grato comunicarle que en la sesión del H. Consejo Técnico Consultivo celebrada el día 19 de mayo del presente, fue aprobado el Temario propuesto:

TEMARIO:

"Efecto de la deformación plástica sobre las transformaciones de fase en enfriamiento continuo para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia"

Introducción.

1. Factores que afectan la cinética de las transformaciones de fase y uso de diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT) para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia.
2. Metodología empleada para la fabricación del acero y para establecer los efectos de la deformación plástica sobre las transformaciones de fase en enfriamiento continuo.
3. Resultados y discusión de las transformaciones de fase en enfriamiento continuo, y de los cambios en la microestructura y en la microdureza, ocasionados por la deformación plástica.

Conclusiones.

Referencias.

"MODOS ET CUNCTARUM RERUM MENSURAS AUDEBO"

A T E N T A M E N T E

**DR. EMILIO JORGE GONZÁLEZ GALVÁN
DIRECTOR.**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA
DE SAN LUIS POTOSÍ
FACULTAD DE INGENIERÍA
DIRECCIÓN

www.uaslp.mx

Copia. Archivo.
*etc.



El que suscribe Daniela Ruiz Cigarro
con domicilio en Insurgentes #103
Colonia / fraccionamiento El Morro
C.P. 78434 Tel. 44 45 51 76 11 Ciudad San Luis Potosí

y en mi carácter de autor y titular de la tesis que
lleva como nombre: Efecto de la deformación plástica sobre las transformaciones de fase en enfriamiento
continuo para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia, en lo sucesivo "LA OBRA" y por
ende, cedo y autorizo a la Universidad Autónoma de San Luis Potosí, para que
lleve a cabo la divulgación, publicación, reproducción, así como la digitalización
de la obra, en formato electrónico y sin fines de lucro.

La Universidad Autónoma de San Luis Potosí, se compromete a respetar
en todo momento mi autoría y a otorgarme el crédito correspondiente.

San Luis Potosí, S.L.P., a 12 de julio de 2022.

Atentamente,

FIRMA
AUTOR

Dedicatoria

A mi hija Nati, quien es el mejor proyecto de mi vida y por ser mi luz todos los días.

A Néstor, por su paciencia, sus palabras de aliento y por estar todo el tiempo, pero sobre todo por su gran amor.

A mis padres, Rosalba y Alberto quienes día a día me demuestran su apoyo y amor incondicional.

A mis hermanos José, Oscar y Ángel, por demostrar su cariño de hermanos cada que es necesario.

Al Sr. Felipe y Sra. Tere, por darme el apoyo y cariño de su familia.

Amigos y compañeros quienes estuvieron conmigo durante estos años, en especial a Lupita, Andrés, Dani y Anahí.

Agradecimientos

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT), por la beca de maestría número 1035838.

A mi asesor de tesis, Dr. Emmanuel José Gutiérrez, por su gran apoyo en el posgrado, su paciencia, aprendizaje y contribución para el desarrollo de este trabajo.

A mi Co-asesor de tesis, MMIM. Antonio Alberto Torres Castillo. Por su aporte y apoyo para el desarrollo de este trabajo.

A los miembros del comité tutorial: Dr. Roel Cruz Gaona, Dr. Salvador Antonio Palomares Sánchez y Dra. Sandra Luz Rodríguez Reyna, por el tiempo que dedicaron para revisar este trabajo.

Al personal del Instituto de Metalurgia: MMIM. Lorena Hernández Hernández, Ing. Alfredo Ruiz Prado, Ing. Fernando Rodríguez Juárez, Dra. Nubia Arteaga Larios, MMIM. Rosa Lina Tovar Tovar, MMIM. Izanami López Acosta y Francisco Núñez por su asistencia técnica.

Al Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde por su apoyo para la fabricación del acero y las pruebas de laminación en caliente y frío.

Al Dr. Armando Salinas Rodríguez por su apoyo para realizar las pruebas de dilatometría en CINVESTAV unidad Saltillo.

A COMIMSA en especial a la Dra. Rocío Saldaña por su apoyo en caracterización de algunas muestras mediante microscopía electrónica de barrido.

Resumen

En el presente trabajo se investigaron los efectos de la deformación plástica sobre las transformaciones de fase en enfriamiento continuo para el desarrollo de láminas delgadas de aceros avanzados de alta resistencia.

Para el estudio, se fabricó un acero a escala laboratorio mediante fusión y colada, el cual se procesó mediante laminación en caliente y en frío para obtener dos distintos espesores: acero A = 1.5 mm y acero B = 1.0 mm. Estas muestras fueron posteriormente tratadas térmicamente con el fin de investigar los efectos de la deformación plástica y de las condiciones de enfriamiento sobre la microestructura, los cambios de fase y la microdureza.

Se realizaron dos tipos de tratamientos térmicos a partir del rango intercrítico, los primeros se realizaron en hornos y los segundos en un dilatómetro. En el primer caso, la temperatura requerida para obtener 50% ferrita + 50% austenita, se determinó de manera indirecta a partir de la transformación de austenita a martensita, obtenida mediante enfriamiento en agua. Los resultados de temperatura intercrítica fueron de 830°C y 825°C, para el acero A (1.5 mm) y el acero B (1.0 mm), respectivamente. Las muestras fueron posteriormente calentadas a dicha temperatura, mantenidas por 1 min y enfriadas en distintos medios: agua, aceite, aire y horno.

En el segundo caso, la temperatura intercrítica fue determinada a partir de los cambios en las curvas de dilatación y mediante el uso de la regla de la palanca. Los resultados de temperatura intercrítica fueron 790°C y 775°C, para el acero A (1.5 mm) y el acero B (1.0 mm), respectivamente. Posteriormente, las muestras fueron calentadas a dicha temperatura, mantenidas por 10 s y enfriadas a velocidades de: 1°C/s, 10°C/s, 25°C/s, 50°C/s y 100°C/s. A partir de estos últimos experimentos, se construyeron los diagramas de transformación en enfriamiento continuo para cada espesor, para establecer el efecto de la deformación plástica sobre el comportamiento de las transformaciones de fase en enfriamiento continuo.

Las muestras obtenidas de los tratamientos térmicos fueron caracterizadas mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y microdureza Vickers.

Los resultados obtenidos muestran que la cinética de las transformaciones de fase difusionales que ocurren durante el enfriamiento después del tratamiento térmico intercrítico del acero laminado en frío es más rápida en muestras con mayor deformación. En general, el

incremento en el grado de deformación plástica promueve la formación de microestructuras más finas y con una mayor cantidad de segundas fases. Las durezas del acero B, a comparación con las durezas del acero A, son más altas y esto está relacionado con la obtención de una microestructura más fina que en el acero B (ferrita, bainita y martensita).

Las diferencias entre el diagrama CCT calculado con el software JMatPro y los determinados experimentalmente indican que la deformación plástica tiene un efecto importante, ya que causa cambios significativos en el tamaño de grano que se produce durante el tratamiento térmico, y el cual tiene una influencia importante sobre la cinética de las transformaciones de fase que ocurren durante el enfriamiento.

Abstract

In the present work, the effects of plastic deformation on the continuous cooling phase transformations were investigated. This in order to development thin sheets of advanced high strength steels. The experimental steel was fabricated by melting and casting, and processed by hot and cold rolling to obtain two different thicknesses: steel A = 1.5 mm and steel = B 1.0 mm. Cold-rolled samples were subsequently heat treated in order to investigate the effects of plastic deformation and cooling conditions on the microstructure, phase transformations and microhardness.

Two types of heat treatments were performed from the intercritical range, the first type was carried out in a muffle-type furnace and the second in a dilatometer. In the first case, the temperature required to obtain 50% ferrite + 50% austenite was determined indirectly from the transformation of austenite to martensite promoted by quenching. The intercritical temperatures to achieve this proportion were 830°C and 825°C for steel A (1.5 mm) and steel B (1.0 mm), respectively. The samples were subsequently heated to that temperature, held for 1 min, and cooled in different media: water, oil, air and furnace.

In the second case, the intercritical temperature was determined from the changes in the dilation curves and by using the lever rule. Temperatures determined were 790°C and 775°C, for steel A (1.5 mm) and steel B (1.0 mm), respectively. Samples were thermally treated to that temperature, held for 10 s and cooled at rates of: 1°C/s, 10°C/s, 25°C/s, 50°C/s and 100°C/s. Continuous cooling transformation diagrams were built from the results of the dilation curves for each thickness to establish the effect of plastic deformation on the behavior of the phase transformations on continuous cooling.

Samples were characterized by optical microscopy, scanning electron microscopy and Vickers microhardness.

Results show that kinetics of diffusional phase transformations occurring during cooling is faster in samples with higher deformation. Samples with higher plastic deformation promote the formation of finer microstructures with a higher amount of second phases. Hardnesses of steel B is higher compared to the hardnesses of steel A, and this is related to the presence of a finer microstructure (ferrite, bainite and martensite).

Differences between the CCT diagram calculated with JMatPro software and those determined experimentally indicate that plastic deformation has an important effect, since it causes significant changes on the austenite grain size produced during heat treatment, which has an important effect on the phase transformations kinetics that occur during continuous cooling.

Abreviaturas y simbologías

AHSS	Aceros avanzados de alta resistencia (por sus siglas en el idioma inglés).
AVC	Concepto avanzados de vehículos (por sus siglas en el idioma inglés).
BH	Aceros endurecidos por el horneado (por sus siglas en el idioma inglés).
CAGL	Líneas de recocido y galvanizado continuo (por sus siglas en el idioma inglés).
CCT	Diagrama Transformación de fase en enfriamiento continuo (por sus siglas en el idioma inglés).
CP	Aceros de fase compleja (por sus siglas en el idioma inglés).
DCCT	Diagrama Deformación-Transformación en enfriamiento continuo (por sus siglas en el idioma inglés).
DP	Aceros de doble fase (por sus siglas en el idioma inglés).
Ef	Elongación a fractura.
HSS	Aceros de alta resistencia (por sus siglas en el idioma inglés).
HSLA	Aceros de alta resistencia y baja aleación (por sus siglas en el idioma inglés).
HV	Dureza Vickers (por sus siglas en el idioma inglés).
IF	Aceros libres de intersticiales (por sus siglas en el idioma inglés).
IS	Aceros isotrópicos (por sus siglas en el idioma inglés).
MART	Aceros martensíticos (por sus siglas en el idioma inglés).
MEB	Microscopía electrónica de barrido.
MILD	Aceros de bajo carbono (por sus siglas en el idioma inglés).
MO	Microscopía óptica.
TTT	Diagramas tiempo-temperatura-transformación (por sus siglas en el idioma inglés).
TRIP	Aceros de plasticidad inducida por transformación (por sus siglas en el idioma inglés).
ULSAB	Carrocería de vehículos ultraligeras de acero (por sus siglas en el idioma inglés).
UTS	Resistencia última a la tensión (por sus siglas en el idioma inglés).

Ac ₁	Temperatura crítica de transformación de fase en calentamiento continuo a partir de la cual comienza a formarse la austenita.
Ac ₃	Temperatura crítica de transformación de fase en calentamiento continuo a partir de la cual la fase estable es la austenita.
α	Fase ferrita en el acero con estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (BCC, por sus siglas en el idioma inglés).
α_B	Microconstituyente metaestable del acero (bainita) consistente de un agregado de placas ferrita y partículas de cementita.
α'	Fase martensita en el acero con estructura cristalina tetragonal centrado en el cuerpo (BCT, por sus siglas en el idioma inglés).
Fe ₃ C	Constituyente del acero o carburo de hierro formado en el sistema Fe-Fe ₃ C con estructura cristalina ortorrómbica (cementita).
γ	Fase austenita en el acero con estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC, por sus siglas en el idioma inglés).
ΔL	Cambio de longitud de la probeta (Lf-Lo).
Lo	Longitud inicial de la probeta.
Lf	Laminado en frío.
M _s	Temperatura a la cual comienza la transformación de austenita a martensita.
M _f	Temperatura a la cual finaliza la transformación de austenita a martensita.
T	Temperatura.
s	Segundos.

Tabla de contenido

Resumen.....	I
Abstract.....	III
Abreviaturas y simbologías	V
Lista de figuras.....	IX
Lista de tablas	XIII
Lista de ecuaciones	XIV
Introducción.....	1
Justificación	3
Hipótesis	4
Objetivos.....	4
Objetivos específicos.....	4
1. Factores que afectan la cinética de las transformaciones de fase y uso de diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT) para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia.....	5
1.1 Aceros avanzados de alta resistencia	5
1.2 Construcción e interpretación de diagramas CCT	7
1.2.1 Efecto de los elementos de aleación sobre el comportamiento de transformaciones de fase	9
1.3 Cálculo de diagramas CCT con programas computacionales.....	10
1.4 Efecto de la composición química y la deformación plástica sobre el comportamiento de diagramas CCT	14
2. Metodología empleada para la fabricación del acero y para establecer los efectos de la deformación plástica sobre las transformaciones de fase en enfriamiento continuo.....	23
2.1 Fabricación y procesamiento del acero experimental.....	26
2.1.2 Laminación en caliente y en frío	27

2.2 Evaluación indirecta de la cantidad de austenita durante el recocido.....	29
2.3 Determinación de las temperaturas críticas de transformación de fase y construcción de diagramas CCT	31
2.4 Técnicas de caracterización	33
2.4.1 Análisis químico.....	33
2.4.2 Caracterización microestructural.....	33
2.4.3 Microdureza	34
3. Resultados y discusión de las transformaciones de fase en enfriamiento continuo, y de los cambios en la microestructura y en la microdureza, ocasionados por la deformación plástica	35
3.1 Composición química y microestructura del acero experimental.....	35
3.2 Efecto de la temperatura y de la deformación plástica sobre las transformaciones de fase, la microestructura y la microdureza	40
3.3 Análisis dilatométrico y construcción de diagramas CCT en función del grado de deformación plástica	60
Conclusiones.....	82
Referencias	85

Lista de figuras

Figura 1. Relación entre la ductilidad y la resistencia a la tensión para diferentes grados de acero de uso automotriz [5].	6
Figura 2. Diagrama CCT obtenido en un acero por encima de A_{c3} [8].	8
Figura 3. Efecto de los elementos de aleación sobre el comportamiento de las transformaciones de fase [10].	10
Figura 4. Diagrama CCT calculado con el software JMatPro utilizando la composición química determinada del acero experimental [22].	15
Figura 5. Efecto del carbono equivalente sobre el comportamiento de diagramas CCT: $P=0.44$, $O=0.55$, $Z=0.54$, $S=0.61$, $J=0.71$ [25].	18
Figura 6. Diagramas CCT y DCCT de aceros hipoeutectoides [26].	19
Figura 7. Diagrama CCT determinado a partir de $800\text{ }^{\circ}\text{C}$, temperatura dentro del rango intercrítico [27].	20
Figura 8. Diagramas CCT (a) y DCCT (b) del acero estructural de bajo carbono investigado. Las líneas azules indican las zonas de transformación de fase [28].	22
Figura 9. Metodología que se utilizará para el desarrollo del proyecto.	25
Figura 10. Horno de inducción Power-Trak 35-96.	26
Figura 11. a) Muestras recubiertas con pintura de zirconia, b) muestras homogeneizadas y decapadas con HCl.	27
Figura 12. a) Molino de laminación HILLE HELICON MK4, b) probetas laminadas de espesor A: 1.5 mm y B: 1.0 mm.	28
Figura 13. a) Cortadora de precisión de baja velocidad BUEHLER IsoMet con disco diamantado y b) muestras cortadas para dilatometría.	29
Figura 14. Ciclos térmicos empleados para determinar la temperatura intercrítica requerida para obtener 50% ferrita + 50% martensita en espesores A (1.5 mm) y B (1.0 mm).	30
Figura 15. a) Dilatómetro LINSEIS Rita L78 utilizado para realizar los tratamientos térmicos y b) probeta de acero con termopares tipo K entre palpadores.	31
Figura 16. a) Microscopio óptico Olympus GX51, b) Microscopio electrónico de barrido marca JEOL Modelo JSM-6610LV.	34
Figura 17. Microdurómetro semiautomático Shimadzu HMV-G.	34

Figura 18. Diagrama CCT calculado con el software JMatPro utilizando la composición química sugerida que se presenta en la Tabla 9.....	37
Figura 19. Microestructura del acero de partida obtenida con microscopio óptico: a) y c) acero con espesor de 1.5 mm a 5X y 100X, respectivamente, b) y d) acero con espesor de 1.0 mm a 5X y 100X, respectivamente.	38
Figura 20. Microestructura del acero de partida obtenida con microscopio electrónico de barrido: a) y c) acero con espesor de 1.5 mm a 2,500X y 10,000X, respectivamente, b) y d) acero con espesor de 1.0 mm a 2,500 X y 10,000X, respectivamente.	39
Figura 21. Efecto de la temperatura sobre la proporción de ferrita y austenita, considerando la composición química del acero experimental.....	40
Figura 22. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la microestructura del acero A (1.5 mm) tratado térmicamente durante 1 min: a) 750 °C, b) 800 °C, c) 825 °C, d) 850 °C, e) 900 °C, f) 950 °C. Magnificación 2,500X.	44
Figura 23. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la microestructura del acero A (1.5 mm) tratado térmicamente durante 1 min: a) 750 °C, b) 800 °C, c) 825 °C, d) 850 °C, e) 900 °C, f) 950 °C. Magnificación 10,000X.	45
Figura 24. Microestructuras del acero B (1.0 mm) tratado térmicamente durante 1 min: a) 750 °C, b) 800 °C, c) 825 °C, d) 850 °C, e) 900 °C, f) 950 °C. Magnificación 2,500X....	48
Figura 25. Microestructuras del acero B (1.0 mm) tratado térmicamente durante 1 min: a) 750 °C, b) 800 °C, c) 825 °C, d) 850 °C, e) 900 °C y f) 950 °C. Magnificación 10,000X.	49
Figura 26. Variación del porcentaje de ferrita y martensita en función del tratamiento térmico durante 1 min para acero A (1.5 mm).....	51
Figura 27. Variación del porcentaje de ferrita y martensita en función del tratamiento térmico durante 1 min para acero B (1.0 mm).....	51
Figura 28. Comparación del efecto de la temperatura de recristalización sobre la microdureza en el acero experimental de ambos espesores A (1.5 mm) y B (1.0 mm).	53
Figura 29. Microestructura de muestras de acero A (1.5 mm) sometidas a distintos medios de enfriamiento: a, e) horno, b, f) aire, c, g) aceite, d, h) agua. Magnificación 2,500X y 5,000X, respectivamente.	56

Figura 30. Microestructura de muestras de acero B (1.0 mm) sometidas a distintos medios de enfriamiento: a, e) horno, b, f) aire, c, g) aceite, d, h) agua. Magnificación 2,500X y 5,000X, respectivamente.	58
Figura 31. Determinación de la temperatura requerida para obtener 50% α + 50% γ durante el recocido intercrítico, a partir de las curvas de dilatación y la regla de la palanca: a) acero A y b) acero B.....	61
Figura 32. Determinación de las temperaturas críticas de transformación de fase A_{c1} y A_{c3} en calentamiento a partir de las curvas de dilatación: a) acero A= 1.5 mm espesor y b) acero B = 1.0 mm espesor.	63
Figura 33. Gráficas temperatura vs. tiempo obtenidas experimentalmente en acero en función de la velocidad de enfriamiento: a) A= 1.5 mm de espesor y b) B = 1.0 mm de espesor.	65
Figura 34. Gráficas ΔL vs. temperatura obtenidas en función de la velocidad de enfriamiento en el acero A= 1.5 mm de espesor: a) 1°C/s, b) 10°C/s, c) 25°C/s, d) 50°C/s y e) 100°C/s.68	
Figura 35. Gráficas ΔL vs. tiempo obtenidas en función de la velocidad de enfriamiento en el acero A= 1.5 mm de espesor: a) 1°C/s, b) 10°C/s, c) 25°C/s, d) 50°C/s y e) 100°C/s.....	69
Figura 36. Gráficas ΔL vs. temperatura obtenidas en función de la velocidad de enfriamiento en el acero B= 1.0 mm de espesor: a) 1°C/s, b) 10°C/s, c) 25°C/s, d) 50°C/s y e) 100°C/s.70	
Figura 37. Gráficas ΔL vs. tiempo obtenidas en función de la velocidad de enfriamiento en el acero B= 1.0 mm de espesor: a) 1°C/s, b) 10°C/s, c) 25°C/s, d) 50°C/s y e) 100°C/s.	71
Figura 38. Diagramas CCT determinados experimentalmente en función del grado de reducción en espesor para aceros: a) A = 1.5 mm de espesor y b) B = 1.0 mm de espesor. 75	
Figura 39. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la microestructura del acero A (1.5 mm) enfriados a diferentes velocidades: a) 1 °C/s, b) 10 °C/s, c) 25 °C/s, d) 50 °C/s, e) 100 °C/s. Magnificación 2,500X.	77
Figura 40. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la microestructura del acero A (1.5 mm) enfriados a diferentes velocidades: a) 1 °C/s, b) 10 °C/s, c) 25 °C/s, d) 50 °C/s, e) 100 °C/s. Magnificación 5,000X.	78
Figura 41. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la microestructura del acero B (1.0 mm) enfriados a diferentes velocidades: a) 1 °C/s, b) 10 °C/s, c) 25 °C/s, d) 50 °C/s, e) 100 °C/s. Magnificación 2,500X.....	80

Figura 42. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la microestructura del acero B (1.0 mm) enfriados a diferentes velocidades: a) 1 °C/s, b) 10 °C/s, c) 25 °C/s, d) 50 °C/s, e) 100 °C/s. Magnificación 5,000X..... 81

Lista de tablas

Tabla 1. Composición química del acero reportada por A. López, (% peso) [22].	14
Tabla 2. Composición química del acero TRIP reportada por A. Contreras, (% peso) [23].	15
Tabla 3. Composición química del acero reportado por B.Y. Navarrete, (% peso) [24].	16
Tabla 4. Composición química de los aceros utilizados por Zhang & Li, (% peso) [25].	17
Tabla 5. Composición química de aceros reportados por Kawulok, (% peso) [26].	19
Tabla 6. Composición química del acero DP estudiado por Bräutigam-Matus, (% peso) [27].	20
Tabla 7. Composición química del acero estudiada por Morawiec, (% peso) [28].	21
Tabla 8. Medidas de muestras maquinadas.	26
Tabla 9. Composición química del acero experimental, (% peso).	35
Tabla 10. Porcentaje de fases para muestras A y B tratadas térmicamente a temperaturas de 750, 800, 825, 850, 900, 950 y 1 000 °C durante 1 min.	50
Tabla 11. Microdureza resultante de los aceros en estudio, en función de las temperaturas de recristalización.	52
Tabla 12. Microdureza resultante de los aceros en estudio, en función de los medios de enfriamiento.	59

Lista de ecuaciones

Ecuación 1.	11
Ecuación 2.	11
Ecuación 3.	12
Ecuación 4.	12
Ecuación 5.	12
Ecuación 6.	13
Ecuación 7.	13
Ecuación 8.	13
Ecuación 9.	13
Ecuación 10.	23
Ecuación 11.	23

Introducción

La industria automotriz actualmente demanda el uso de aceros especiales de mayor resistencia y menor peso que permitan reducir las emisiones de CO₂, un consumo eficiente de combustible y que garanticen la seguridad de los pasajeros. De acuerdo con los proyectos ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body) y AVC (Advanced Vehicles Concepts) [1], el desarrollo y producción de nuevos aceros llamados aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), se ha incorporado en el concepto de vehículo avanzado. Estos satisfacen los crecientes requisitos de desempeño en el vehículo. A diferencia de los aceros de alta resistencia convencionales (HSS), en los que la ductilidad disminuye conforme aumenta la resistencia, los AHSS pueden ofrecer propiedades mecánicas extraordinarias tales como una alta resistencia y alta formabilidad, como resultado de microestructuras multifásicas que pueden contener ferrita (α), bainita (α_B), austenita (γ) y martensita (α') en cantidades apropiadas [2].

Para la obtención de láminas delgadas de AHSS, con lo cual se puede contribuir con la reducción en el peso de los automóviles, es necesario entender los efectos de la deformación plástica y del tratamiento térmico sobre los cambios que ocurren en el acero. La deformación plástica aumenta el número de defectos en la red cristalina, los cuales, durante el tratamiento térmico, favorecen la difusión atómica. Una mayor cantidad de defectos, implica una mayor cantidad de energía almacenada, lo cual conduce a una velocidad de recristalización más rápida y una disminución en el tamaño de grano recristalizado, asimismo, acelera la nucleación para la formación de austenita, a partir de la ferrita deformada. Por lo tanto, para el desarrollo de láminas delgadas de AHSS, es necesario entender los efectos de la deformación plástica y del tratamiento térmico sobre los cambios en la microestructura, transformaciones de fase y las propiedades mecánicas [3].

Hasta hoy se han desarrollado comercialmente aceros avanzados de primera y segunda generación, los de tercera generación aún están en desarrollo. Desde el punto de vista científico y tecnológico, esta situación representa un área de oportunidad y una gran motivación para su fabricación. Adicionalmente, algunos componentes de alto valor agregado requieren además de buena resistencia mecánica, buena resistencia a la corrosión, lo cual hace atractivo su procesamiento el desarrollo de AHSS en líneas de recocido y

galvanizado continuo (CAGL). Por lo general, el tiempo de procesamiento en este tipo de líneas es muy corto (unos cuantos minutos), por lo cual es de gran importancia conocer la cinética de las transformaciones de fase, así como las microestructuras y las propiedades mecánicas resultantes de los tratamientos térmicos de los AHSS.

En situaciones prácticas, los diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT) juegan un papel importante en el desarrollo de los AHSS. Se utilizan con mayor frecuencia y amplitud para todas las tecnologías relacionadas con el enfriamiento del acero, ayudan a determinar la microestructura que se obtendrá de un acero cuando se enfría en forma continua a una cierta velocidad, así como para diseñar tratamientos térmicos específicos y predecir las propiedades mecánicas resultantes [4].

Por lo general, los diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo han sido determinados a temperaturas por encima de la temperatura crítica de transformación de fase A_{c3} (temperatura a partir de la cual la fase estable es la austenita). Sin embargo, dichas condiciones no reflejan la condición del acero cuando es sometido a un tratamiento intercrítico, donde coexisten las fases de ferrita y austenita. Debido a esto, para el desarrollo de AHSS es importante conocer los efectos de la deformación plástica y del recocido intercrítico sobre el comportamiento de los diagramas CCT a partir del rango intercrítico.

En el presente trabajo se investigará el efecto de la deformación plástica sobre el comportamiento de diagramas CCT determinados a una temperatura dentro del rango intercrítico para el desarrollo de láminas delgadas de AHSS. Asimismo, se realiza un estudio comparativo con tratamientos intercríticos realizados en muflas y sometidos a diversos medios de enfriamiento.

Justificación

El enfoque clásico para el desarrollo de AHSS considera el control de las velocidades de enfriamiento durante los ciclos térmicos, debido a la capacidad de la austenita para transformarse en ferrita, perlita, bainita o martensita en función de la velocidad de enfriamiento. Lo anterior, puede aprovecharse con ventaja para la fabricación de aceros multifásicos.

Desafortunadamente, el uso de estos diagramas no se puede generalizar puesto que la cinética de las transformaciones de fase depende fuertemente de la composición química, la deformación plástica y las condiciones de tratamiento térmico. Por lo general, el desarrollo de AHSS involucra una etapa de recocido intercrítico, sin embargo, actualmente existe poca información referente a los efectos de la deformación plástica sobre el comportamiento de los diagramas CCT determinados a partir del rango intercrítico. Mucha de la literatura disponible muestra que estos diagramas han sido calculados para temperaturas por encima de A_{c3} (temperatura crítica de transformación de fase en calentamiento continuo a partir de la cual la fase estable es la austenita), lo cual no representa las condiciones reales a las que los AHSS son sometidos durante el procesamiento en líneas de recocido y galvanizado continuo, y por consiguiente, no reflejan la descomposición de la austenita a partir del rango bifásico; es decir, entre A_{c1} (temperatura crítica de transformación de fase en calentamiento continuo a partir de la cual comienza a formarse la austenita) y A_{c3} .

Los cambios microestructurales que ocurren durante el calentamiento del acero (ejemplo, recristalización y transformación de fase) y durante el recocido intercrítico, son fuertemente afectados por el grado de deformación plástica. Por lo que el desarrollo de láminas delgadas de AHSS, requiere conocer el efecto de la deformación plástica y de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura, transformaciones de fase y propiedades mecánicas resultantes.

El presente trabajo busca generar información científica acerca de los efectos de la deformación plástica y de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura, transformaciones de fase y microdureza en aceros de bajo carbono, con el fin de proponer rutas de procesamiento para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia bajo condiciones que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo.

Hipótesis

Los aceros avanzados de alta resistencia multifásicos pueden ser obtenidos a partir de los diagramas CCT intercríticos, determinados en función de la deformación plástica y la velocidad de enfriamiento.

Objetivos

El objetivo general de este proyecto es investigar los efectos de la deformación plástica sobre el comportamiento de diagramas CCT, obtenidos experimentalmente a partir del rango intercrítico para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia.

Objetivos específicos

- Investigar el efecto de la deformación plástica y de la temperatura de recocido mediante tratamientos térmicos de temple sobre la microestructura y la microdureza, con el fin de estudiar de manera indirecta la evolución de austenita y establecer la temperatura requerida para obtener una proporción de fases 50% ferrita + 50% austenita.
- Realizar un análisis in-situ de las transformaciones de fase y construir experimentalmente diagramas de transformación en enfriamiento continuo en función de la deformación plástica.
- Evaluar la factibilidad para el desarrollo de láminas delgadas de aceros avanzados de alta resistencia bajo condiciones que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo.

1. Factores que afectan la cinética de las transformaciones de fase y uso de diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT) para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia

1.1 Aceros avanzados de alta resistencia

La Figura 1 muestra la relación entre la ductilidad y la resistencia a la tensión de distintos grados de aceros para uso automotriz.

Los aceros de alta resistencia convencionales se utilizaban hasta hace algunos años en la fabricación de componentes automotrices como carrocerías. Están conformados por: aceros de bajo carbono (Mild), aceros libres de intersticiales (Interstitial Free, IF), aceros isotrópicos, (Isotropic Steels, IS), aceros endurecidos por horneado (Bake Hardening, BH), aceros de alta resistencia y baja aleación (High Strength Low Alloy, HSLA). En estos aceros las microestructuras son por lo particular ferrítico-perlíticas y se caracterizan porque su ductilidad disminuye conforme aumenta la resistencia mecánica. A pesar de que algunos presentan alta ductilidad, las exigencias actuales de la industria automotriz demandan una mejor combinación de resistencia y ductilidad.

Los aceros de primera generación, están conformados por aceros con plasticidad inducida por transformación (Transformation Induced Plasticity, TRIP), doble fase (Dual Phase, DP), fase compleja (Complex Phase, CP) y aceros martensíticos (MART); difieren de los aceros convencionales tanto en su composición química como en su microestructura. Presentan una mejor relación resistencia/ductilidad debido a sus microestructuras consistentes de ferrita + martensita (DP), y ferrita + bainita + martensita (TRIP).

Por otra parte, los aceros avanzados de alta resistencia de segunda generación, poseen particularmente una microestructura austenítica, presentan alta ductilidad y alta resistencia mecánica, como resultado de que estos aceros pueden presentar la transformación de austenita a martensita durante la deformación plástica. Sin embargo, debido a su alto contenido de manganeso y silicio, presentan problemas de soldabilidad y galvanizado, así como un costo elevado [5], lo cual hace difícil su aplicación en la industria automotriz.

Por último, están los aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación, los cuales buscan combinar las ventajas de la primera y la segunda generación. Es decir, buscan tener una relación resistencia/ductilidad más alta que los aceros de la primera generación, pero con una mayor soldabilidad y a un menor costo, en comparación con los aceros de la segunda generación.

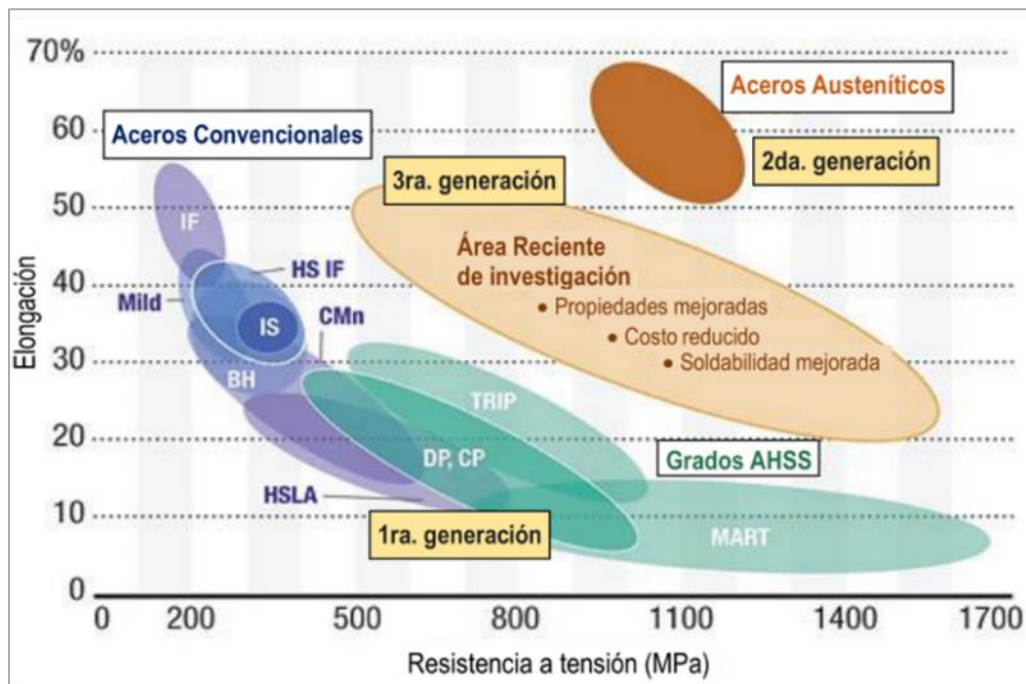


Figura 1. Relación entre la ductilidad y la resistencia a la tensión para diferentes grados de acero de uso automotriz [5].

Los proyectos ULSAB-AVC [1], mencionan que uno de los factores significativos en el desarrollo de estos materiales es la obtención de microestructuras multifásicas, las cuales pueden proporcionar al acero propiedades excepcionales. La obtención de este tipo de microestructuras puede lograrse mediante el control adecuado de la composición química y/o mediante el uso de ciclos térmicos apropiados, por lo que el desarrollo de estos aceros en líneas industriales representa uno de los retos actuales para la industria acerera. Por otro lado, la falta de información acerca de diagramas CCT obtenidos a partir del rango intercrítico hace difícil la obtención de este tipo de aceros bajo condiciones que simulen líneas de recocido y galvanizado continuo (CAGL).

El tratamiento térmico intercrítico se realiza a temperaturas donde coexisten la ferrita y la austenita ($\alpha + \gamma$). Actualmente, es la principal herramienta de fabricación para la mayoría de los AHSS laminados en frío. El proceso implica un calentamiento en la región intercrítica seguido de un enfriamiento controlado. Este tipo de tratamiento, permite obtener microestructuras multifásicas, lo que es difícil, cuando el acero (con la misma composición química), es enfriado a partir de temperaturas por encima A_{c3} . La austenita intercrítica puede transformarse durante el enfriamiento a martensita, bainita, ferrita proeutectoide o incluso quedar retenida a temperatura ambiente, dependiendo de la velocidad de enfriamiento empleada durante el tratamiento térmico [3,5]. De esta manera es posible obtener AHSS multifásicos a partir de un tratamiento intercrítico y un enfriamiento controlado.

1.2 Construcción e interpretación de diagramas CCT

Los diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT) generalmente se construyen a partir de los cambios de fase determinados en función del tiempo y la temperatura para distintas condiciones de enfriamiento. La técnica de dilatometría complementada con microscopía y mediciones de dureza son herramientas comúnmente empleadas para la construcción de estos diagramas. Con base en lo anterior, estos diagramas son útiles para determinar la microestructura resultante en un acero cuando se enfría en forma continua y a una cierta velocidad desde el estado austenítico [6,7].

Las regiones que surgen durante el enfriamiento dependen principalmente de la composición química, y son afectadas por factores como la velocidad de enfriamiento, deformación previa y la velocidad de deformación. La mayoría de los diagramas CCT han sido construidos por encima de la temperatura crítica de transformación de fase A_{c3} (austenización completa), lo cual no permite estimar de manera precisa las microestructuras que se pueden producir a partir del rango intercrítico.

La Figura 2 muestra un diagrama CCT obtenido en un acero por encima de A_{c3} , en el trabajo de Xue et al., (2019) [8], las líneas delimitan las regiones en las cuales la austenita se transforma a un determinado producto. Estas regiones se designan como ferrita (F), perlita (P), bainita (B) o martensita (M). El tiempo está en escala logarítmica, las temperaturas críticas se representan por líneas horizontales (A_{c1} , A_{c3} , M_s , M_f), las curvas a partir de la

temperatura de austenizado representan las velocidades de enfriamiento. Al final de cada curva de enfriamiento, se encuentran los valores de dureza que resultan y que están directamente relacionados con el tipo y la cantidad de fases. Los subíndices “s” y “f” en estos diagramas representan el inicio y el final de las transformaciones de fase, respectivamente. Las líneas que interceptan a las curvas de enfriamiento representan los puntos críticos en donde la austenita (A) transforma a una fase determinada.

Como se puede observar en esta figura, a mayores velocidades de enfriamiento (curvas de enfriamiento a lado izquierdo del diagrama), la microdureza del acero aumenta debido a la presencia de martensita, M (fase dura y frágil). Por el contrario, a velocidades más lentas, la microdureza es más baja debido a que se presentan microestructuras de ferrita (F) y perlita (P), que son más blandas. Las durezas intermedias son obtenidas en presencia de bainita (B).

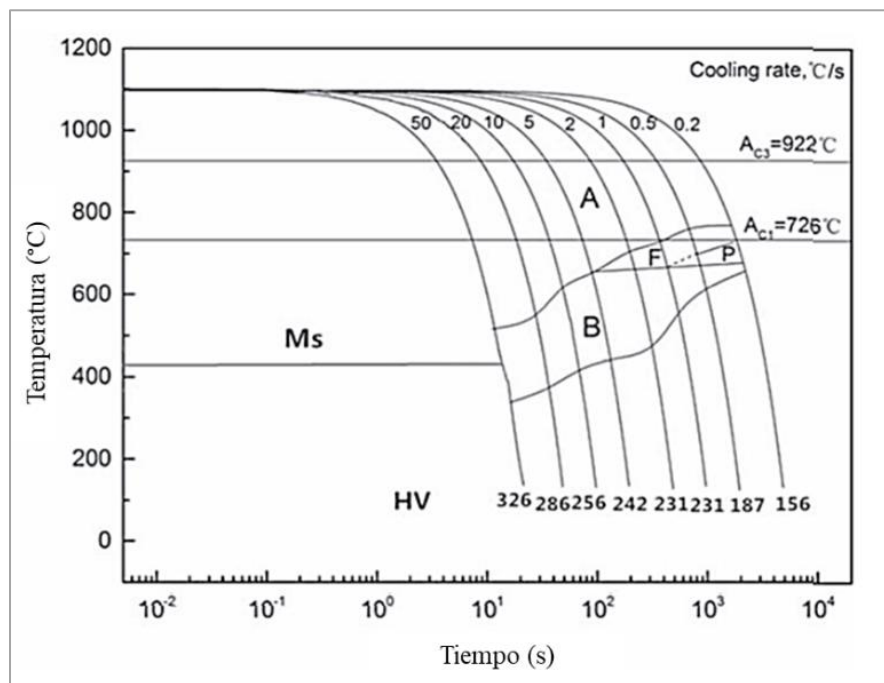


Figura 2. Diagrama CCT obtenido en un acero por encima de A_{c3} [8].

Sin embargo, en el caso de que el proceso de enfriamiento sea antecedido directamente por procesos de deformación, los diagramas del tipo DCCT (Deformation Continuous Cooling Transformation), es decir, diagramas que también muestran la influencia de las

condiciones de deformación sobre la cinética de transformación también, son el instrumento más apropiado. Estos diagramas son empleados para el diseño de tratamientos termomecánicos.

La deformación plástica esencialmente cambia la forma del diagrama CCT, desplazando las regiones del producto de transformación, por lo general, hacia la izquierda. Es decir, la deformación causa que las curvas de F, P y B se desplacen hacia tiempos más cortos. Este comportamiento es atribuido a un tamaño de grano austenítico más pequeño obtenido durante los tratamientos térmicos como resultado de la deformación plástica. La transformación martensítica (M) prácticamente no exhibe un apreciable desplazamiento en función de la deformación plástica, debido a que dicha transformación es adifusional [9]. El estudio de diagramas CCT en función de la deformación plástica puede ser utilizado para el diseño de tratamientos térmicos, cuando se requieren láminas con espesores más delgados.

1.2.1 Efecto de los elementos de aleación sobre el comportamiento de transformaciones de fase

Los productos de transformación que surgen durante el enfriamiento dependen de la composición química y también se ven afectados por factores como la deformación previa, la velocidad de deformación, el tamaño de grano austenítico, la velocidad de enfriamiento y las condiciones de austenización. Casi todos los elementos, excepto el Si, Co y Al, aumentan la estabilidad de la austenita (Figura 3) y, por lo tanto, desplazan hacia la derecha las curvas del principio y el final de las transformaciones controladas por difusión (ferrita y perlita).

Se ha reportado que todos los elementos de aleación, excepto el Co, disminuyen la temperatura del inicio de la transformación bainítica, especialmente el C, Cr, Mo, Ni y Mn [10].

También, se ha reportado que la temperatura de inicio de la transformación martensítica es disminuida por todos los elementos disueltos en la austenita, a excepción del aluminio y el cobalto [10-11].

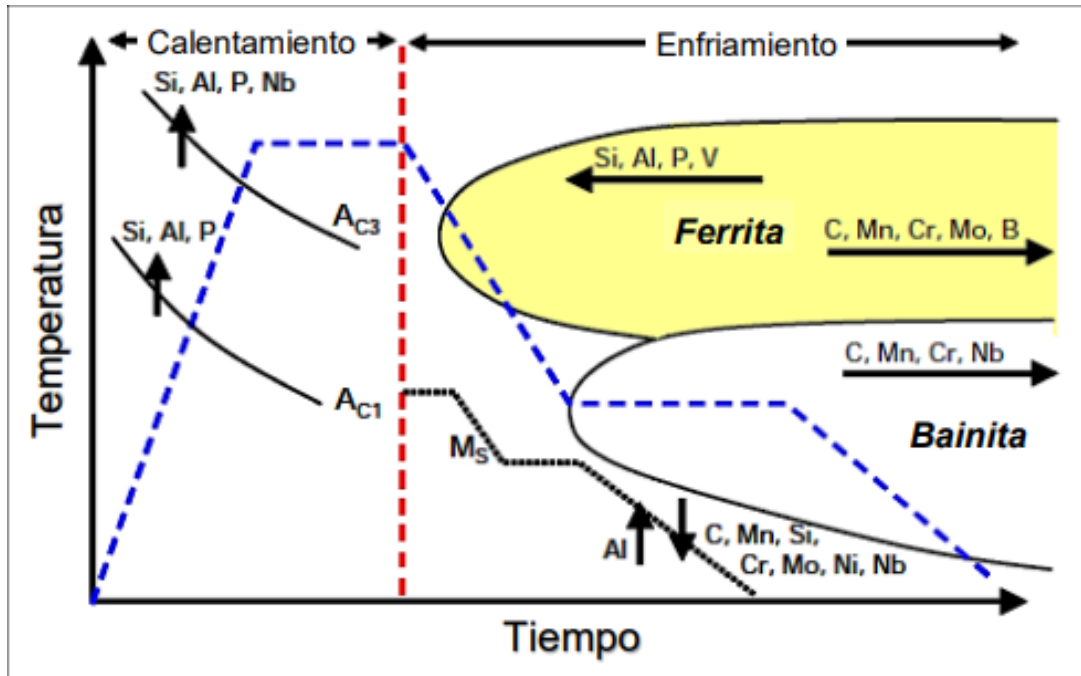


Figura 3. Efecto de los elementos de aleación sobre el comportamiento de las transformaciones de fase [10].

1.3 Cálculo de diagramas CCT con programas computacionales

Existen herramientas computacionales apoyadas en modelos matemáticos para predecir las transformaciones de fase en aceros. Autores como Hipchen et al., (2016) [12], describen por medio de modelos cinéticos, las distintas transformaciones de fase en aceros bajo condiciones que pueden reproducirse a nivel industrial. El empleo de las ecuaciones que integran los modelos cinéticos permite construir diagramas CCT, permitiendo predecir la microestructura y las transformaciones de fase que ocurren en enfriamiento continuo [13].

Entre los diferentes programas utilizados para predecir transformaciones de fase y propiedades mecánicas se encuentra el programa SteCal [14], el cual, es un programa que permite predecir las fases y propiedades mecánicas en función de la temperatura y la velocidad de enfriamiento.

Por otro lado, JMatPro (Java-based Material Properties) [15], es un programa que permite construir diagramas CCT en aceros en general, incluyendo los de baja, mediana y alta aleación. La descripción de la cinética de las transformaciones de fase en aceros con el

programa JMatPro se basa en el modelo propuesto por Kirkaldy [16]. Las Ecuaciones (1-9) son empleadas en este programa para describir la transformación de ferrita, perlita y bainita, respectivamente [17].

El modelo para realizar el cálculo de ferrita y perlita fue primero presentado por Kirkaldy [18], siguiendo las ecuaciones desarrolladas por Zener [19] y Hillert [20]. En el modelo inicial, no se hizo un intento para poder diferenciar entre las transformaciones difusivas y las displacivas, y la curva “C” se obtuvo utilizando la fórmula general para el tiempo (τ) para transformar x fracción de austenita a una temperatura T (Ecuación 1).

$$\tau(x, T) = \frac{1}{\alpha(N)D_{\text{eff}}\Delta T^q} \int_0^x \frac{dx}{x^{2(1-x)/3}(1-x)^{2x/3}} \quad \text{Ecuación 1.}$$

donde,

$$\alpha = \beta 2^{(N-1)/2}, \beta \text{ es un coeficiente empírico.}$$

N es el tamaño de grano ASTM.

D es un coeficiente de difusión efectivo.

ΔT es el subenfriamiento por debajo de la temperatura donde la austenita es inestable con respecto a la ferrita (temperatura Ae_3).

q es un exponente que depende del mecanismo de difusión efectivo.

También, se asume que el coeficiente de difusión efectivo involucra elementos de aleación de forma análoga a una relación de resistencias en serie (R_{eff}) por lo que:

$$R_{\text{eff}} \propto \frac{1}{D_{\text{eff}}} \propto e^{\left(\frac{Q_{\text{eff}}}{RT}\right)} \sum_{j=1}^m \alpha_j C_j \quad \text{Ecuación 2.}$$

donde, α_j es una constante para cada elemento j , C_j es la concentración del elemento j , Q_{eff} es la energía de activación efectiva para la difusión. La fórmula modificada es:

$$\tau_{TTT} = \frac{1}{2^{(N/8)}(\Delta T)^3} e^{\left(\frac{Q_{eff}}{RT}\right)} \sum_{j=1}^m \alpha_j C_j \quad \text{Ecuación 3.}$$

donde el término N asume una incubación transitoria por la cual, para la nucleación en superficies de granos, el tiempo para un volumen transformado determinado varía con el diámetro de grano a la potencia $1/4$ (de ahí el término $2^{(N/8)}$). Los parámetros de entrada críticos son entonces el tamaño de grano, la temperatura Ae_3 (calculada a partir de la termodinámica), el coeficiente de difusión efectivo, Q_{eff} , y las constantes empíricas α_j para cada elemento. Q_{eff} y α_j son determinadas empíricamente ajustando las curvas obtenidas mediante el uso de la ecuación anterior a curvas TTT observadas experimentalmente y la fórmula final para calcular τ es:

$$\tau_{0.1\%} = \frac{\exp\left(\frac{2,000}{T}\right)}{2^{N/8}(Ae_3 - T)^3} (60\%C + 90\%Si + 160\%Cr + 200\%Mo) \quad \text{Ecuación 4.}$$

Las cantidades de cada elemento están en porcentaje en peso. La derivación tal como se realizó anteriormente significa que, una vez que la composición y el tamaño de grano se proporcionan, sólo la temperatura Ae_3 debe de ser calculada. El modelo fue extendido para incluir curvas-C de perlita y bainita, y también para permitir un cálculo general de la cantidad de transformación en función del tiempo a una temperatura determinada. Esto provee tres ecuaciones para la cantidad de transformación de ferrita (τ_F), perlita (τ_P) y bainita (τ_B), respectivamente (Ecuación 5-7) [21].

$$\tau_F = \frac{60\% Mn + 2\% Ni + 68\% Cr + 244\% Mo}{6 \times 2^{N/8} * \Delta T^3 * D_F} * I \quad \text{Ecuación 5.}$$

$$\tau_P = \frac{1.8 + 5.4(\%Cr + \%Mo + 4\%Mo\%Ni)}{6 \times 2^{N/8} * \Delta T^q * D_P} * I \quad \text{Ecuación 6.}$$

$$\tau_B = \frac{(2.3 + 10\%C + 4\%Cr + 19\%Mo) * 10^{-4}}{6 \times 2^{N/8} * \Delta T^2 * e^{(-27,500/RT)}} * I \quad \text{Ecuación 7.}$$

donde ΔT es el subenfriamiento por debajo de la temperatura de transformación relevante de ferrita, perlita y bainita. R es la constante de los gases, (1.987cal / mol*K). D_f y D_P representan los coeficientes de difusión de la ferrita y perlita, respectivamente, y están dadas por las siguientes ecuaciones:

$$D_f = \exp(-23500/RT) \quad \text{Ecuación 8.}$$

$$\frac{1}{D_p} = \frac{1}{\exp(-27,500/RT)} + \frac{0.5 Mo}{\exp(-37,000/RT)} \quad \text{Ecuación 9.}$$

El parámetro I de las Ecuaciones (5-7) es la fracción de volumen integral como se muestra a la derecha de la Ecuación 1. Para el caso de la bainita, la integral está parcialmente corregida para tener en cuenta la observación experimental [21].

Una vez que se calcula el diagrama TTT, es posible transformarlo en un diagrama CCT usando reglas de aditividad bien establecidas después de Kirkaldy [16,18,21].

1.4 Efecto de la composición química y la deformación plástica sobre el comportamiento de diagramas CCT

A continuación, se describen algunos trabajos enfocados al estudio de las transformaciones de fase en aceros avanzados de alta resistencia.

A. López (2018) [22], propuso una composición química (Tabla 1) para la fabricación de AHSS multifásicos bajo condiciones que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo (CAGL). Dicha composición química la propuso a partir de simulaciones computacionales enfocadas a establecer los efectos de los elementos de aleación sobre el comportamiento de diagramas CCT. Para validar los resultados obtenidos de la simulación, se propuso un ciclo térmico en el que el recocido intercrítico se realizó a 800 °C por 15 s, y el tratamiento isotérmico bainítico (IBT, por sus siglas en inglés) a 450 °C para tiempos de 10 s a 120 s (condiciones que pueden ser reproducidas en CAGL). Se obtuvieron aceros multifásicos con microestructuras de ferrita + bainita + austenita para tiempos de IBT de 10 s y 30 s, y microestructuras de ferrita + bainita + martensita para tiempos de IBT de 60 s y 120 s. Las mejores propiedades mecánicas obtenidas fueron: resistencia a la cedencia 710 MPa, resistencia última a la tensión 1055 MPa y elongación a fractura 20 %, en muestras con tiempos de IBT de 30 s.

Tabla 1. Composición química del acero reportada por A. López, (% peso) [22].

C	Mn	Si	Al	Cr, Ni, Co, Mo, V, N, S, P, Ti
0.14	1.7	0.61	0.59	< 1.5

La Figura 4 muestra el diagrama CCT calculado con la composición química obtenida en el acero experimental. Este diagrama fue utilizado para el diseño del tratamiento térmico requerido para la fabricación del acero multifásico. Como se observa en el diagrama, para una velocidad de enfriamiento de 50°C/s, es posible evitar la transformación de austenita a ferrita, perlita o incluso a bainita, desde la temperatura de austenización hasta alrededor de la temperatura a la cual inicia la transformación martensítica. Por lo que para el desarrollo de aceros multifásicos fue necesario promover un recocido intercrítico seguido de un mantenimiento alrededor de 450°C. Es importante resaltar que este diagrama fue calculado

con un software y no se determinó experimentalmente. Además, el cálculo se realizó a temperaturas por encima de la temperatura crítica A_{c3} .

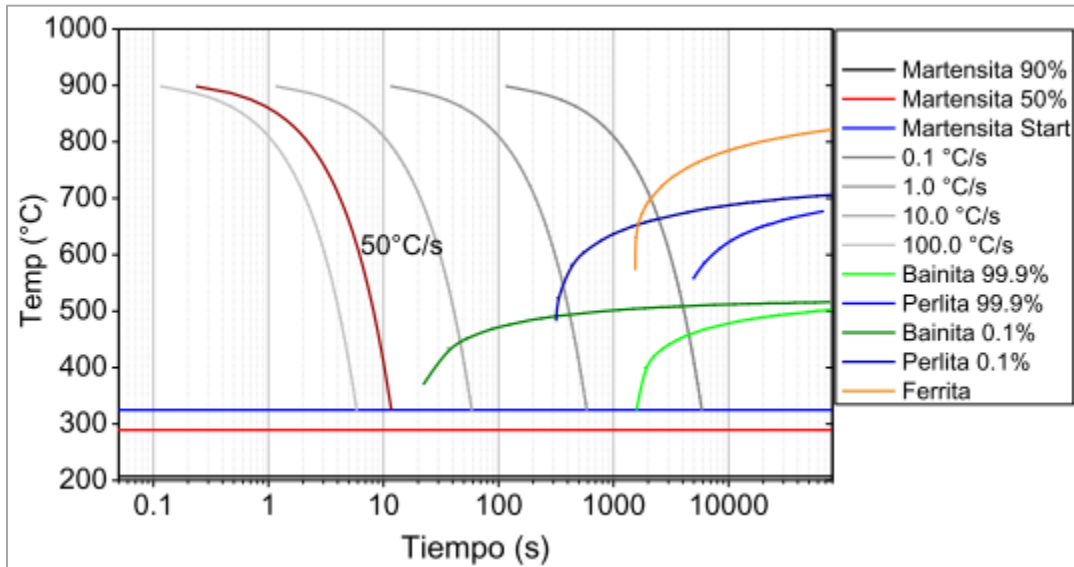


Figura 4. Diagrama CCT calculado con el software JMatPro utilizando la composición química determinada del acero experimental [22].

Contreras et al., (2020) [23], reportaron la posibilidad de diseñar aceros avanzados de alta resistencia mediante el uso de diagramas CCT obtenidos computacionalmente a partir del rango intercrítico. Adicionalmente, se realizó un estudio de las transformaciones de fase mediante dilatometría para validar lo anterior. La composición química del acero utilizado se muestra en la Tabla 2. Se obtuvieron AHSS con microestructuras multifásicas de ferrita + bainita + austenita y ferrita + bainita + martensita/austenita. Las propiedades mecánicas reportadas para los aceros obtenidos fueron: resistencia a la cedencia (760-840 MPa), resistencia última a la tensión (UTS = 1090-1160 MPa) y elongación a fractura ($E_f = 20-24\%$). Estas propiedades permiten clasificar al acero como un AHSS de tercera generación.

Tabla 2. Composición química del acero TRIP reportada por A. Contreras, (% peso) [23].

C	Mn	Ni	Al	Si	Cu	Nb	Cr	Mo	V
0.14	1.7	0.42	0.46	0.6	0.26	0.3	0.4	0.3	0.002

B.Y. Navarrete (2020) [24], obtuvo un modelo de regresión lineal múltiple a partir de un conjunto de composiciones químicas reportadas en la literatura para la obtención de AHSS. Este modelo matemático permitió predecir las propiedades mecánicas de AHSS en función de la composición química. La composición química del acero empleado para validar el modelo se muestra en la Tabla 3, la cual fue propuesta utilizando la metodología reportada por A. López [22]. El estudio de las transformaciones de fase se realizó a partir de los diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo (CCT) calculados con el programa JMatPro. Finalmente, las propiedades mecánicas fueron determinadas experimentalmente y comparadas con las predichas por el modelo matemático. La validación se realizó en un acero tratado térmicamente sujeto a ciclos térmicos que simulan CAGL. Las propiedades mecánicas determinadas experimentalmente fueron: UTS = 1020 - 1080 MPa y Ef 21.5 – 25.3 %; y las obtenidas con el modelo propuesto fueron 995 MPa y 25%, respectivamente [24].

Tabla 3. Composición química del acero reportado por B.Y. Navarrete, (% peso) [24].

C	Mn	Si	Al	Mo	Ni	Cu	Nb	Cr	P	S
0.16	2.0	1.0	0.30	0.25	0.08	0.23	0.15	0.09	0.01	0.005

Es importante resaltar que en los trabajos anteriores se han enfocado a proponer composiciones químicas de baja aleación que permitan obtener aceros multifásicos bajo condiciones similares a las utilizadas en una CAGL, sin embargo, ninguno de ellos reporta los efectos de la deformación plástica y de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura y la microdureza. Es decir, ninguno de ellos ha reportado el efecto de dichas variables sobre el comportamiento de diagramas CCT intercríticos determinados experimentalmente.

Zhang et al., (2006) [25], reportaron la influencia de la composición química sobre el comportamiento de los diagramas CCT y las propiedades mecánicas de aceros AHSS. Evaluaron el efecto del carbono equivalente sobre el comportamiento de dichos diagramas. La composición química de los AHSS investigados se muestra en la Tabla 4. Se utilizaron muestras de acero procesado en caliente, con dimensiones de 3.5 mm de diámetro y 5 mm de longitud. El tratamiento térmico fue el siguiente: calentamiento a 2 °C/s hasta lograr una

austenización completa a temperatura de 1200 °C por 3 min, seguido de un enfriamiento a 5 °C/s hasta 950 °C y 2 min de permanencia a dicha temperatura. Después, las muestras fueron enfriadas hasta temperatura ambiente a diferentes velocidades de enfriamiento: 0.3, 1, 2, 5, 10, 30 K/s.

Tabla 4. Composición química de los aceros utilizados por Zhang & Li, (% peso) [25].

Código	C	Mn	Al	Si	P	Ti	V	CE
P	0.11	1.67	0.038	1.19	0.013	-	-	0.44
O	0.21	1.64	1.37	0.31	0.081	-	0.073	0.55
Z	0.24	1.51	1.12	0.27	0.082	-	-	0.54
S	0.26	1.64	1.35	0.39	0.049	0.099	0.053	0.61
J	0.34	1.75	1.32	0.46	0.055	0.12	0.033	0.71

De acuerdo con la Figura 5, el incremento en el carbono equivalente causa en general un desplazamiento de las curvas de ferrita y perlita hacia la derecha del diagrama, asimismo, el comportamiento de la transformación bainítica y martensítica es influenciado fuertemente por el carácter alfégeno y/o gamágeno de los elementos de aleación utilizados. La dureza de las muestras se incrementa con el aumento en la velocidad de enfriamiento, lo cual se relaciona con la presencia de bainita y martensita. Es importante resaltar que los diagramas CCT en dicho trabajo fueron determinados experimentalmente a temperaturas por encima de la temperatura crítica de transformación de fase Ac_3 .

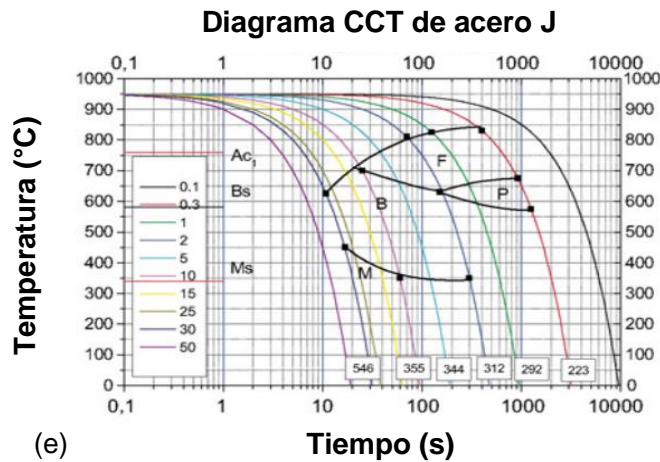
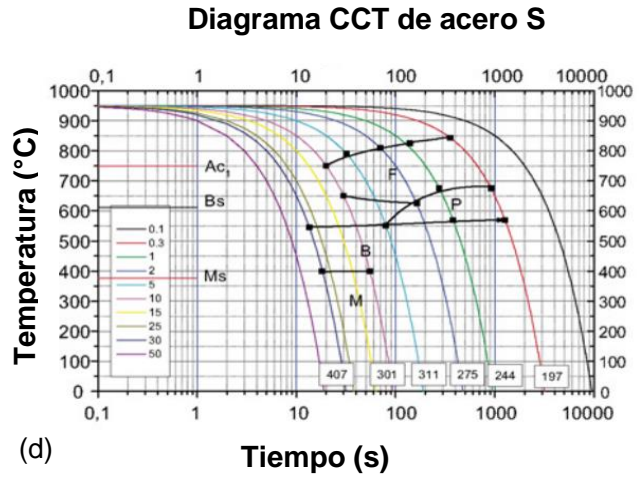
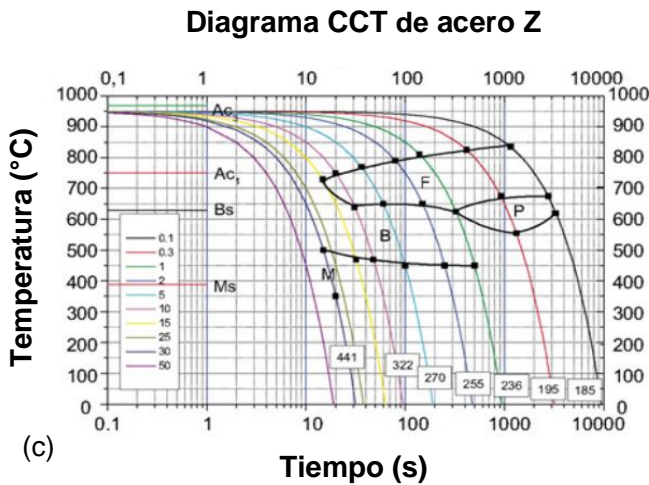
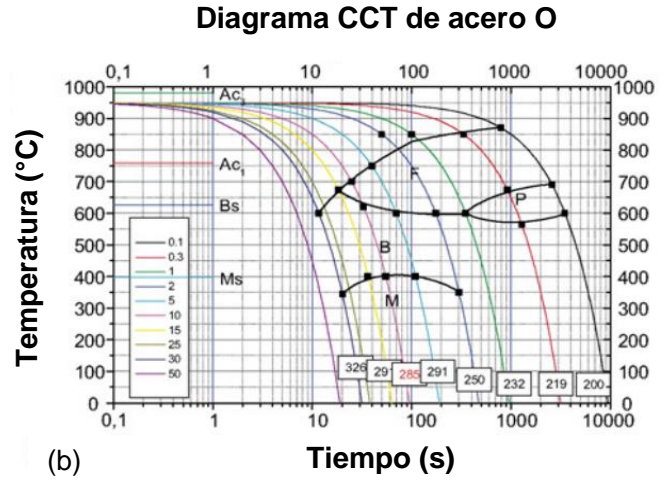
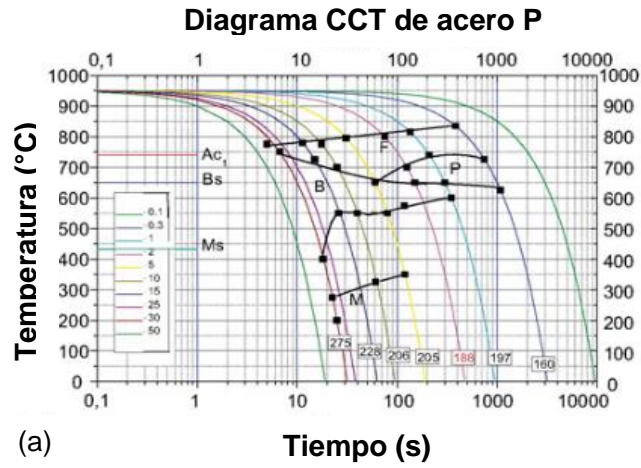


Figura 5. Efecto del carbono equivalente sobre el comportamiento de diagramas CCT: P= 0.44, O= 0.55, Z= 0.54, S= 0.61, J= 0.71 [25].

Kawulok et al., (2018) [26], determinaron experimentalmente diagramas CCT y DCCT de aceros hipoeutectoides, la composición química de los aceros utilizados se muestra en la Tabla 5. Se investigó el efecto de la deformación plástica sobre el comportamiento de las curvas de transformación de fase (Figura 6). Utilizaron análisis dilatométrico junto con la aplicación de deformaciones aplicadas mediante tensión y compresión. Se utilizó una deformación verdadera de 0.35 con una rapidez de deformación de 1 s^{-1} . Los ensayos dilatométricos (sin deformación y con deformación para ambos aceros) se realizaron después de una austenización unificada a una temperatura de $850 \text{ }^\circ\text{C}$ y una permanencia de 180 s. Cabe resaltar que los diagramas se determinaron por encima de A_{c3} . Como se puede observar, la deformación plástica causa un desplazamiento de las curvas de transformación hacia la izquierda del diagrama, lo cual está relacionada con un mayor número de sitios para la nucleación de dichas fases.

Tabla 5. Composición química de aceros reportados por Kawulok, (% peso) [26].

Acero	C	Mn	Cr	Si	S	P
1	0.14-0.19	1.00-1.30	0.80-1.10	máx 0.40	máx 0.035	máx 0.035
2	0.17-0.22	1.10-1.40	1.00-1.30	máx.0.40	máx 0.035	máx 0.035

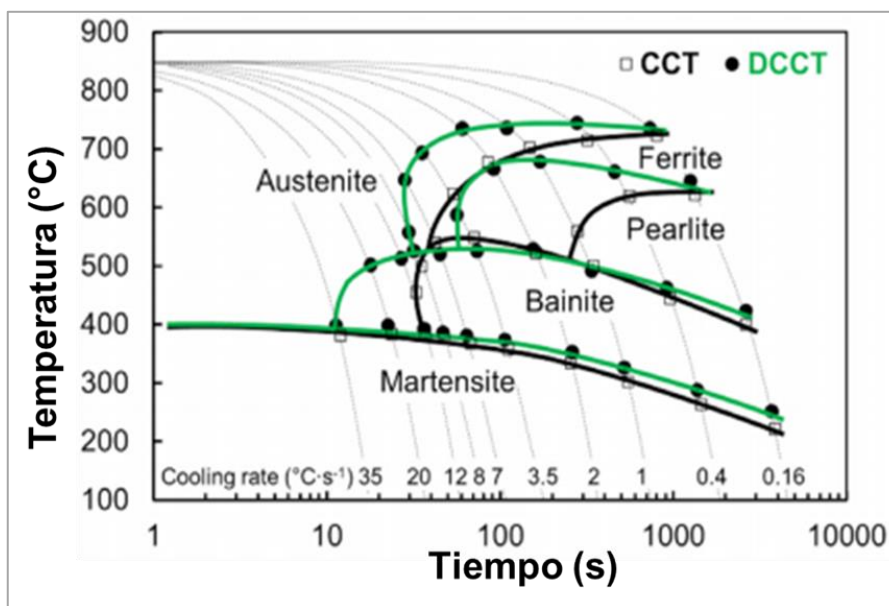


Figura 6. Diagramas CCT y DCCT de aceros hipoeutectoides [26].

Bräutigam-Matus et al., (2018) [27], reportaron diagramas CCT obtenidos experimentalmente para predecir las microestructuras de aceros doble fase (DP, por sus siglas en inglés) a partir de una temperatura dentro del rango intercrítico (800 °C). La construcción de los diagramas se realizó a partir de las curvas de dilatación obtenidas mediante dilatometría. La composición química del acero y el diagrama CCT experimental se muestran en la Tabla 6 y Figura 7, respectivamente. Los aceros DP tienen microestructuras principalmente de ferrita y martensita. Se encontró que dichas microestructuras pueden ser obtenidas en el acero investigado a velocidades de enfriamiento de 100 °C/s, lo cual hace difícil su obtención en líneas de recocido industriales. Por lo tanto, para el desarrollo de los AHSS se debe adecuar composición química para que permita su obtención bajo dichas condiciones. En dicho estudio, los diagramas fueron únicamente validados para aceros DP y no contemplan la deformación plástica.

Tabla 6. Composición química del acero DP estudiado por Bräutigam-Matus, (% peso) [27].

C	Mn	P	S	N	Si	Cu	Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	V	B
0.18	1.80	0.015	0.002	0.007	0.33	0.08	0.05	0.43	0.03	0.015	0.026	0.004	0.0007

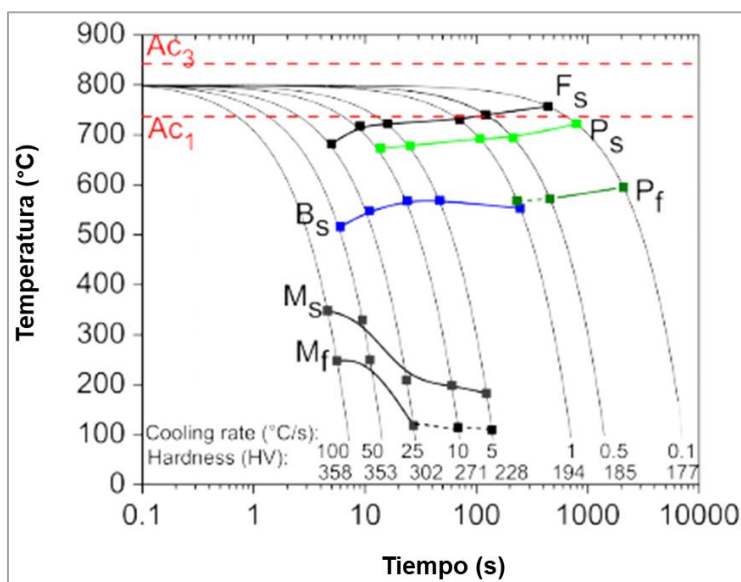


Figura 7. Diagrama CCT determinado a partir de 800 °C, temperatura dentro del rango intercrítico [27].

Morawiec et al., (2020) [28], estudiaron el efecto de la deformación plástica sobre en la cinética de las transformaciones de fase en un acero estructural bajo de carbono. El acero utilizado para la investigación se sometió a tratamientos diferentes como se muestra en la Figura 8. El primer análisis se realizó para determinar la cinética de transformación de fase sin deformación de la austenita antes del enfriamiento. El segundo análisis, se realizó en condiciones donde la austenita se encontraba deformada, esto con el fin de investigar el efecto de la deformación en la cinética de la transformación. La composición química del acero investigado se presenta en la Tabla 7. Tanto el diagrama CCT como el DCCT fueron determinados por encima de la temperatura crítica Ac_3 . Como se puede observar, la deformación de la fase austenita promueve principalmente un desplazamiento de las curvas de transformación hacia temperaturas más altas, lo cual indica que las transformaciones ocurren más rápido. Al igual que Kawulok et al., (2018) [26], este comportamiento es atribuido a un mayor número de sitios para la nucleación de los productos de la transformación.

Tabla 7. Composición química del acero estudiada por Morawiec, (% peso) [28].

C	Mn	P	S
0.2	1.5	0.045	0.009

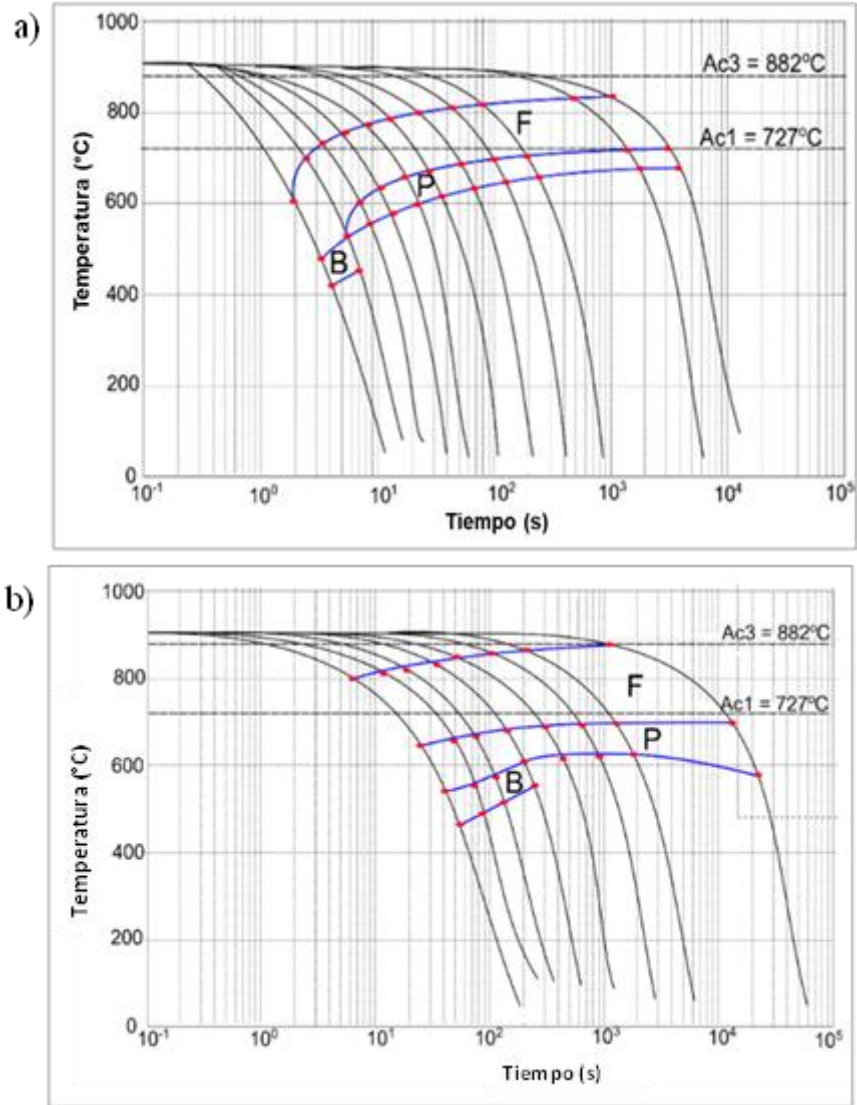


Figura 8. Diagramas CCT (a) y DCCT (b) del acero estructural de bajo carbono investigado. Las líneas azules indican las zonas de transformación de fase [28].

2. Metodología empleada para la fabricación del acero y para establecer los efectos de la deformación plástica sobre las transformaciones de fase en enfriamiento continuo

A continuación, se describe el procedimiento utilizado para determinar el efecto de la deformación plástica sobre el comportamiento de diagramas CCT obtenidos a partir del rango intercrítico para el desarrollo de AHSS.

La Figura 9 presenta el diagrama de flujo de la metodología utilizada para el desarrollo de este trabajo. La composición química es similar a la reportada por A. López [22]. El trabajo se desarrolla en 4 etapas, la primera etapa consistió en la fabricación del acero a escala laboratorio mediante fusión y colada, y el procesamiento para la obtención de láminas delgadas. Los lingotes obtenidos fueron sometidos a un tratamiento térmico de homogeneizado, y procesados mediante laminación en caliente y laminación en frío para obtener laminas delgadas de 1.5 mm y 1.0 mm de espesor (espesores similares y más delgados a los reportados recientemente en la literatura, respectivamente).

La segunda etapa consiste en calcular el diagrama CCT considerando la composición química del acero experimental. El cálculo se realizó con el programa JMatPro-8.0. Primeramente, se obtuvieron las temperaturas Ac_1 y Ac_3 , tanto con dicho programa, como con las Ecuaciones 10 y 11 obtenidas a partir de los resultados de laboratorio, obtenidas y reportadas por Kasatkin [29]:

$$Ac_1 = 723 - 7.08 Mn + 37.7 Si + 18.1 Cr + 44.2 Mo + 8.95 Ni + 50.1 V + 21.7 Al + 3.18 W + 297 S - 830 N - 11.5 C Si - 14.0 Mn Si - 3.10 Si Cr - 57.9 C Mo - 15.5 Mn Mo - 5.28 C Ni - 6.0 Mn Ni + 6.77 Si Ni - 0.80 Cr Ni - 27.4 C V + 30.8 Mo V - 0.84 Cr^2 - 3.46 Mo^2 - 0.46 Ni^2 - 28 V^2$$

Ecuación 10.

$$Ac_3 = 912 - 370 C - 27.4 Mn + 27.3 Si - 6.35 Cr + 32.7 Ni + 95.2 V + 10 Ti + 72.0 Al + 64.5 Nb + 5.57 W + 332 S + 276 P + 485 N - 900 B + 16.2 C Mn + 32.3 C Si + 15.4 C Cr + 48.0 C Ni + 4.32 Si Cr - 17.3 Si Mo - 18.6 Si Ni + 40.5 Mo V + 174 C^2 + 2.46 Mn^2 - 6.86 Si^2 + 0.322 Cr^2 + 9.90 Mo^2 + 1.24 Ni^2 - 60.2 V^2$$

Ecuación 11.

En la tercera etapa se determinó la temperatura intercrítica requerida para promover la proporción de fases indicada anteriormente. Esta temperatura se determinó a partir de la realización de tratamientos térmicos de temple utilizando 8 temperaturas diferentes y manteniendo 1 min a cada temperatura para posteriormente enfriar en agua. Estas pruebas se realizaron con la finalidad de determinar de manera indirecta la evolución de la austenita durante el tratamiento térmico. Lo anterior se realizó para las dos deformaciones plásticas investigadas. Una vez establecida dicha temperatura, las muestras fueron calentadas a esa temperatura, y sometidas a distintos medios de enfriamiento: agua, aceite, aire, horno.

En la cuarta etapa, se obtuvieron las curvas de dilatación para la construcción de los diagramas CCT mediante dilatometría con un dilatómetro LINSEIS RITA L78. Primeramente, se determinaron experimentalmente las temperaturas críticas de transformación de fase Ac_1 y Ac_3 , a partir de los cambios en las curvas de dilatación, con el fin de definir la temperatura intercrítica requerida para obtener 50% ferrita + 50% austenita. En este caso, se empleó la regla de la palanca en las regiones donde se observaron cambios en las curvas de dilatación, correspondientes a la transformación de ferrita a austenita. Una vez fijada dicha temperatura intercrítica, se procedió a investigar el efecto de la velocidad de enfriamiento. Para ello, se utilizaron 5 velocidades de enfriamiento. Lo anterior para poder estudiar los cambios de fase a velocidades de enfriamiento rápidas, moderadas y lentas. Los cambios de fase se determinaron a partir de los cambios en las curvas de dilatación ($\Delta L/L_0$ vs temperatura, $\Delta L/L_0$ vs tiempo). Los resultados obtenidos fueron comparados con los obtenidos de los tratamientos térmicos realizados en muflas.

Los diagramas CCT fueron calculados considerando una temperatura a la cual se pudiera obtener la proporción de fases siguiente: 50% ferrita + 50% austenita. Las temperaturas de transformación de fase en calentamiento continuo fueron determinadas experimentalmente mediante dilatometría con el fin de determinar la variación con las estimaciones hechas a partir del programa JMatPro y de las Ecuaciones 10 y 11. Las muestras obtenidas de las etapas 3 y 4 fueron caracterizadas mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y mediciones de microdureza. Esto con el fin de conocer la capacidad de endurecimiento del acero en función de las fases obtenidas.

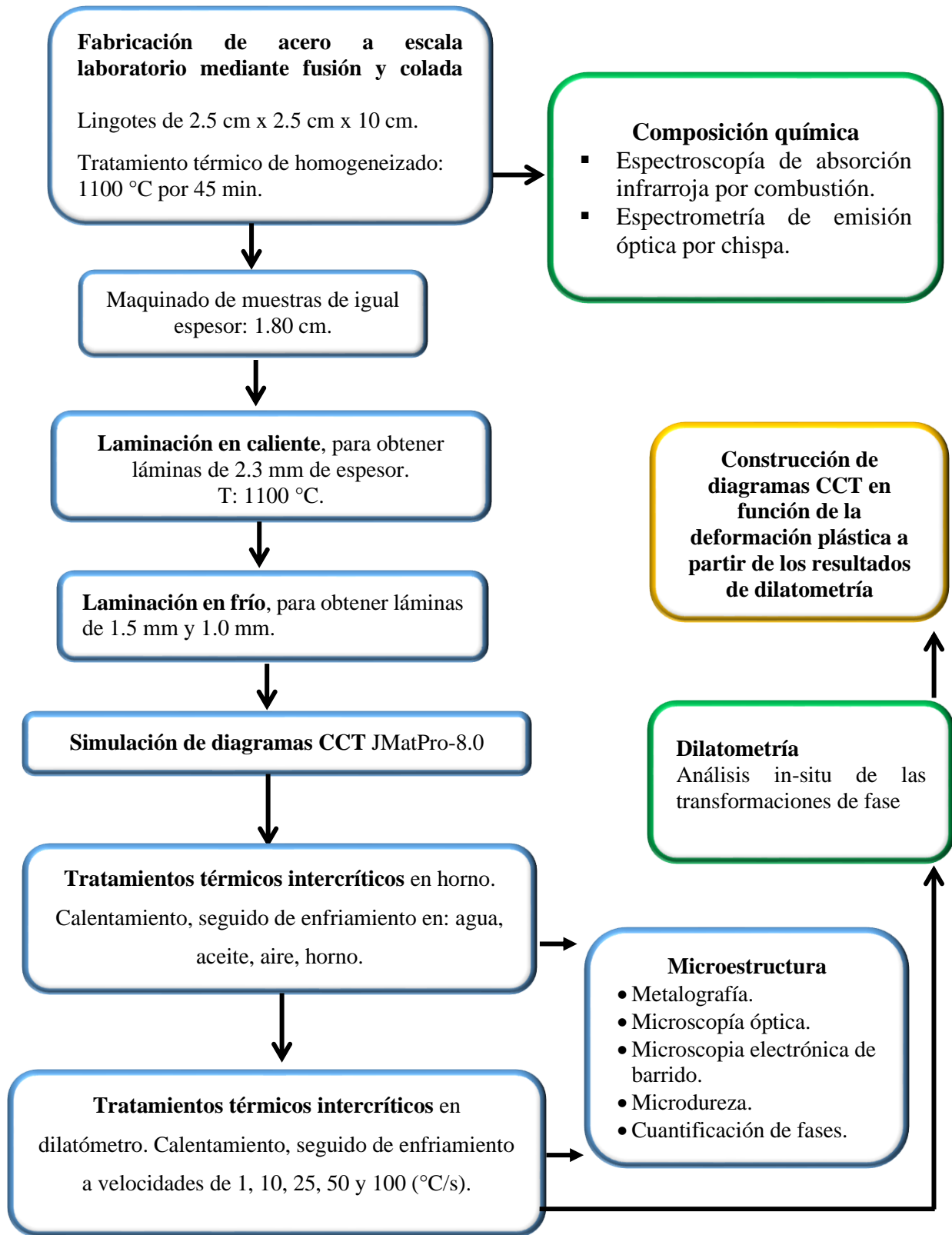


Figura 9. Metodología que se utilizará para el desarrollo del proyecto.

2.1 Fabricación y procesamiento del acero experimental

El acero experimental se fabricó mediante fusión en un horno de inducción Power-Trak 35-96 (Figura 10). Las dimensiones del lingote obtenido fueron de 10 cm de ancho x 10 cm de espesor x 15 cm de largo mediante vaciado en lingoteras metálicas. Finalmente, se cortaron y maquinaron 4 lingotes para obtener el mismo espesor, las medidas de los lingotes se muestran en la Tabla 8.

Tabla 8. Medidas de muestras maquinadas.

Muestra	Longitud (cm)	Ancho (cm)	Espesor (cm)
L1	4.00	2.60	1.80
L2	4.90	2.85	1.80
L3	6.00	2.80	1.80
L4	5.90	2.80	1.80



Figura 10. Horno de inducción Power-Trak 35-96.

Los lingotes se recubrieron con pintura de zirconia para reducir la oxidación del acero y la decarburación durante el tratamiento térmico. Los lingotes fueron sometidos a un tratamiento de homogeneización a 1100 °C durante 45 min. Posteriormente, fueron decapados con HCl al 50% para eliminar el óxido que se formó durante el tratamiento térmico (Figura 11).

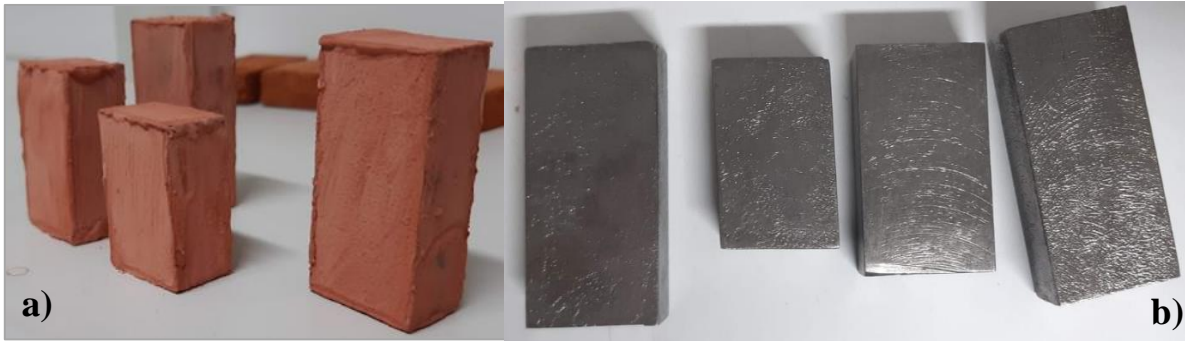


Figura 11. a) Muestras recubiertas con pintura de zirconia, b) muestras homogeneizadas y decapadas con HCl.

2.1.2 Laminación en caliente y en frío

Para la laminación en caliente, los lingotes fueron recalentados a 1100 °C durante 10 min ($T > A_{c3}$) y después laminados en un molino Hille Helicon MK4 (Figura 12 a). El espesor se redujo de 1.8 cm hasta 6.0 mm. Posteriormente, fueron sometidos a un recalentamiento a 1100 °C por 5 minutos seguido de una reducción en espesor hasta 2.3 mm. Enseguida, las láminas se enfriaron al aire, se decaparon y se seccionaron en 2 partes para laminar en frío y obtener dos espesores diferentes. Estas muestras fueron identificadas como L1A y L1B, donde L1 corresponde al lingote 1, A indica el espesor de 1.5 mm y B indica el espesor de 1.0 mm (Figura 12 b).



Figura 12. a) Molino de laminación HILLE HELICON MK4, b) probetas laminadas de espesor A:1.5 mm y B: 1.0 mm.

Las muestras utilizadas para este trabajo fueron L2A, L2B, L3A y L3B. Las muestras restantes se reservaron por si hubiera necesidad de hacer alguna repetición adicional. Posteriormente, se cortaron muestras de 11 mm de largo por 7 mm de ancho para caracterizar la microestructura, medir la dureza y realizar los análisis dilatométricos. Los cortes de las muestras rectangulares se realizaron en una cortadora de precisión BUEHLER IsoMet (Figura 13) de baja velocidad. Los cortes se realizaron con un disco diamantado Struers.

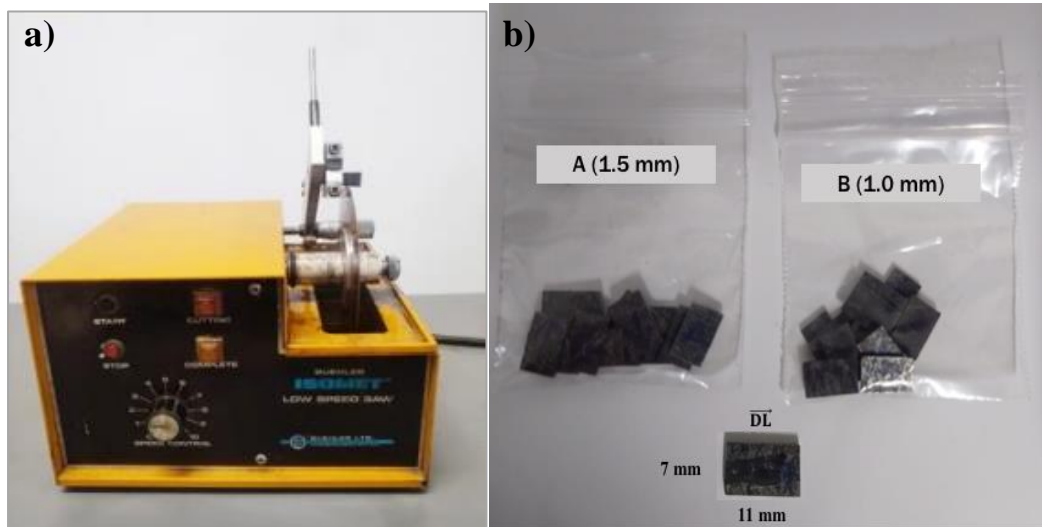


Figura 13. a) Cortadora de precisión de baja velocidad BUEHLER IsoMet con disco diamantado y b) muestras cortadas para dilatometría.

2.2 Evaluación indirecta de la cantidad de austenita durante el recocido

Para determinar experimentalmente los cambios que sufre el acero durante el calentamiento se realizaron tratamientos térmicos de temple como los que se muestran en la Figura 14. Los tratamientos térmicos se realizaron a temperaturas de 600°C, 650°C, 700°C, 750°C, 800°C, 825°C, 850°C, 900°C, 950°C y 1000°C. El temple es un tratamiento térmico realizado mediante calentamiento por encima de la temperatura crítica A_{c3} , seguido de un enfriamiento brusco (con agua o salmuera) [30]. Tiene el objetivo de aumentar la dureza y resistencia mecánica del material, lo cual se logra debido a que la austenita transforma a martensita.

En el presente estudio, no todas las temperaturas empleadas caen dentro del rango austenítico, sin embargo, los tratamientos fueron acompañados de un enfriamiento rápido, con el fin de seguir la evolución de la austenita indirectamente a partir de la cantidad de martensita transformada. El tiempo de empape fue de 1 min y posteriormente las muestras fueron enfriadas en agua con hielo. Lo anterior para obtener la temperatura del rango intercrítico donde se obtiene 50% ferrita y 50% martensita; esta última, como un indicativo de la cantidad de la fase metaestable austenita, la cual durante el enfriamiento rápido transforma a martensita. Los tratamientos se hicieron en un horno tipo mufla Thermolyne FA1740.

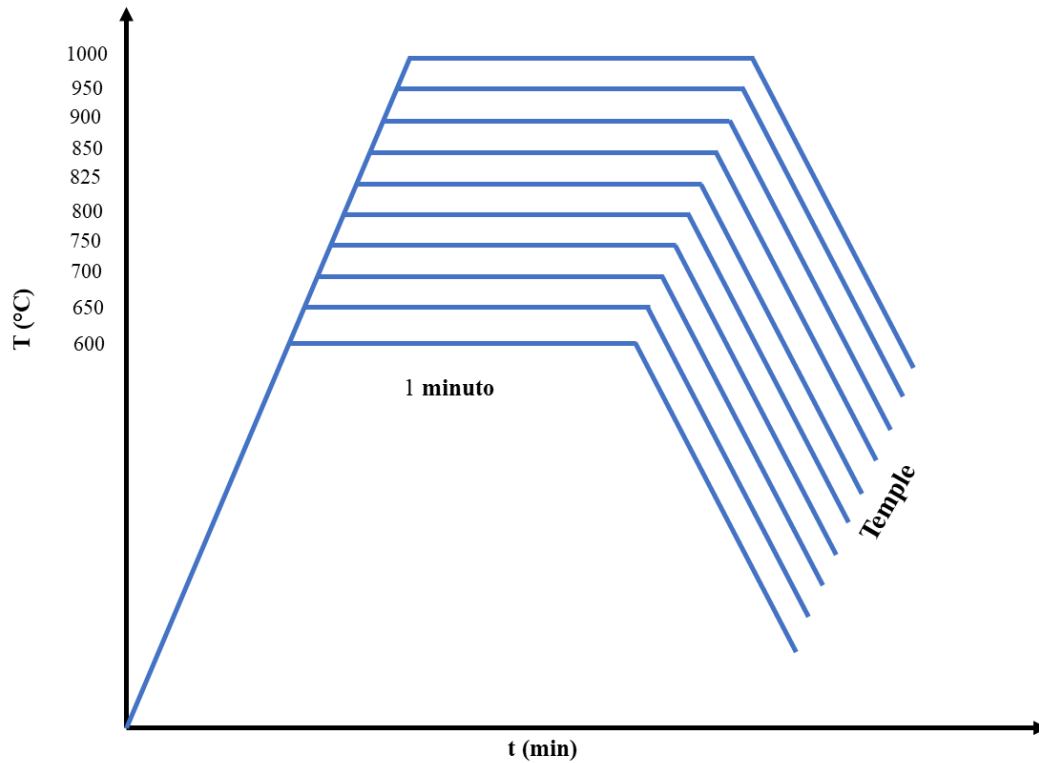


Figura 14. Ciclos térmicos empleados para determinar la temperatura intercrítica requerida para obtener 50% ferrita + 50% martensita en espesores A (1.5 mm) y B (1.0 mm).

Una vez determinada la temperatura crítica para obtener el 50% ferrita + 50% austenita (a partir de la cantidad de martensita), los aceros fueron calentados a dicha temperatura y sometidos a distintos medios de enfriamiento: agua, aceite, aire y horno, con el fin de evaluar el efecto de la velocidad de enfriamiento en función del grado de deformación plástica.

2.3 Determinación de las temperaturas críticas de transformación de fase y construcción de diagramas CCT

Las temperaturas críticas de transformación de fase en calentamiento continuo (Ac_1 y Ac_3) fueron determinadas mediante dilatometría en un dilatómetro LINSEIS Rita L78 (Figura 15). Los experimentos se realizaron por duplicado de tal forma que el valor reportado es el promedio obtenido a partir de dichas mediciones. Las muestras fueron calentadas a $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$ desde temperatura ambiente hasta 1100°C . Para el desarrollo de los experimentos, se soldaron termopares tipo K en las muestras, con el fin de registrar la temperatura de las mismas durante el ciclo térmico.

Las muestras fueron colocadas entre dos palpadores del dilatómetro uno fijo y otro móvil, para registrar la variación en la longitud (dilatación o contracción) de la muestra durante el tratamiento térmico. Se obtuvieron las curvas de dilatación ΔL vs. temperatura. Las temperaturas de transformación de fase fueron determinadas mediante el método de la tangente trazando líneas paralelas a la zona lineal de la curva de dilatación, de tal forma que el cambio en la pendiente de dicha curva es atribuido al cambio de fase. Los resultados fueron comparados con los obtenidos a partir de los tratamientos térmicos de temple y con las estimaciones realizadas con las Ecuaciones 10 y 11.

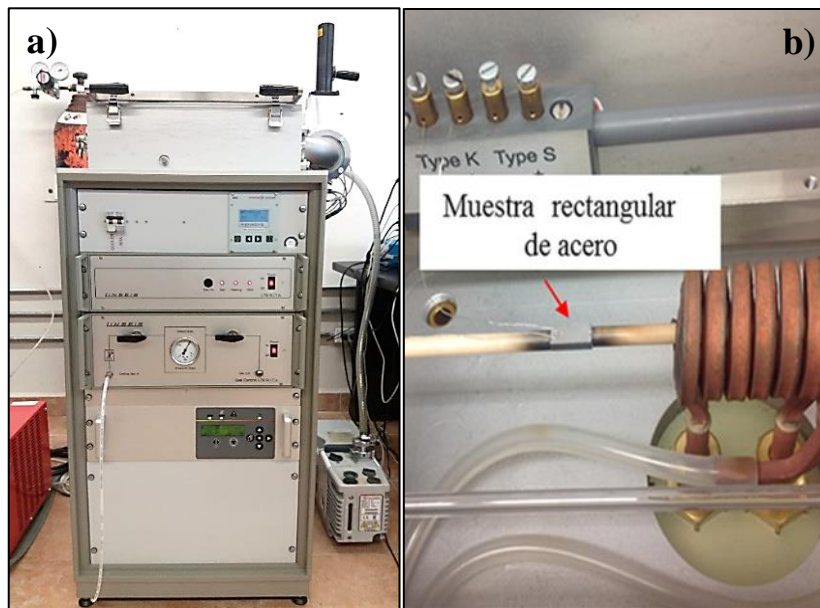


Figura 15. a) Dilatómetro LINSEIS Rita L78 utilizado para realizar los tratamientos térmicos y b) probeta de acero con termopares tipo K entre palpadores.

Una vez determinada la temperatura intercrítica, se procedió con los tratamientos térmicos. En este caso, las muestras fueron calentadas a dicha temperatura por 15 s y posteriormente enfriadas con distintas velocidades de enfriamiento: 100°C/s, 50°C/s, 25°C/s, 10°C/s y 1°C/s. Lo anterior para poder estudiar los cambios de fase a velocidades de enfriamiento controladas rápidas, moderadas y lentas. Los cambios de fase se determinaron a partir de los cambios en las curvas de dilatación (ΔL vs. temperatura, ΔL vs. tiempo). Los tiempos y temperaturas de inicio y fin de las transformaciones fueron posteriormente graficados para la construcción de los diagramas de transformación en enfriamiento continuo para las dos deformaciones plásticas investigadas.

2.4 Técnicas de caracterización

Enseguida se describen las técnicas de caracterización que fueron utilizadas para determinar la composición química, así como para observar las características microestructurales, y determinar los porcentajes de fases y la dureza de los aceros fabricados.

2.4.1 Análisis químico

Para conocer la composición química del acero experimental, se utilizaron dos técnicas diferentes, en la primera se evaluó el contenido de C y S en un analizador simultáneo marca LECO modelo CS 230. Las mediciones se realizaron mediante espectroscopía de absorción infrarroja por combustión de acuerdo con las especificaciones de la norma ASTM E-1019 [31]. Los contenidos de los elementos restantes fueron determinados mediante espectrometría de emisión óptica por chispa de acuerdo con la norma ASTM E-415 [32], utilizando un equipo marca Spectro modelo LabS. Los análisis realizados con esta última, se realizaron en muestras de 2.5 cm de ancho x 2.5 cm de longitud.

2.4.2 Caracterización microestructural

La caracterización de la microestructura se realizó mediante microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB). Para la observación microscópica, las muestras fueron preparadas por técnicas convencionales de metalografía. Se montaron en caliente utilizando resina fenólica (baquelita), a continuación, fueron desbastadas utilizando lijas de carburo de silicio (No. 120 a 1500) y pulidas hasta acabado espejo con pasta de diamante (3 y 1 μm). Para revelar la microestructura las muestras fueron atacadas con reactivo Nital al 5% mediante inmersión durante 5 a 8 s. Los análisis mediante microscopía óptica se realizaron en un microscopio óptico Olympus GX51 (Figura 16 a).

Los cambios de la microestructura se evaluaron en la dirección de laminación mediante la captura de imágenes con el software QCapture Pro. Finalmente, la morfología de las fases fue observada en un microscopio electrónico de barrido marca JEOL modelo JSM-6610LV (Figura 16 b), el cual cuenta con detectores de electrones retrodispersados y electrones secundarios. Las imágenes obtenidas por esta técnica fueron posteriormente utilizadas para realizar la cuantificación de fases, la cual se realizó de acuerdo con los procedimientos de la norma ASTM E 562 [33]. Se consideraron 15 imágenes para cada condición por lo que el valor reportado fue obtenido a partir de dichas mediciones.

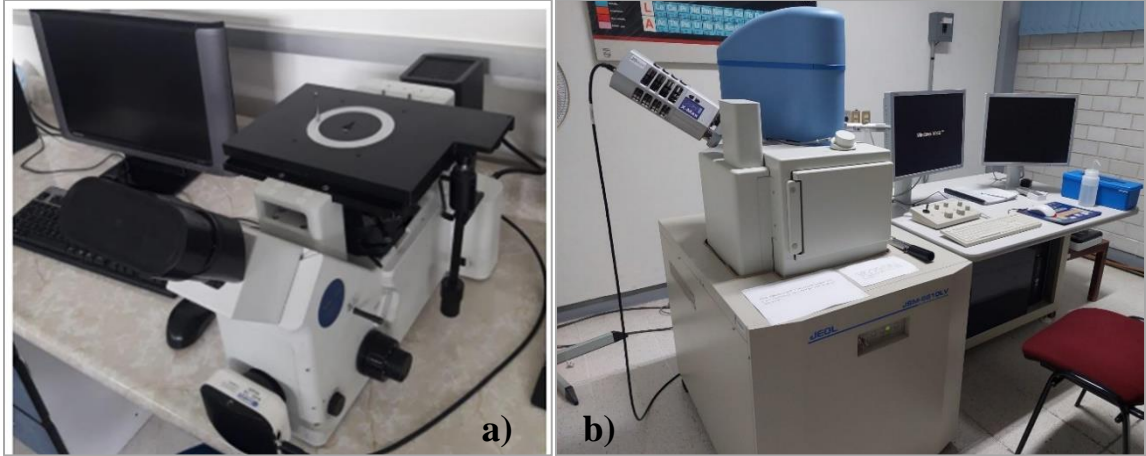


Figura 16. a) Microscopio óptico Olympus GX51, b) Microscopio electrónico de barrido marca JEOL Modelo JSM-6610LV.

2.4.3 Microdureza

Las mediciones de microdureza se realizaron en un microdurómetro semiautomático Shimadzu HMV-G (Figura 17), con base en los procedimientos de la norma ASTM E-384 [34]. Las muestras fueron preparadas mediante técnicas convencionales de metalografía para obtener superficies planas y paralelas. Se realizaron 20 indentaciones por muestra a través del espesor de la lámina empleando un indentador de diamante con punta piramidal. Se aplicó una carga de 0.5 kgf. Esta técnica fue empleada para determinar la capacidad de ablandamiento y endurecimiento del acero después de los ciclos térmicos, y así seguir la evolución de la recristalización y, de manera indirecta, de la transformación de austenita.



Figura 17. Microdurómetro semiautomático Shimadzu HMV-G.

3. Resultados y discusión de las transformaciones de fase en enfriamiento continuo, y de los cambios en la microestructura y en la microdureza, ocasionados por la deformación plástica

3.1 Composición química y microestructura del acero experimental

Como se mencionó anteriormente, la composición química utilizada para la fabricación del acero experimental fue seleccionada con base en los resultados de un trabajo previo realizado por A. López [22], los cuales demuestran la posibilidad de obtener aceros multifásicos bajo condiciones que simulan CAGL.

Para la obtención del acero experimental, primeramente, se realizó el balance de cargas de las ferroaleaciones para posteriormente proceder con la fabricación, mediante fusión y vaciado. La Tabla 9, muestra la composición química del acero experimental empleado en este estudio. El carbono, el manganeso y el silicio juegan un papel importante para controlar el comportamiento de transformación y estabilizar la austenita retenida [35]. El silicio evita o al menos retrasa la precipitación del carburo durante la formación de bainita y permite que el carbono se difunda en la austenita retenida [36]. El manganeso actúa como elemento estabilizador de la austenita y reduce la posibilidad para la formación de martensita durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente, esto con cantidades relativamente altas [37]. Además, tanto el manganeso como el silicio aumentan la resistencia del material mediante endurecimiento por solución sólida. Por otra parte, los elementos como el cromo, cobre, molibdeno, niobio y níquel son agregados con el fin de mover intencionalmente las curvas de transformación y así poder obtener aceros multifásicos [38].

Tabla 9. Composición química del acero experimental, (% peso).

Fe	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Nb	V
93.900	0.179	0.725	1.660	1.220	0.476	0.489	0.550	0.013	0.221	0.431	0.020

En general, la composición química del acero obtenido en este estudio es similar a la composición del acero reportado por A. López [22], sin embargo, es importante señalar que existen pequeñas variaciones en las cantidades: C (0.179% vs. 0.140%), Mn (1.66% vs. 1.72%), Si (0.725% vs. 0.610%) y Al (0.55% vs. 0.59%); así como en las cantidades de los

demás elementos, la suma de elementos de aleación como el Cr, Ni, Co, Mo y V en el acero fabricado por A. López fue menor al 1.5%, mientras que en el presente trabajo fue alrededor de 2.2%.

La Figura 18 muestra el diagrama CCT calculado con la composición química obtenida en el acero experimental que se muestra en la Tabla 9. Las líneas de color verde claro y azul corresponden a las curvas de transformación de perlita y bainita, respectivamente. Las líneas morada, magenta y anaranjada representan el inicio, 50% y 90% de la transformación martensítica, respectivamente. La curva de color verde oscuro corresponde a la austenita sin transformar. Las 5 curvas negras en el diagrama que parten de la región intercrítica corresponden, de izquierda a derecha, a las velocidades de enfriamiento de 100°C/s, 10°C/s, 1°C/s, 0.1°C/s y 0.01°C/s, respectivamente. Las curvas grises corresponden a velocidades de enfriamiento intermedias a las mencionadas anteriormente.

Es importante resaltar que el diagrama CCT se determinó para una temperatura de austenización intercrítica requerida para obtener 50% de ferrita y 50 % de austenita, considerando las temperaturas de transformación de fase A_1 (731.6) y A_3 (879.6) calculadas con el software empleando la composición química del acero. Como se puede observar, para velocidades de enfriamiento lentas (entre 0.1°C/s y 0.01°C/s), la austenita intercrítica se descompone principalmente a perlita (derecha del diagrama), para velocidades de enfriamiento entre 6°C/s y 0.2°C/s la austenita transforma principalmente a bainita y martensita, y a velocidades de enfriamiento más rápidas (mayores a 7°C/s) la austenita transformará principalmente a martensita.

Además de las transformaciones mencionadas, es importante tener en mente que, la ferrita presente en el rango intercrítico, podrá permanecer a temperatura ambiente, pues esta fase es estable a bajas temperaturas. La dureza obtenida de la transformación de austenita a martensita es alrededor de 445 HV y disminuye a 435 HV, cuando los productos de transformación son martensita y bainita. Cuando la austenita transforma principalmente a perlita, la dureza disminuye significativamente hasta 236 HV. Debido a esto, es importante investigar los efectos de la velocidad de enfriamiento.

Otro aspecto importante que se requiere resaltar del diagrama de enfriamiento continuo (CCT) calculado para el acero experimental es la posibilidad de poder producir aceros multifásicos. Como se puede observar, el recocido a temperaturas alrededor de 800°C puede permitir la coexistencia de ferrita y austenita, y durante el enfriamiento hasta la etapa de IBT (entre 400 y 450°C), se puede promover la transformación de austenita a bainita. Finalmente, durante el enfriamiento final, la austenita remanente podrá transformar a martensita, dando la oportunidad de desarrollar aceros multifásicos en tiempo relativamente cortos.

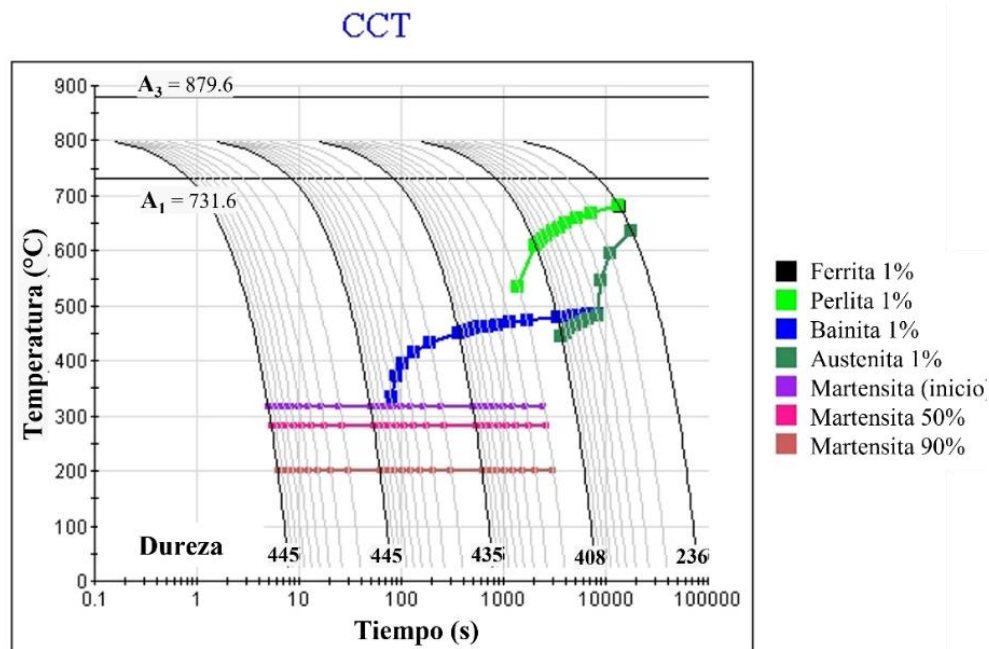


Figura 18. Diagrama CCT calculado con el software JMatPro utilizando la composición química sugerida que se presenta en la Tabla 9.

Antes de evaluar el efecto causado por los tratamientos térmicos es necesario conocer las características microestructurales del material laminado en frío. La Figura 19 presenta imágenes obtenidas mediante microscopía óptica en muestras con 1.5 mm y 1.0 mm de espesor. Las microestructuras de ambos aceros son muy similares entre sí, se observa que la microestructura de ambos materiales consiste en granos de ferrita e islas de perlita, los cuales están alargados en una dirección paralela a la dirección de laminación. Las principales diferencias entre estas microestructuras son el menor espesor y la mayor magnitud de la deformación en las muestras con mayor reducción en espesor comparar Figuras 19a y 19c con 19b y 19d.

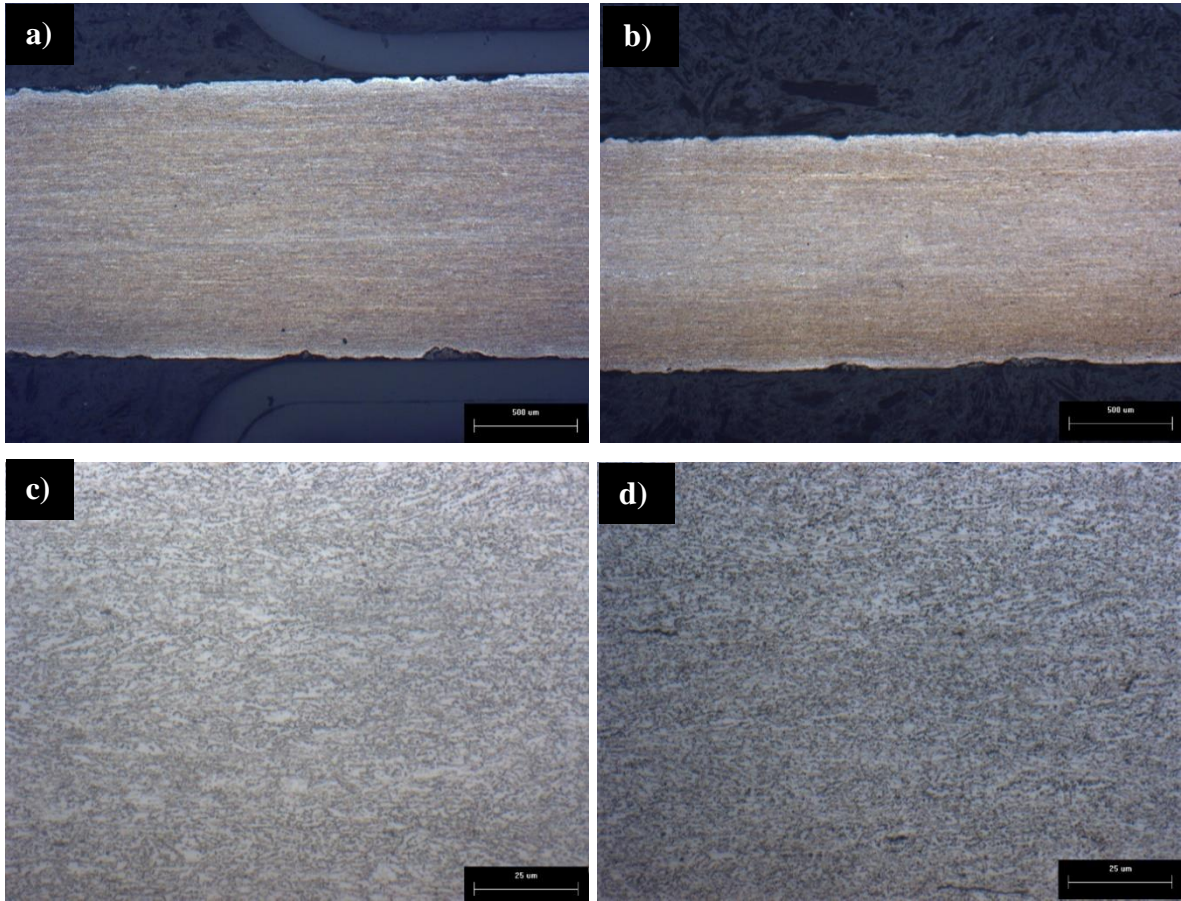


Figura 19. Microestructura del acero de partida obtenida con microscopio óptico: a) y c) acero con espesor de 1.5 mm a 5X y 100X, respectivamente, b) y d) acero con espesor de 1.0 mm a 5X y 100X, respectivamente.

La Figura 20 muestra la morfología de las fases en el material laminado en frío antes de ser sometido a los tratamientos térmicos. En general la microestructura de ambos aceros deformados en frío exhibe la presencia de ferrita y perlita deformadas. Resultados similares fueron reportados en un acero con procesamiento y composición química similar [39]. La perlita es un microconstituyente en el acero constituido por capas o láminas alternas de ferrita y cementita; se forma a partir de la descomposición de la austenita como resultado de una transformación eutectoide. Cuando el enfriamiento de un acero hipoeutectoide es lento, la austenita se transforma en ferrita + perlita. La transformación de austenita a perlita ocurre mediante un proceso difusivo controlado por la difusión del carbono.

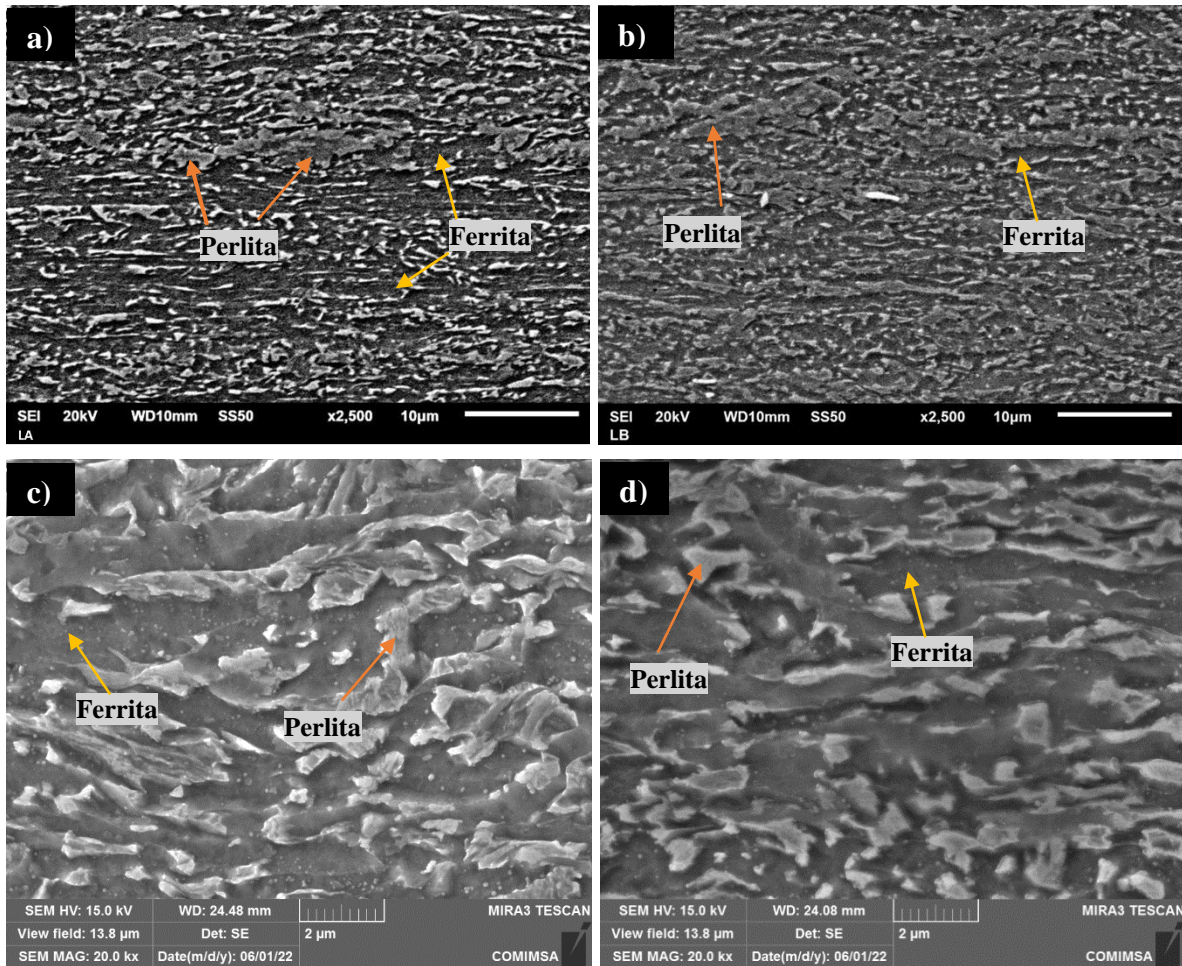


Figura 20. Microestructura del acero de partida obtenida con microscopio electrónico de barrido: a) y c) acero con espesor de 1.5 mm a 2,500X y 10,000X, respectivamente, b) y d) acero con espesor de 1.0 mm a 2,500 X y 10,000X, respectivamente.

De acuerdo con el diagrama CCT de la Figura 18, la formación de este microconstituyente en el acero experimental laminado en caliente es promovida a velocidades de enfriamiento lentas, lo cual es consistente con el enfriamiento lento del material laminado en caliente, durante el enfriamiento en aire. Este resultado sugiere que cuando el material laminado en caliente es sometido al proceso de laminación en frío (temperatura ambiente), tanto la ferrita como la perlita (formadas como resultado de la transformación de austenita), son deformadas en una dirección paralela a la dirección de laminación, como se observa en la Figura 20.

3.2 Efecto de la temperatura y de la deformación plástica sobre las transformaciones de fase, la microestructura y la microdureza

La Figura 21 muestra la evolución de la ferrita y la austenita en función de la temperatura de acuerdo con los cálculos realizados con el programa JMatPro con base en el modelo de Kirkaldy [18-21]. Como se puede observar, la temperatura requerida para causar la formación de alrededor del 7% de austenita es de 731.0 °C. Por encima de esta temperatura, el porcentaje de austenita se incrementa mientras que el porcentaje de ferrita disminuye. El progreso de la transformación de $\alpha \rightarrow \gamma$ avanza hasta 879 °C, donde dicha transformación se completa. Por encima de esta temperatura el acero presentará principalmente una estructura austenítica. La temperatura requerida para promover el 50% $\alpha + 50\% \gamma$ de acuerdo con el cálculo realizado con el software es alrededor de 800 °C.

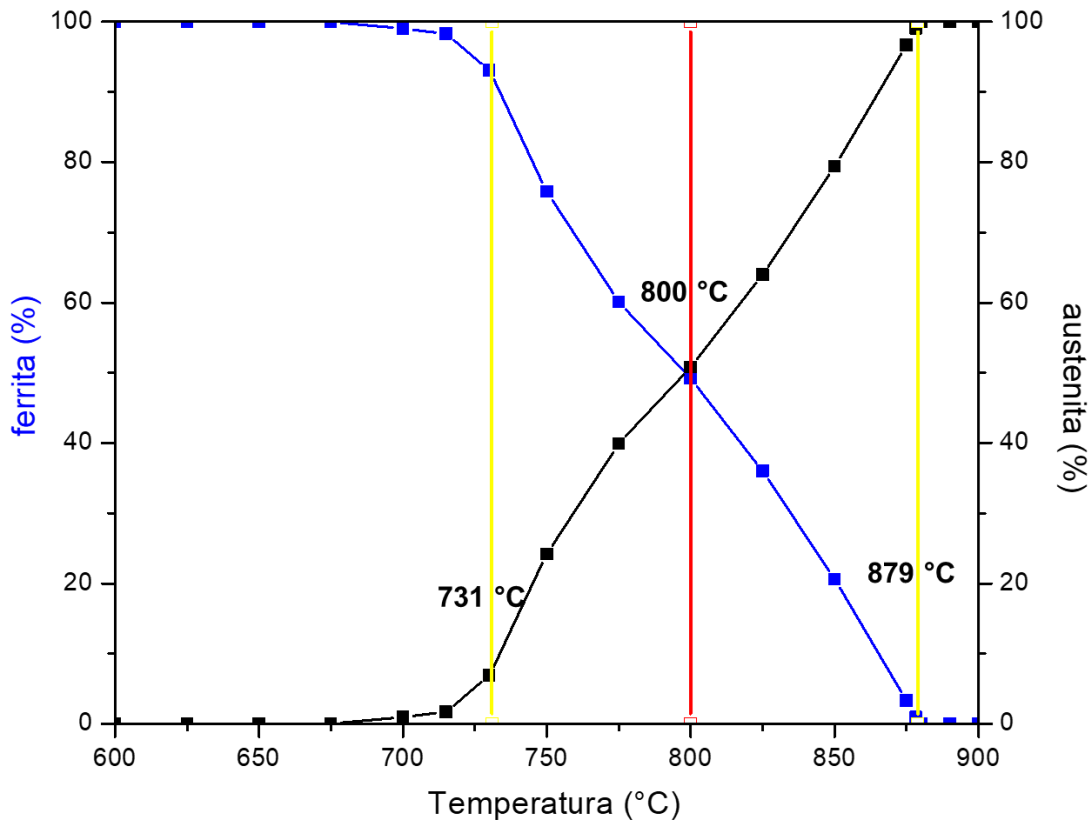


Figura 21. Efecto de la temperatura sobre la proporción de ferrita y austenita, considerando la composición química del acero experimental.

Las temperaturas críticas calculadas con las ecuaciones reportadas por Kasatkin [29] en función de la composición química, Ecuaciones 10 y 11, fueron alrededor de 756°C y 889°C para A_{c1} y A_{c3} , respectivamente. Esto representa una variación de alrededor de 25 °C y 10.2°C, con respecto a los valores de A_1 y A_3 , obtenidos con el software JMatPro.

Es importante mencionar que estos cálculos únicamente consideran el efecto de la composición química, sin embargo, la deformación plástica no es considerada en el software o en las ecuaciones como un valor de entrada, y, por lo tanto, solo podrían utilizarse como una aproximación para el diseño de tratamientos térmicos. Debido a que la deformación plástica afecta la cinética de las transformaciones de fase, es necesario determinar dichas temperaturas experimentalmente para los aceros investigados.

La austenita es una fase metaestable que puede transformarse a martensita durante el enfriamiento. De acuerdo con el diagrama CCT mostrado en la Figura 18, la austenita intercrítica en el acero experimental, puede transformarse a martensita para velocidades de enfriamiento superiores a 7°C/s. Con el fin de determinar experimentalmente las proporciones de ferrita y austenita durante el calentamiento del acero, se decidió realizar tratamientos térmicos de temple para poder establecer la temperatura requerida para obtener el 50% de ferrita + el 50% de austenita (ésta última indirectamente a partir de la cantidad de martensita). Las muestras fueron calentadas a distintas temperaturas, mantenidas durante 1 minuto y posteriormente enfriadas en agua para lograr una velocidad de enfriamiento rápida.

Los resultados que se presentan y discuten a continuación, corresponden a las muestras tratadas térmicamente en la mufla. Las Figuras 22 y 23 muestran el efecto de la temperatura de tratamiento térmico sobre la microestructura de las muestras de 1.5 mm de espesor; las imágenes fueron adquiridas a una magnificación de 2,500X y 10,000X, respectivamente. La muestra tratada térmicamente a 750°C aún muestra granos de ferrita deformados, lo cual indica que la recrystalización del acero no ocurre a esta temperatura. A temperaturas entre 800°C y 900°C, se observa la presencia de ferrita recrystalizada y además la presencia de islas de martensita distribuidas uniformemente a lo largo del acero. El tamaño de las islas de martensita se incrementa conforme la temperatura se aumenta; asimismo, el tamaño de grano de ferrita también muestra un incremento entre 800°C y 825°C, a temperaturas mayores, la ferrita prácticamente se ha consumido como resultado de la transformación de fase.

El incremento en el tamaño de grano de ferrita y austenita está asociado con la migración de límites de grano durante el tratamiento térmico. El crecimiento de grano es un proceso activado térmicamente, por lo que una mayor temperatura promoverá una mayor velocidad en la movilidad de los límites de grano resultando en un mayor tamaño de grano [40].

La microestructura original del acero deformado en frío está compuesta de granos deformados que, por lo general, en esta condición presentan un gran número de dislocaciones. Cuando el metal se calienta, la energía térmica adicional, permite que las dislocaciones se muevan y formen los bordes de una estructura subgranular poligonizada. La densidad de las dislocaciones se mantiene virtualmente sin modificación y no hay un cambio aparente en la estructura y forma del grano deformado. Este tratamiento a baja temperatura se conoce como recuperación [41]. La presencia de granos deformados en la muestra tratada térmicamente a 750°C, Figuras 22a y 23a, sugiere que el acero ha experimentado la recuperación. Como se observa en estas figuras, los granos de ferrita aún se encuentran alargados en la dirección de laminación, lo cual soporta dicha observación.

Las Figuras 22b y 23b muestran las microestructuras del acero tratado térmicamente a 800°C; en este caso, la morfología de los granos de ferrita es de tipo equiaxiada, lo cual sugiere que la recrystalización ha ocurrido. La recrystalización ocurre debido a la nucleación y crecimiento de nuevos granos que contienen pocas dislocaciones. Cuando se calienta el metal por encima de la temperatura de recrystalización, ocurre la eliminación de los esfuerzos residuales, produciendo una estructura de dislocación poligonizada. En este momento ocurre la nucleación de granos pequeños en los bordes de celda de la estructura poligonizada, eliminando la mayoría de las dislocaciones [42]. Durante la recrystalización, la forma del grano alargada sufre un cambio a equiaxiada, por lo tanto, con base a las microestructuras presentadas en las Figuras 22b y 23b, se puede concluir que la recrystalización del acero a 800°C se ha completado (Figuras 22b y 23b). Estos resultados sugieren que la recrystalización del acero ocurrió a temperaturas entre 750°C y 800°C. Lo anterior, considerando que no se observan granos de ferrita deformados, y que en su lugar se observan granos de ferrita equiaxiados. A 800°C también se observa la presencia de pequeñas islas de martensita, las cuales sugieren que, durante el calentamiento del acero a esta temperatura, una parte de la

ferrita recristalizada se transforma a austenita, y durante el enfriamiento subsecuente en agua, ésta última se transforma a martensita.

El tamaño de grano de la ferrita en muestras tratadas térmicamente a 800°C (Figuras 22a y 23a) y 825°C (Figuras 22d y 23d), es más grande en la muestra calentada a 825°C (Figuras 22c y 23c), lo cual se relaciona con una mayor energía, la cual promueve una mayor movilidad [41].

El tamaño y la cantidad de martensita se incrementa con el incremento en la temperatura, este comportamiento está asociado con un mayor tamaño de austenita durante el tratamiento térmico [43]. A 850°C y 900°C, la microestructura del acero consiste mayoritariamente de martensita, mientras que, a 950°C, la microestructura del acero es totalmente martensítica. Este resultado permite concluir que la temperatura crítica de transformación de fase A_{c3} , debe ser ligeramente superior a 900°C, esta observación es soportada por las imágenes de las Figuras 22e y 23e, las cuales muestran que la cantidad de ferrita obtenida a 900°C es muy baja.

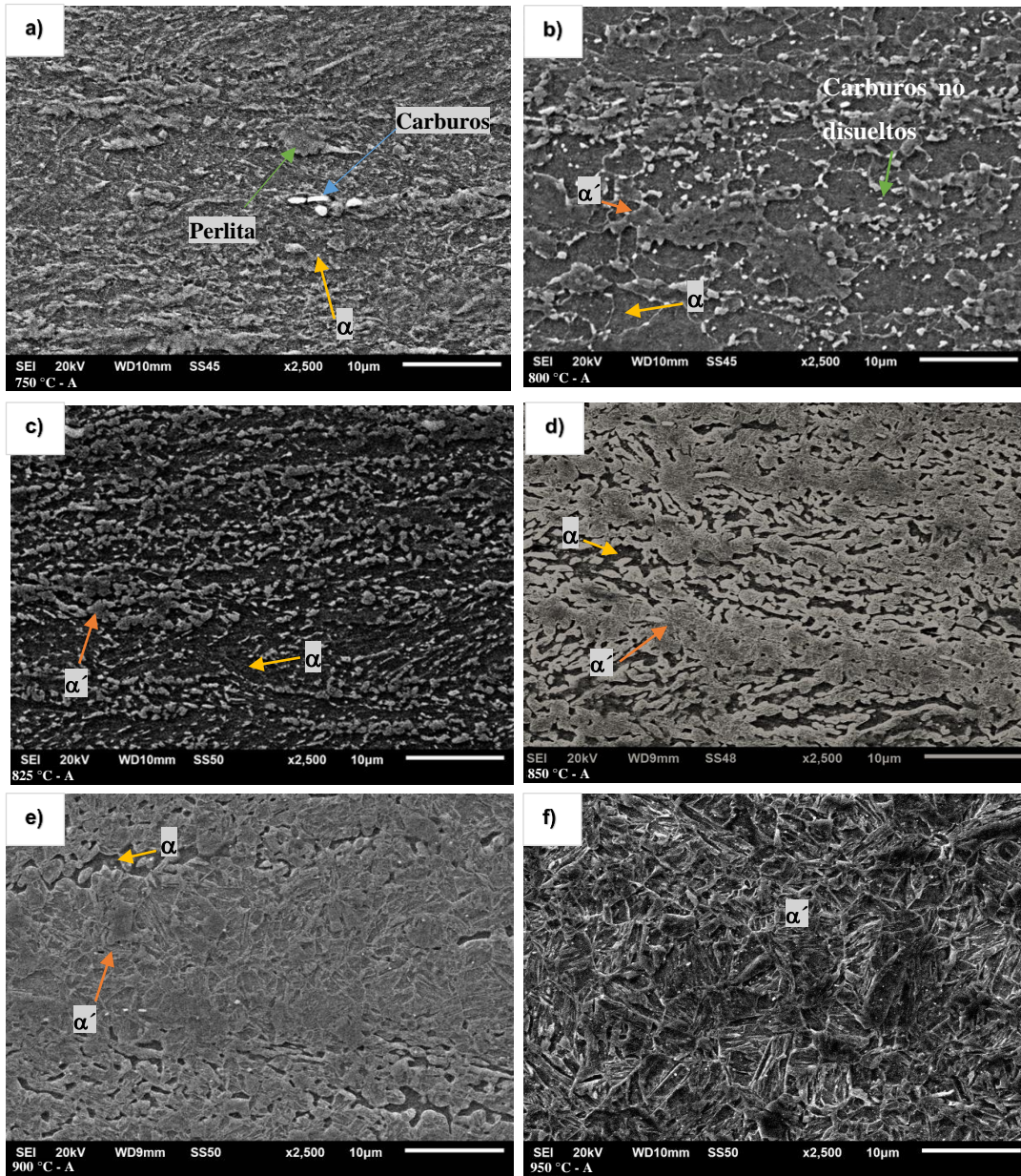


Figura 22. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la microestructura del acero A (1.5 mm) tratado térmicamente durante 1 min: a) 750 °C, b) 800 °C, c) 825 °C, d) 850 °C, e) 900 °C, f) 950 °C. Magnificación 2,500X.

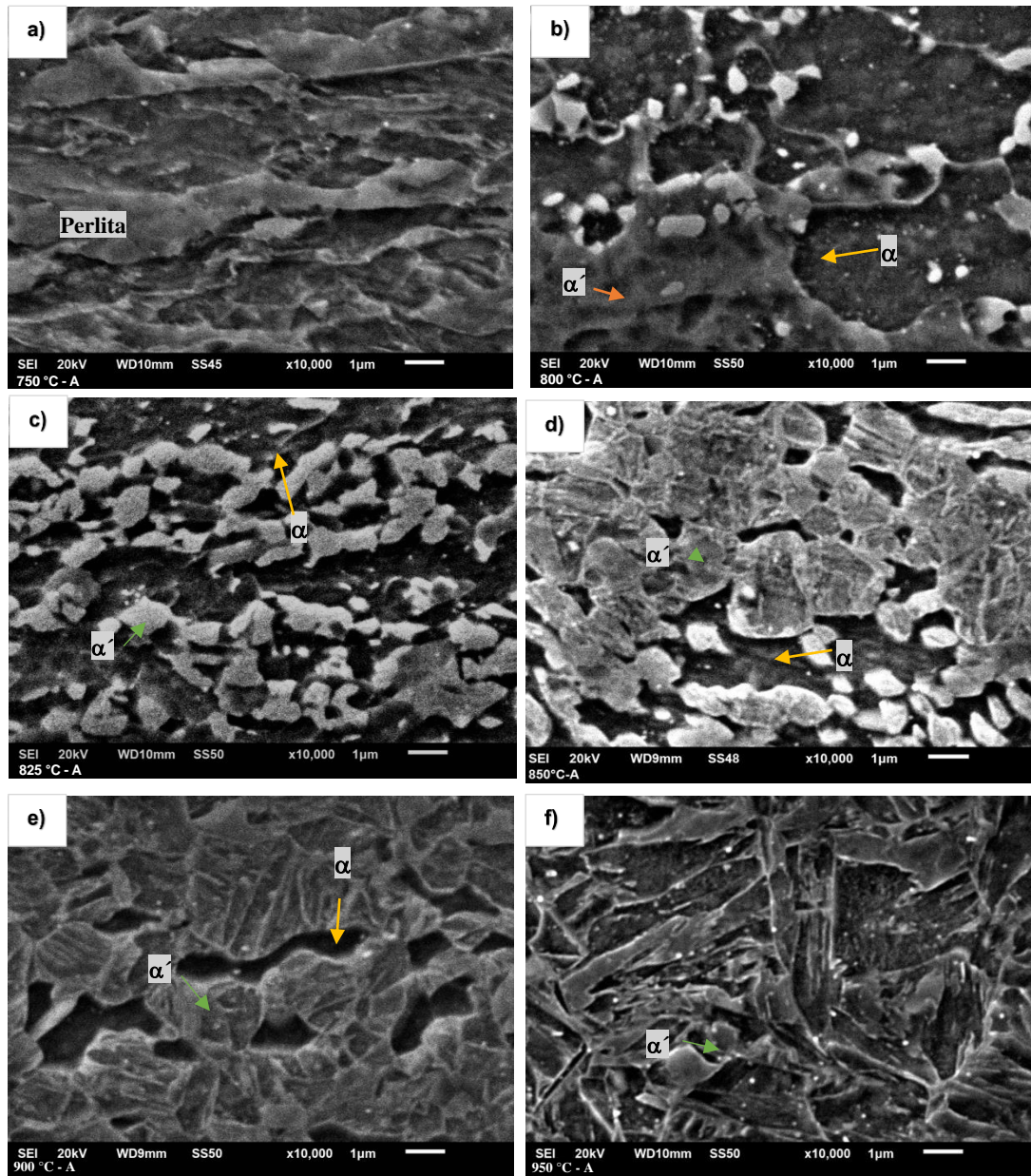


Figura 23. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la microestructura del acero A (1.5 mm) tratado térmicamente durante 1 min: a) 750 °C, b) 800 °C, c) 825 °C, d) 850 °C, e) 900 °C, f) 950 °C. Magnificación 10,000X.

Las Figuras 24 y 25 muestran el efecto de la temperatura del tratamiento térmico en muestras B (1.0 mm). Las imágenes fueron obtenidas a una magnificación de 2,500X y 10,000X, respectivamente. Como se puede observar, las muestras tratadas térmicamente a 750°C también muestran la presencia de granos de ferrita e islas de perlita deformadas en una dirección paralela a la dirección de la laminación (Figuras 24a y 25a). Este resultado sugiere que la recrystalización aún no se lleva a cabo. Las imágenes obtenidas a una mayor magnificación muestran, de una manera más clara, la presencia de granos deformados (Figura 25a). A partir de 800°C, se observa la presencia de ferrita recrystalizada, y la presencia de islas de martensita. La cantidad y el tamaño de martensita se incrementa mientras que la de ferrita disminuye con el aumento en la temperatura desde 800°C hasta 900°C. Sin embargo, el tratamiento térmico a 950°C resulta en una microestructura completamente martensítica. Este comportamiento está relacionado con el incremento en la cantidad y el tamaño de austenita con el aumento en la temperatura, como se mencionó anteriormente, el enfriamiento rápido a partir del rango intercrítico promueve la transformación de austenita a martensita, tal y como se mostró en el diagrama CCT mostrado en la Figura 18.

Al comparar las microestructuras del acero B (1.0 mm) con las del acero A (1.5 mm) es claro que, para una temperatura determinada, el tamaño de las islas de martensita es más pequeño y la cantidad es mayor de dicha fase es mayor. Este resultado sugiere que el incremento en el grado de deformación plástica acelera la cinética de la transformación de ferrita a austenita, la cual después del enfriamiento rápido, da como resultado a una mayor cantidad de martensita. Este comportamiento puede estar asociado con el hecho que, una mayor deformación plástica promueve un mayor número de dislocaciones y por lo tanto una mayor energía almacenada [41].

Esta energía representa la fuerza impulsora para la recrystalización, por lo tanto, entre mayor es la energía almacenada, más rápido inicia la recrystalización. Asimismo, debido a que la transformación de fase de ferrita a austenita ocurre después de la recrystalización de la ferrita, es de esperarse que, ésta también ocurra primero en la muestra con mayor deformación plástica [41,42]. Esto explica porque la cantidad de martensita es mayor a una mayor temperatura en la muestra con mayor deformación plástica B (1.0 mm). Adicionalmente, es bien conocido que, por lo general, existe una competencia entre la

velocidad de recristalización y la velocidad de crecimiento de grano. Cuando la recristalización ocurre más rápido, el crecimiento de grano ocurre más lento, debido a que la cantidad de límites de granos recristalizados es muy alta y el crecimiento ocurre por la coalescencia entre límites de grano. En caso contrario, cuando la recristalización es más lenta, el crecimiento de grano ocurre más rápido, debido a una menor cantidad de límites de grano [43,44]. Esta observación es consistente con los resultados obtenidos en el presente trabajo; la muestra con mayor deformación plástica experimenta la recristalización y la transformación austenítica a temperaturas más bajas, y resulta en un tamaño de grano más pequeño.

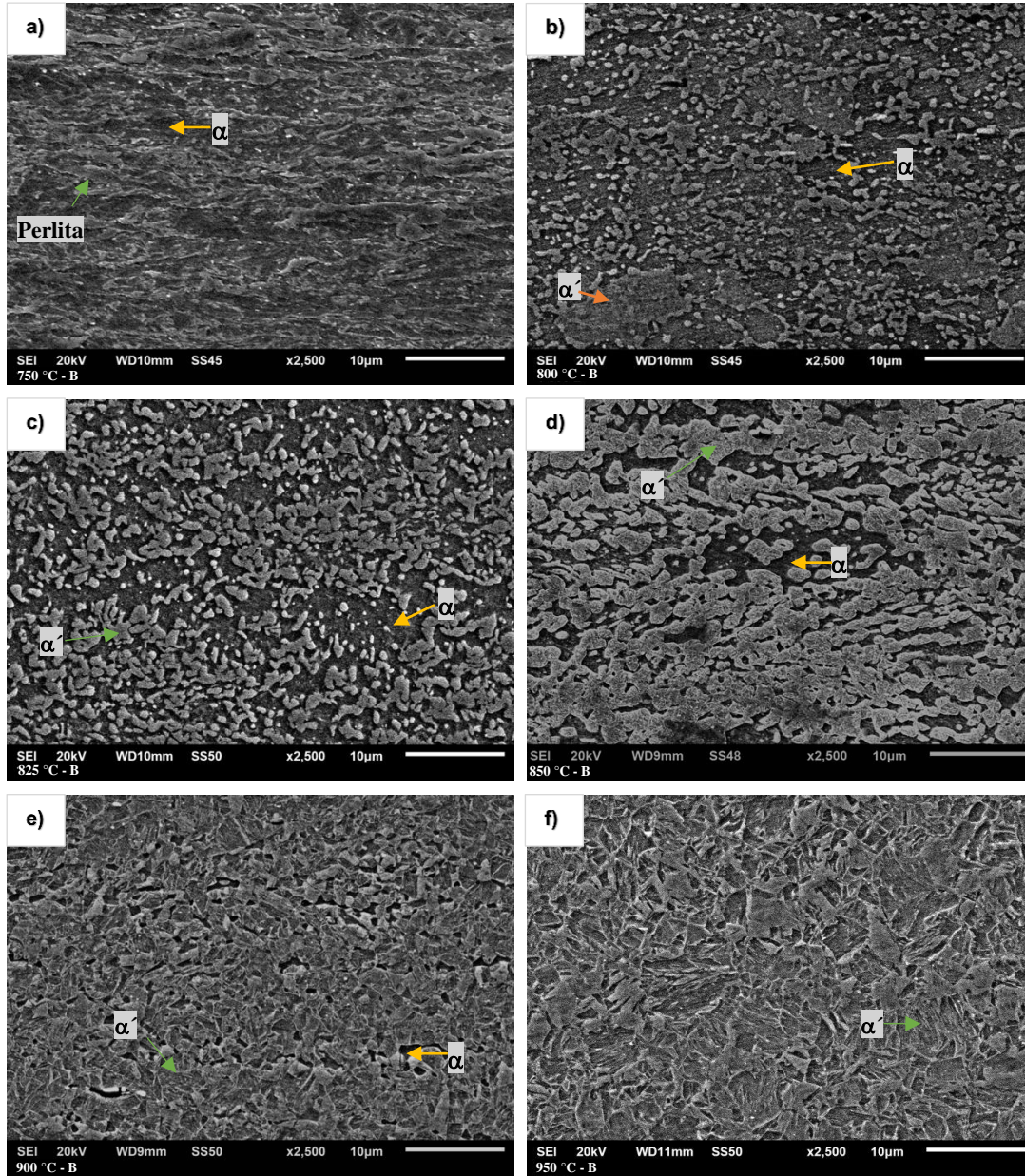


Figura 24. Microestructuras del acero B (1.0 mm) tratado térmicamente durante 1 min: a) 750 °C, b) 800 °C, c) 825 °C, d) 850 °C, e) 900 °C, f) 950 °C. Magnificación 2,500X.

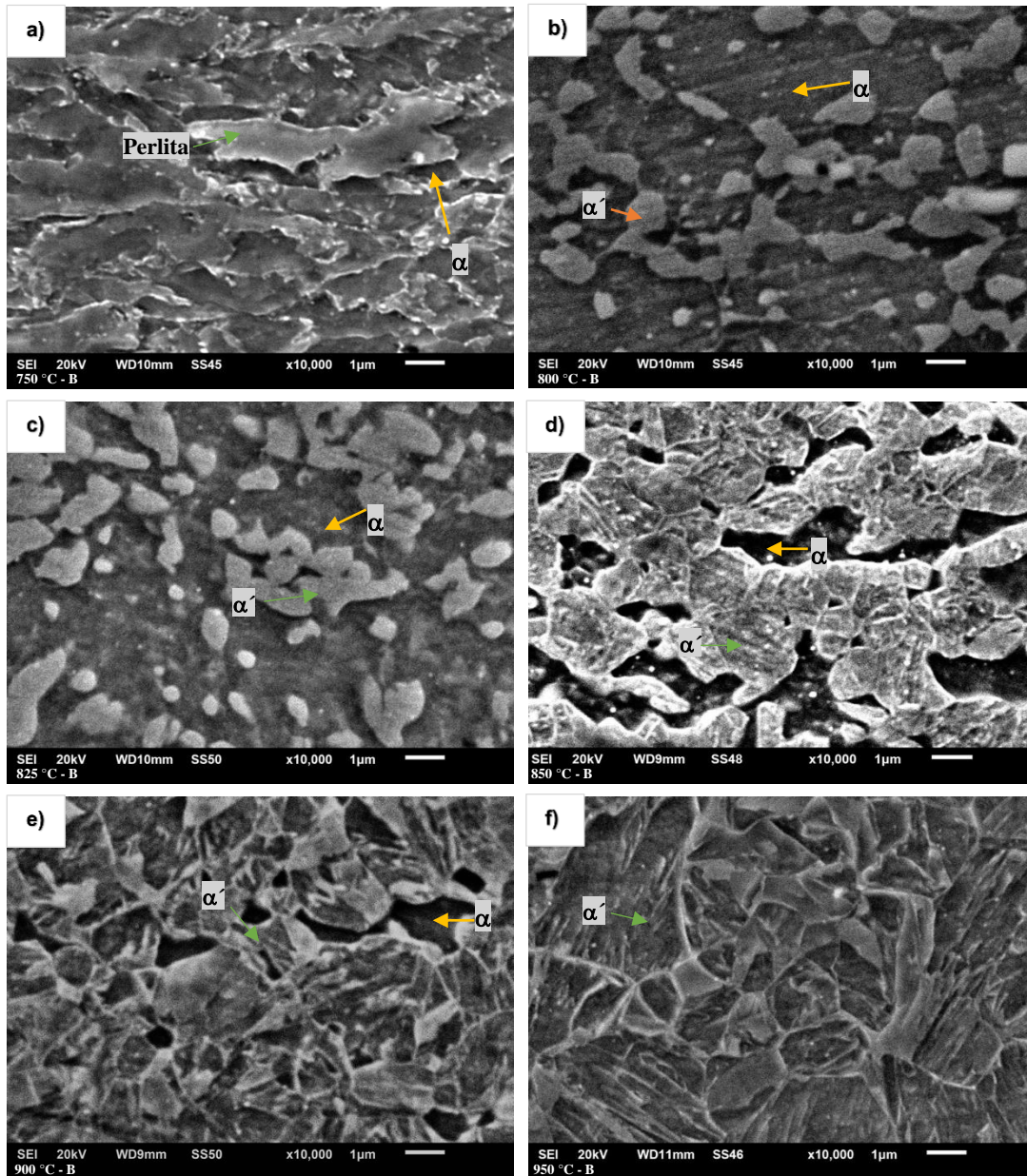


Figura 25. Microestructuras del acero B (1.0 mm) tratado térmicamente durante 1 min: a) 750 °C, b) 800 °C, c) 825 °C, d) 850 °C, e) 900 °C y f) 950 °C. Magnificación 10,000X.

La Tabla 10 presenta los resultados de la cuantificación de fases. Como se ha mencionado previamente, la cantidad de martensita es un indicativo de la cantidad de la austenita durante el tratamiento térmico la cual, durante el enfriamiento rápido, transforma a martensita. Como se observa en esta tabla, conforme la temperatura del tratamiento térmico se incrementa, el contenido de martensita aumenta y la cantidad de ferrita disminuye; este resultado es atribuido al progreso de la transformación de fase de ferrita a austenita durante el tratamiento

térmico [30]. Es importante recordar que, estos resultados fueron obtenidos a partir de 15 imágenes, por lo que el valor reportado es el promedio obtenido de estas mediciones.

Tabla 10. Porcentaje de fases para muestras A y B tratadas térmicamente a temperaturas de 750, 800, 825, 850, 900, 950 y 1 000 °C durante 1 min.

T (°C)	A (1.5 mm)			B (1.0 mm)		
	Ferrita (%)	Martensita (%)	Desv. Est. (σ)	Ferrita (%)	Martensita (%)	Desv. Est. (σ)
750	NA	NA	NA	NA	NA	NA
800	85.0	15.0	2.84	80.0	20.0	5.21
825	55.0	45.0	6.43	48.5	51.5	0.57
850	27.0	73.0	3.88	21.5	78.5	3.56
900	5.8	94.2	2.51	5.9	94.1	1.82
950	3.2	96.8	0.54	1.1	98.9	0.48
1000	0	100	0	0	100	0

Las Figuras 26 y 27 muestran la variación del porcentaje de ferrita y martensita en función de la temperatura, como se puede observar, conforme la cantidad de martensita se incrementa, la cantidad de ferrita disminuye. Este resultado está asociado con el progreso de la transformación de ferrita a austenita durante el tratamiento térmico, la cual es mayor a una temperatura más elevada. A partir de estas gráficas se determinó que la temperatura requerida para promover una proporción de fases de 50% ferrita + 50% austenita, es alrededor de 830°C y 825°C, para el acero A (1.5 mm) y B (1.0 mm), respectivamente. Este resultado sugiere que el incremento en la deformación plástica causa un incremento en la cantidad de sitios para la recristalización y subsecuente nucleación de la austenita, causando una disminución en dicha temperatura.

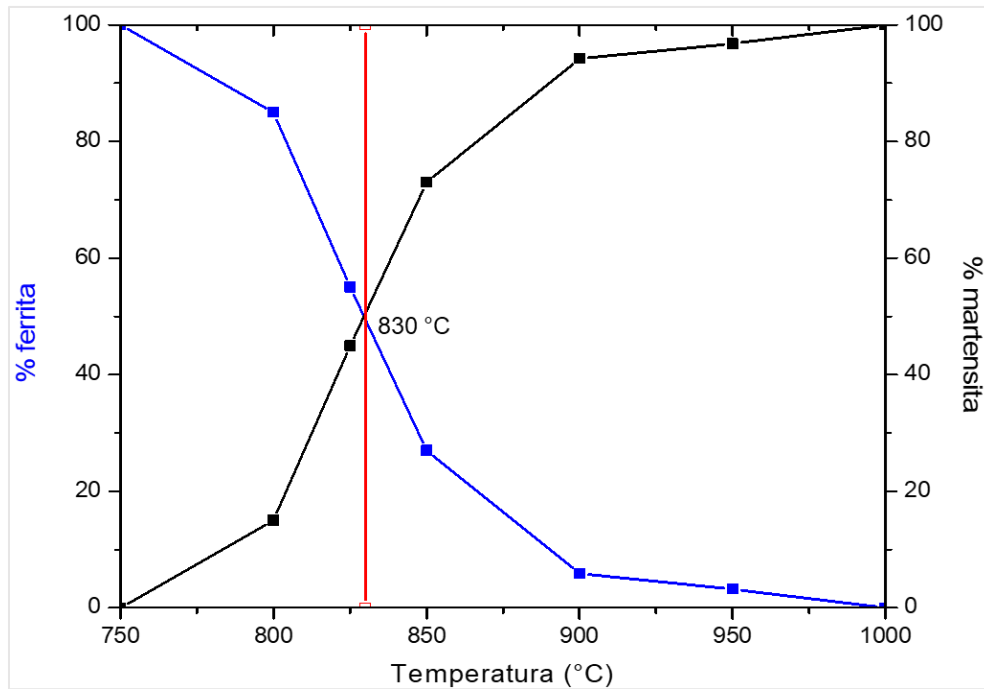


Figura 26. Variación del porcentaje de ferrita y martensita en función del tratamiento térmico durante 1 min para acero A (1.5 mm).

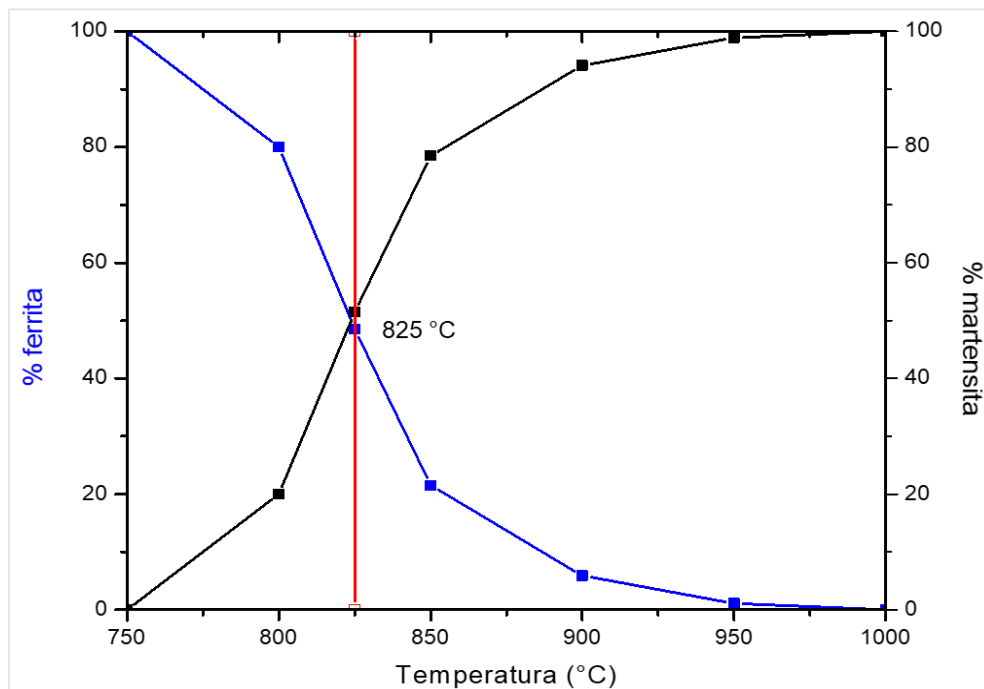


Figura 27. Variación del porcentaje de ferrita y martensita en función del tratamiento térmico durante 1 min para acero B (1.0 mm).

La Tabla 11 y Figura 28 muestran el efecto de la temperatura sobre la dureza de muestras deformadas en frío: A (1.5 mm) y B (1.0 mm). Como se puede observar, en ambos casos, la microdureza primero disminuye y después se incrementa; el valor más bajo de la dureza se observa para una temperatura de 800 °C, a temperaturas superiores la dureza se aumenta con el incremento en la temperatura hasta aproximadamente 900°C. La disminución de la dureza en el material laminado en frío con el aumento en la temperatura hasta 800 °C se relaciona con la recuperación y la recristalización del material laminado en frío, mientras que el aumento en la dureza a temperaturas superiores está relacionado con el incremento en la cantidad de martensita [30].

Tabla 11. Microdureza resultante de los aceros en estudio, en función de las temperaturas de recristalización.

Microdureza HV muestra A (1.5 mm)			Microdureza HV muestra B (1.0 mm)		
Temperatura	Microdureza	Desv.	Temperatura	Microdureza	Desv. Est.
(°C)	(HV)	Est. (σ)	(°C)	(HV)	(σ)
Lf (sin TT)	407.18	8.68	Lf (sin TT)	430.11	8.57
600	410.74	6.74	600	419.18	6.11
650	407.02	5.62	650	412.04	5.37
700	390.16	9.99	700	408.12	6.83
750	383.67	5.92	750	395.42	6.00
800	278.54	5.95	800	302.15	8.51
825	355.07	6.35	825	368.18	6.17
850	405.12	5.19	850	411.12	10.64
900	451.58	9.11	900	460.71	8.18
950	457.61	5.66	950	462.93	5.19
1000	443.36	2.48	1000	456.52	1.80

En muestras laminadas en frío (Lf) sin tratamiento térmico, la dureza del material con mayor deformación B (1.0 mm) es mayor que la del material con menor deformación A (1.5 mm). Esto se atribuye a una mayor cantidad de dislocaciones como resultado de una mayor deformación plástica. Durante la deformación las dislocaciones se multiplican; por lo que, para un mayor grado de deformación plástica, la cantidad de dislocaciones será mayor de acuerdo con el mecanismo de Frank-Read [45-47]. Al incrementar la temperatura del tratamiento térmico hasta 750°C, la dureza disminuye en ambos aceros, aunque dicha disminución es más rápida en la muestra con mayor deformación. Este comportamiento está asociado con una velocidad de recuperación más rápida; durante la recuperación, se eliminan esfuerzos residuales en el material deformado en frío lo cual resulta en una disminución pequeña de la dureza.

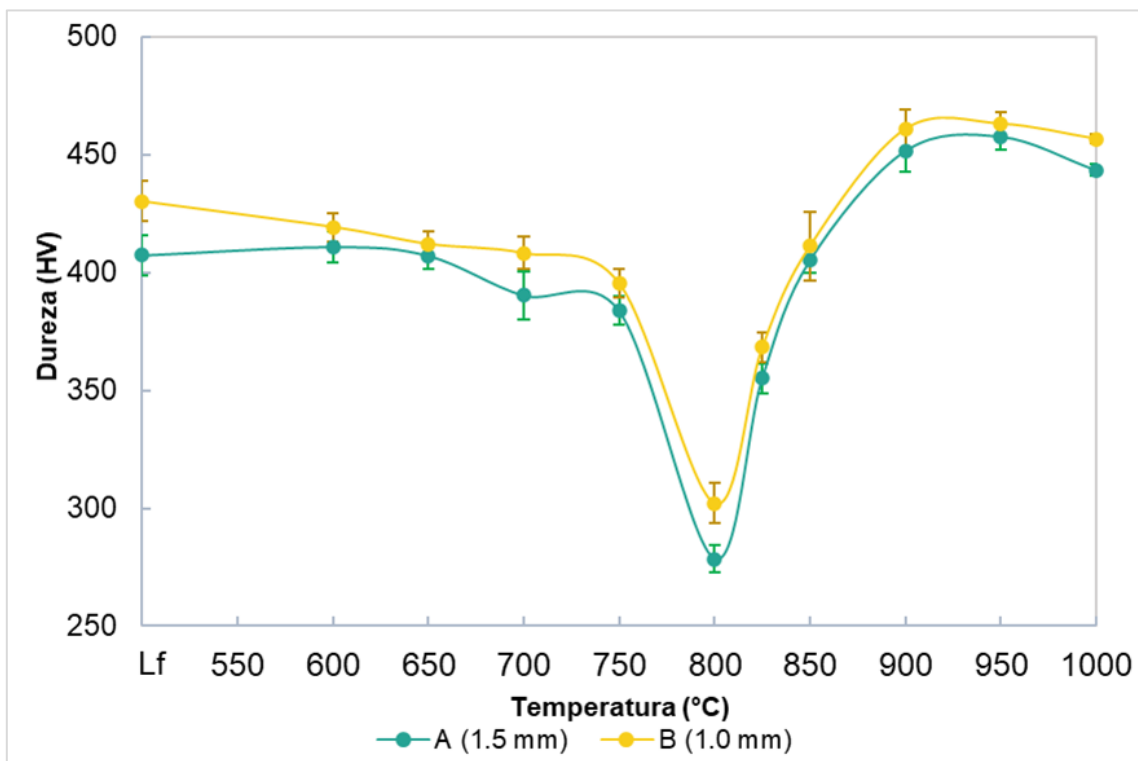


Figura 28. Comparación del efecto de la temperatura de recristalización sobre la microdureza en el acero experimental de ambos espesores A (1.5 mm) y B (1.0 mm).

Al incrementar la temperatura hasta 800°C se observa una disminución más significativa en la dureza de ambos aceros; lo cual es atribuido a la recristalización. Como se observó en las Figuras 22-25, las muestras tratadas térmicamente a 750°C (inciso a), exhiben granos de ferrita y regiones de perlita deformada, sin embargo, después del tratamiento a 800°C, la morfología de la ferrita es equiaxiada (inciso b). Estos resultados confirman que la recristalización ocurre a temperaturas entre 750°C y 800°C. A temperaturas superiores a 800°C, la dureza de ambos aceros se incrementa, este resultado se relaciona con una mayor cantidad de martensita, la cual tiene una dureza más alta.

Como se mostró en las Figuras 22-25, la cantidad de martensita es mayor para una temperatura más elevada. Como durante la recuperación la densidad de las dislocaciones se mantiene prácticamente sin modificación, las propiedades mecánicas del metal prácticamente no cambian [47]. Sin embargo, durante la recristalización, dado que se ha reducido considerablemente el número de dislocaciones, la dureza del material recristalizado tiende a disminuir, no obstante, es bien conocido que dicha reducción en la dureza va acompañada de un aumento en la ductilidad, con lo cual pudiera esperarse una mejor relación resistencia/ductilidad [45-47].

La dureza de muestras tratadas térmicamente a 650 °C y 850 °C es muy similar, sin embargo, es importante mencionar que, aunque las durezas son similares, en el primer caso (650°C), el material fue calentado por debajo de la temperatura de recristalización; lo cual implica que su ductilidad sea baja debido a que aún tiene una gran cantidad de dislocaciones. En las muestras tratadas térmicamente a 850°C, ya se tiene una cierta cantidad de ferrita recristalizada (fase suave) y además una cierta cantidad de martensita (fase dura), por lo que, aunque la dureza sea similar a la de las muestras tratadas térmicamente a 650°C, es de esperarse que la ductilidad sea mayor. Esto puede contribuir con una relación resistencia/ductilidad más alta, tal como la que se requiere para aplicaciones en la industria automotriz.

Las imágenes de la Figura 29 muestran las microestructuras obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido en muestras de acero A (1.5 mm), después del calentamiento intercrítico y de los distintos medios de enfriamiento: horno, aire, aceite y agua. Los incisos a-d muestran las imágenes obtenidas a una magnificación de 2,500X, mientras que los incisos e-h muestran las imágenes que se obtuvieron a 5,000X.

Como se puede observar, la microestructura del acero enfriado en horno se caracteriza por la presencia de una matriz de ferrita (α) con la presencia de una segunda fase que aparentemente es perlita muy fina (P). Asimismo, se observa la presencia de carburos globulares (C) (Figuras 29a y 29e). El enfriamiento en aire (Figuras 29b y 29f) y en aceite (Figuras 29c y 29g), promovió la obtención de microestructuras a base de ferrita junto con bainita y martensita muy fina, además de carburos globulares muy pequeños. Finalmente, el enfriamiento en agua promovió la obtención de microestructuras a base de ferrita y martensita (Figuras 29d y 29h).

La variación en los productos de transformación obtenidos está relacionada con el tiempo disponible para la difusión del carbono [47]. Enfriamientos lentos permiten una mayor difusión permitiendo la obtención de perlita. Enfriamientos moderados limitan la difusión permitiendo la obtención de bainita. Sin embargo, el enfriamiento rápido, restringe la difusión del carbono promoviendo la formación de martensita [47,48]. Esta última ocurre por un proceso displacivo a diferencia de las otras que son controladas por la difusión del carbono.

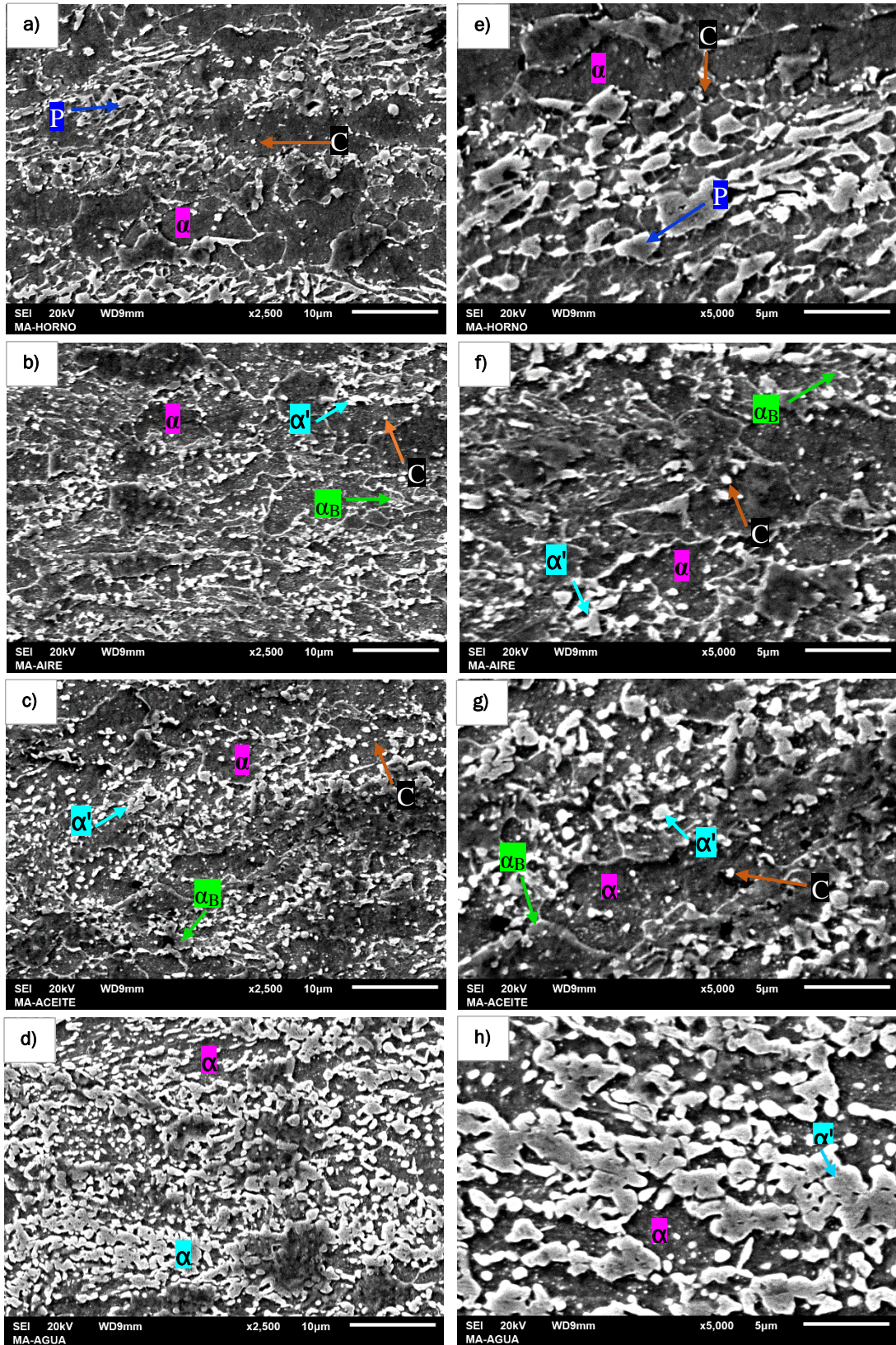


Figura 29. Microestructura de muestras de acero A (1.5 mm) sometidas a distintos medios de enfriamiento: a, e) horno, b, f) aire, c, g) aceite, d, h) agua. Magnificación 2,500X y 5,000X, respectivamente.

La Figura 30 muestra las imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido en muestras de acero B (1.0 mm), sometidas a distintos medios de enfriamiento: horno, aire, aceite y agua. Los incisos a-d muestran las imágenes obtenidas a una magnificación de 2,500X, mientras que los incisos e-h muestran las imágenes que se obtuvieron a 5,000X.

Los productos de la transformación de la austenita intercrítica fueron similares a los del acero A, el enfriamiento en horno resultó en una microestructura a base de ferrita, perlita y carburos globulares (Figuras 30a y 30e). El enfriamiento en aire (Figuras 30b y 30f) y en aceite (Figuras 30c y 30g), promovió la obtención de microestructuras a base de ferrita, bainita y martensita muy fina, aunque en este caso, la cantidad de bainita y martensita es mayor en ambos casos en comparación con lo observado en el acero A (ver Figura 29). Finalmente, el enfriamiento en agua promovió la obtención de microestructuras a base de ferrita y martensita (Figuras 30d y 30h).

La muestra con mayor deformación plástica, promueve la formación de una mayor cantidad de límites para la nucleación de las segundas fases. Por este motivo, la muestra con menor espesor (mayor deformación), resulta en una microestructura más fina y con una mayor cantidad de segundas fases para una velocidad de enfriamiento determinada.

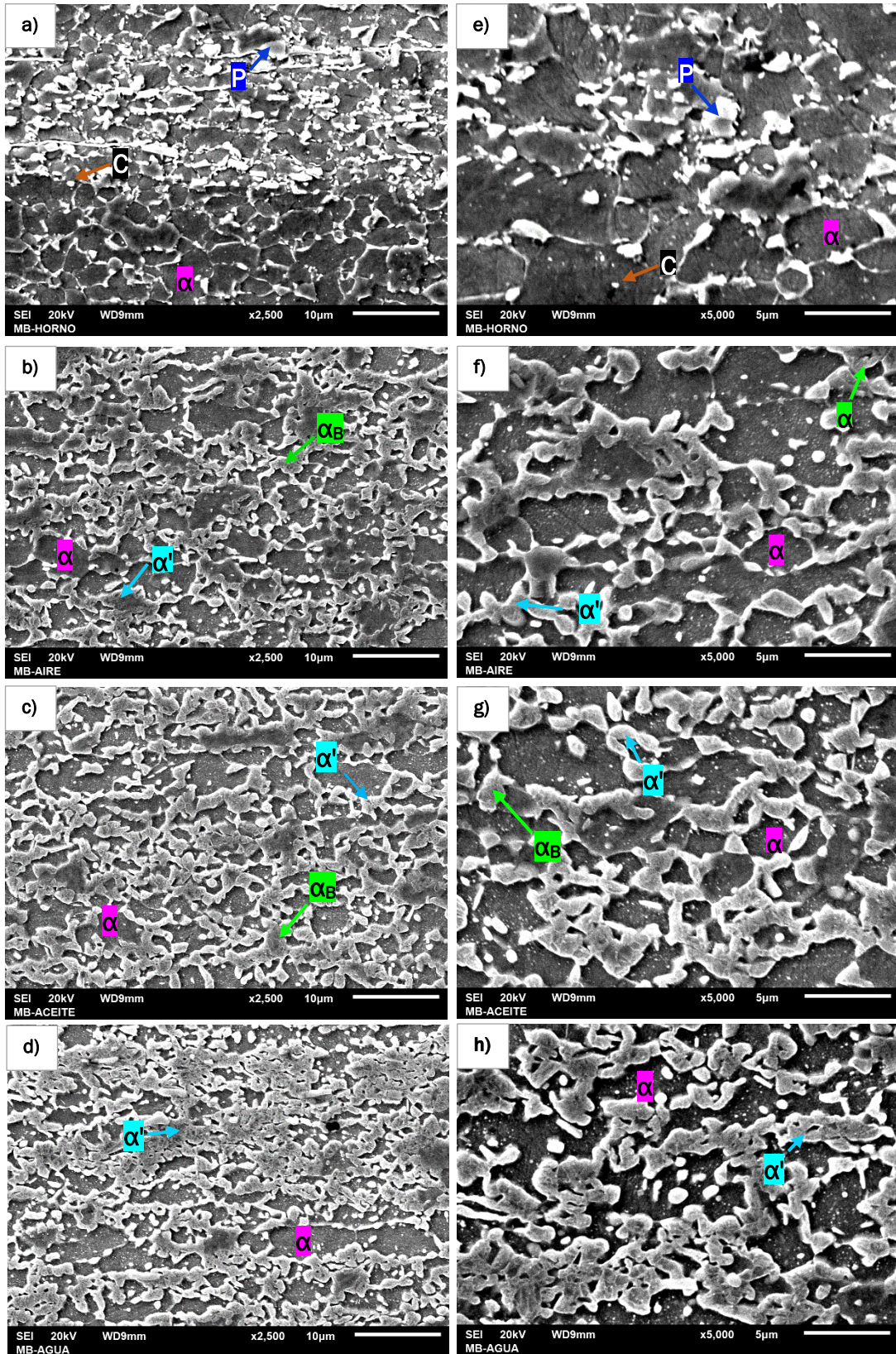


Figura 30. Microestructura de muestras de acero B (1.0 mm) sometidas a distintos medios de enfriamiento: a, e) horno, b, f) aire, c, g) aceite, d, h) agua. Magnificación 2,500X y 5,000X, respectivamente.

La Tabla 12 muestra los valores de microdureza obtenida en función del medio de enfriamiento en muestras de acero A (1.5 mm) y B (1.0 mm).

En ambos casos, el aumento en la dureza está relacionado con la severidad del enfriamiento, lo cual directamente se relaciona con los productos de transformación descritos previamente. La martensita es la fase más dura en el acero, seguida de la bainita, perlita y la ferrita. Puesto que, en todos los casos, el enfriamiento se realizó a partir del rango intercrítico, todas las muestras tienen ferrita intercrítica. Por lo tanto, el resultado de la dureza es afectado significativamente por la segunda fase que se obtuvo. Los valores de dureza más altos se obtuvieron en muestras con ferrita y martensita (enfriamiento en agua), mientras que los valores más bajos de dureza fueron obtenidos en muestras con ferrita y perlita (enfriamiento en horno). Aunque los carburos tienen durezas muy altas, su morfología globular entre una matriz ferrítica, aparentemente no contribuyó con el incremento en la dureza. Las durezas del acero B son más altas que las del acero A, esto se debe al menor tamaño de las segundas fases y mayor fracción en volumen de fases duras [47].

Tabla 12. Microdureza resultante de los aceros en estudio, en función de los medios de enfriamiento.

Microdureza HV muestra A (1.5 mm)			Microdureza HV muestra B (1.0 mm)		
Medio de enfriamiento	Microdureza (HV)	Desv. Est. (σ)	Medio de enfriamiento	Microdureza (HV)	Desv. Est. (σ)
Horno	214.25	9.6	Horno	225.05	4.12
Aire	261.95	10.05	Aire	296.95	9.19
Aceite	279.35	9.42	Aceite	300.90	11.86
Agua	325.00	9.5	Agua	356.70	10.54

3.3 Análisis dilatométrico y construcción de diagramas CCT en función del grado de deformación plástica

La Figura 31 muestra las curvas de dilatación en función de la temperatura para los dos aceros investigados (A= 1.5 mm espesor y B = 1.0 mm espesor). Los cambios de pendiente en las curvas de dilatación están relacionados con los cambios estructurales o las transformaciones de fase. Un reajuste de átomos puede ocasionar un cambio en la rapidez de la dilatación, de la misma manera, un cambio de fase con cambio de volumen causará una contracción o una expansión en el acero dependiendo de la naturaleza de dicha transformación [45]. El comportamiento lineal que se observa al inicio significa que la dilatación del material es proporcional a la temperatura y se observa mientras no exista un cambio microestructural durante el calentamiento de la muestra [47].

El cambio observado en la curva de dilatación de la muestra A (1.5 mm) a temperaturas alrededor de 628°C y 705°C, se relaciona con el reajuste atómico que ocurre durante la recristalización del acero (Figura 31a). El cambio observado entre 743 °C y 865 °C está relacionado con el inicio y fin de la transformación de ferrita a austenita, es decir, con las temperaturas críticas de transformación de fase (Ac_1 y Ac_3) (Figura 31a).

En el acero B (1.0 mm), la recristalización se observó alrededor de 605°C y 697°C, mientras que la transformación de fase de ferrita a austenita se observó entre 730 °C y 862 °C (Figura 31b). En general, se observa que la muestra que tienen una mayor deformación plástica exhibe temperaturas de recristalización y de transformación más bajas. Este comportamiento está asociado con la mayor cantidad de defectos en la red cristalina, los cuales representan una mayor energía almacenada y, por lo tanto, una mayor fuerza impulsora para que ocurra la recristalización y la transformación de fase subsecuente.

En la Figura 31 también se muestra un análisis dilatométrico realizado para determinar la evolución de ferrita y austenita a partir de las curvas de dilatación y de la regla de la palanca. En ambas curvas de dilatación, se realizó el trazo de líneas tangenciales paralelas a la parte lineal de la curva de dilatación (líneas punteadas de color naranja). Asimismo, se trazaron líneas rectas perpendiculares al eje x para unir las líneas punteadas de color naranja. A partir de la regla de la palanca, se determina la fracción de ferrita y austenita durante el calentamiento continuo [43].

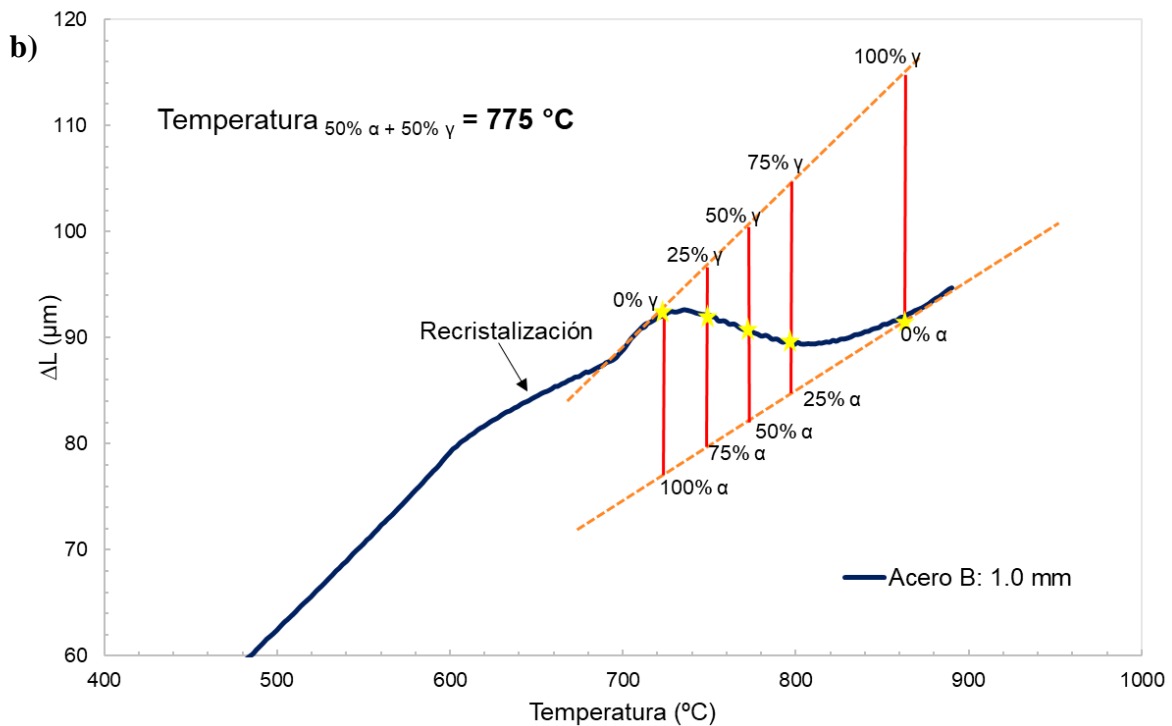
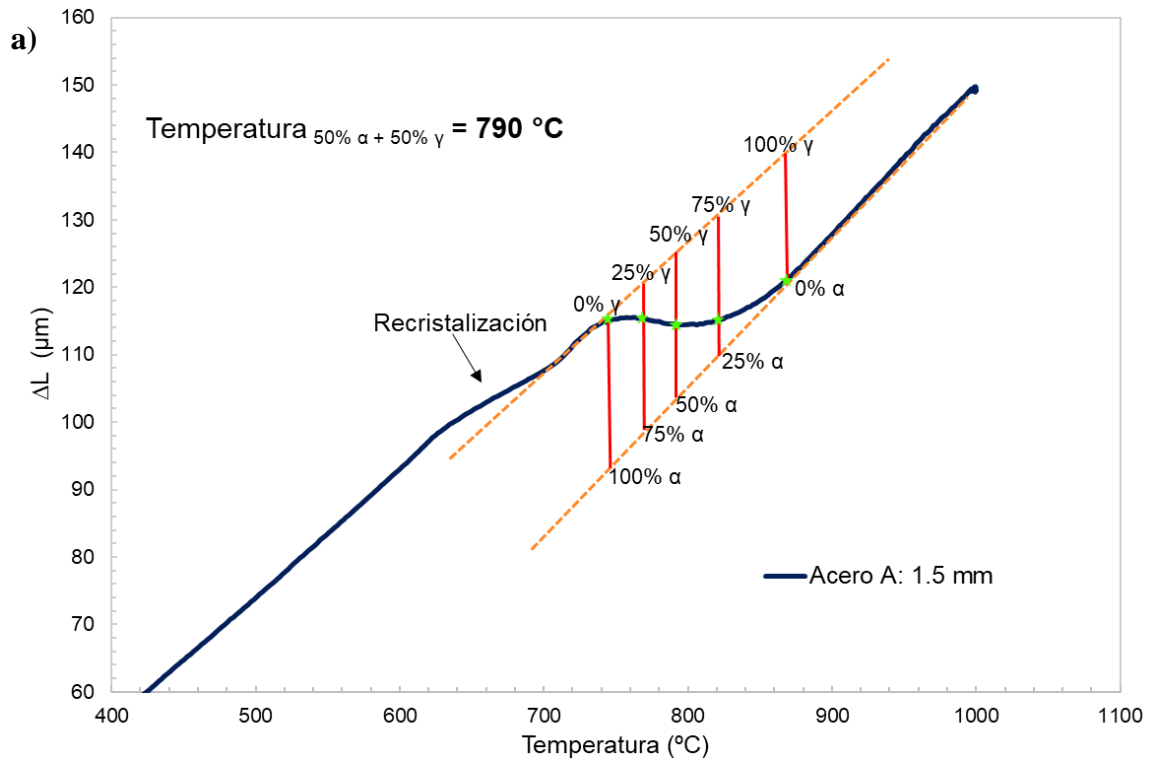


Figura 31. Determinación de la temperatura requerida para obtener $50\% \alpha + 50\% \gamma$ durante el recocido intercrítico, a partir de las curvas de dilatación y la regla de la palanca: a) acero A y b) acero B.

Para una temperatura determinada, la longitud de las líneas rojas sólidas que intersectan la curva de dilatación está asociada con la cantidades de ferrita y austenita. A partir del análisis con la regla de la palanca, se obtuvo la proporción de las fases deseadas (50% ferrita + 50% austenita) a las siguientes temperaturas: 790 °C para el acero A (Figura 31a) y 775 °C para el acero B (Figura 31b).

La Figura 32 muestra la proporción de ferrita y austenita en función de la temperatura, determinada a partir del análisis dilatométrico y la regla de la palanca. Al igual que los resultados obtenidos con el software JMatPro, se observa que conforme la cantidad de austenita aumenta, la cantidad de ferrita disminuye. La temperatura requerida para obtener la proporción deseada está representada por la intersección entre las curvas de ambas fases. Como se mencionó anteriormente, la temperatura obtenida experimentalmente es alrededor de 790 °C y 775 °C para el acero A y B, respectivamente.

La temperatura requerida para obtener la misma proporción de fases considerando los cálculos realizados con las ecuaciones 10 y 11 fue de alrededor de 820°C, mientras que con el software JMatPro fue alrededor de 800°C (Figura 21). Estos resultados indican que, los cálculos realizados con el software, muestran una mejor aproximación con los resultados obtenidos mediante dilatometría. En contraste, los resultados obtenidos mediante el calentamiento en hornos ($A_{50/50} = 830^{\circ}\text{C}$ y $B_{50/50} = 825^{\circ}\text{C}$) muestran una mejor aproximación con las ecuaciones reportadas por Kasatkin [29].

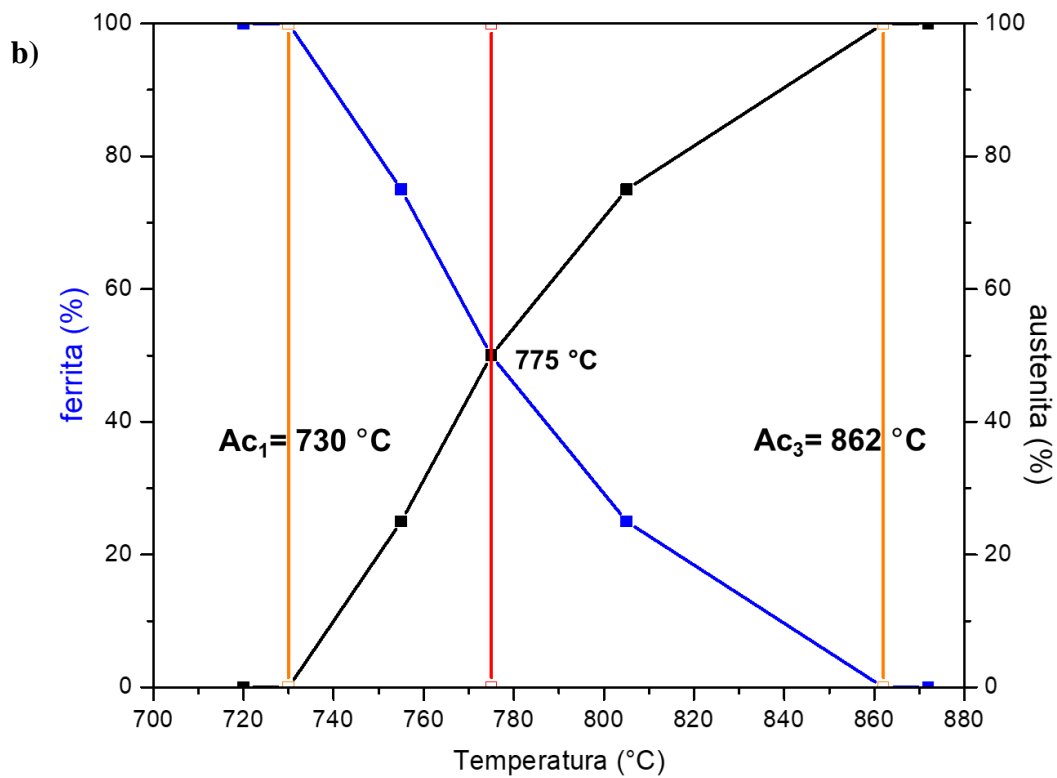
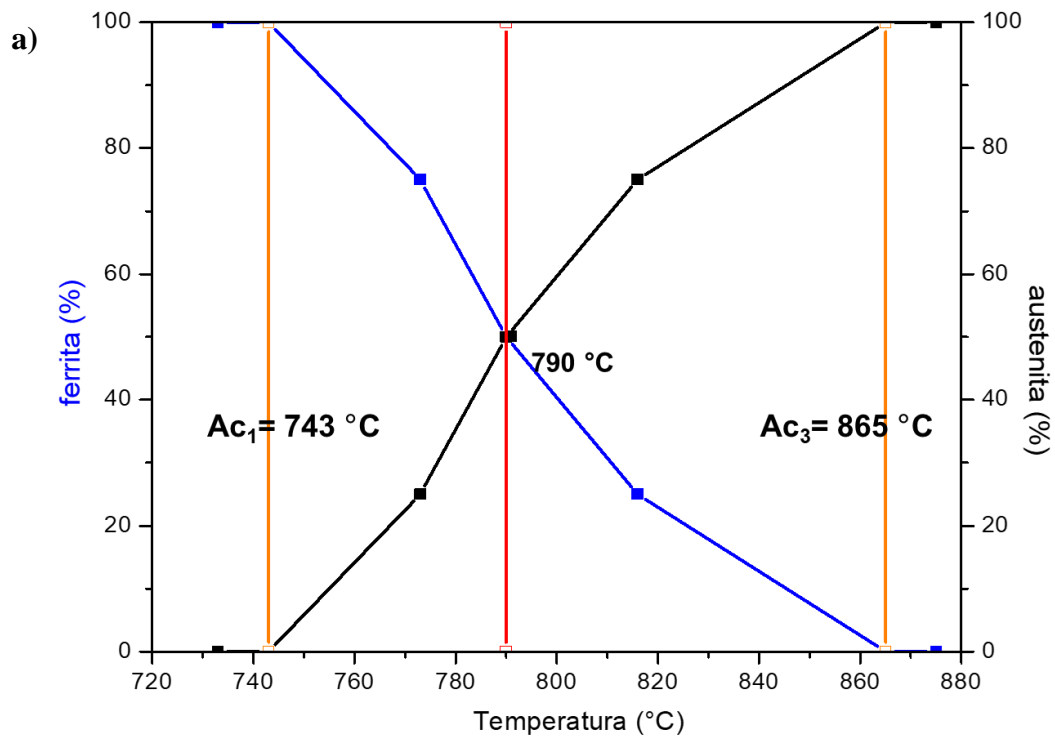


Figura 32. Determinación de las temperaturas críticas de transformación de fase Ac_1 y Ac_3 en calentamiento a partir de las curvas de dilatación: a) acero A= 1.5 mm espesor y b) acero B = 1.0 mm espesor.

Para la construcción de los diagramas de fase en enfriamiento continuo es necesario conocer los cambios que ocurren durante el enfriamiento continuo del acero.

Para la construcción de los diagramas CCT experimentales en el presente estudio, las muestras A y B fueron calentadas hasta 790°C y 775°C , respectivamente, para posteriormente ser enfriadas a velocidades de 1°C/s , 10°C/s , 25°C/s , 50°C/s y 100°C/s .

La Figura 33 muestra las gráficas temperatura vs tiempo obtenidas experimentalmente con el dilatómetro, para evaluar los efectos de la velocidad de enfriamiento. Estas gráficas presentan la variación de la temperatura de las muestras durante los tratamientos térmicos, misma que fue registrada con el uso de termopares tipo K, como se describió anteriormente. Es claro, que el control de la temperatura en el calentamiento y enfriamiento es muy preciso, lo cual permite registrar los cambios de longitud en la muestra durante el enfriamiento continuo para obtener los puntos críticos para la construcción de los diagramas CCT.

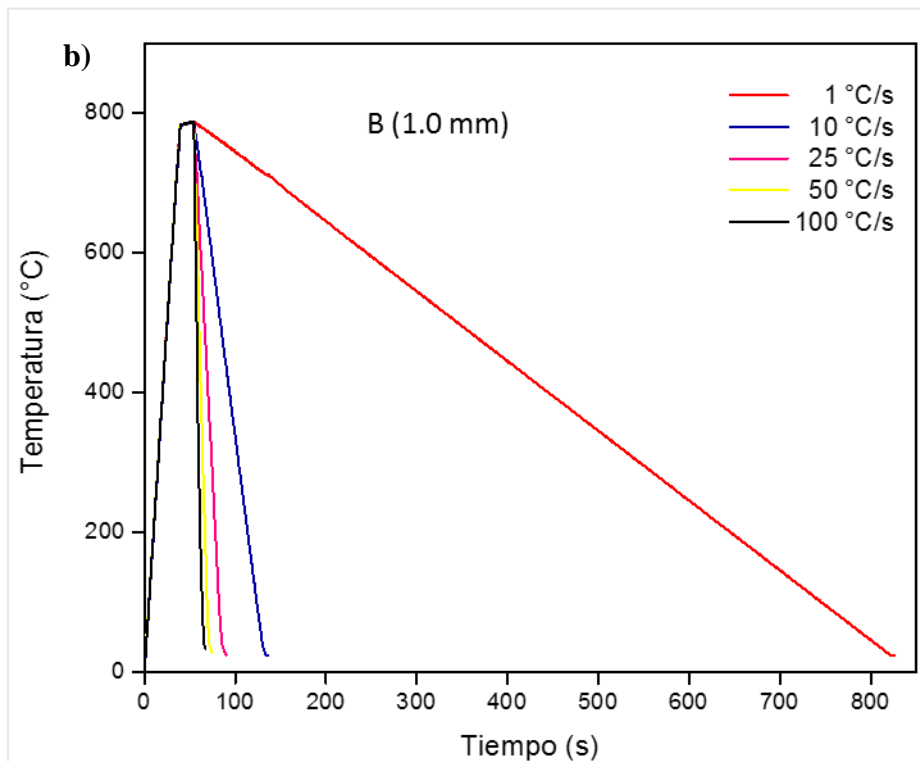
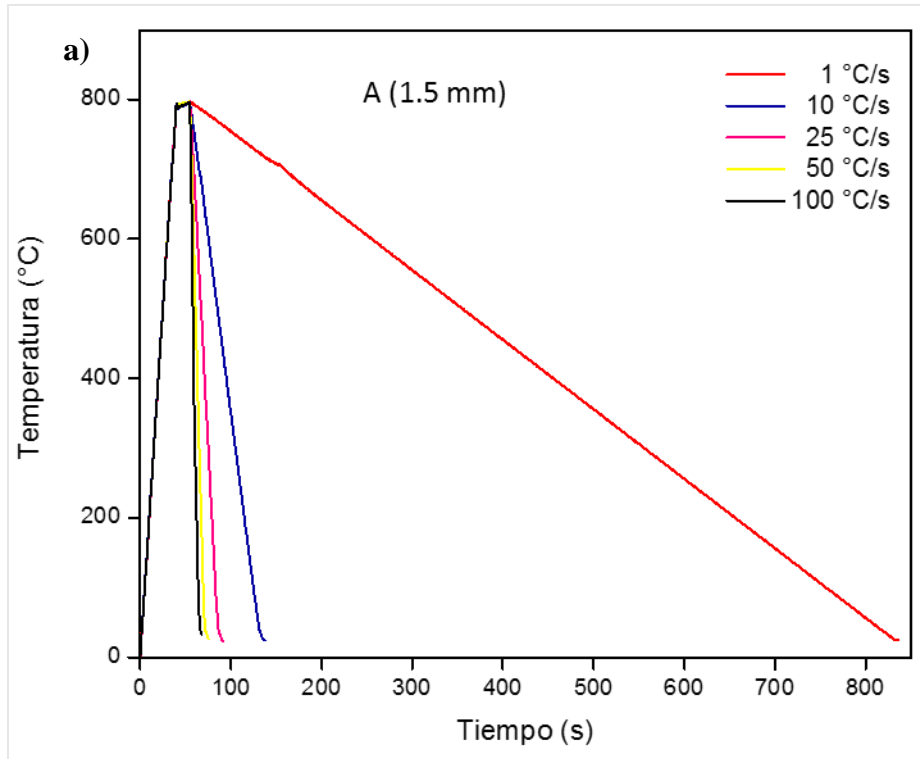


Figura 33. Gráficas temperatura vs. tiempo obtenidas experimentalmente en acero en función de la velocidad de enfriamiento: a) A= 1.5 mm de espesor y b) B = 1.0 mm de espesor.

La Figura 34 y la Figura 35 muestran las gráficas de ΔL vs. temperatura, y ΔL vs. tiempo, respectivamente, obtenidas en el acero A en función de la velocidad de enfriamiento. Se muestran los cambios en la primera derivada de dichas curvas, a partir de los cuales, se determinaron las temperaturas, y tiempos de inicio y fin, de las transformaciones de fase durante el enfriamiento continuo.

La Figura 36 y la Figura 37 muestran las gráficas de ΔL vs. temperatura, y ΔL vs. tiempo, respectivamente, obtenidas en el acero B en función de la velocidad de enfriamiento. Los cambios observados durante el enfriamiento del acero están asociados con las transformaciones de fase; según el rango de temperatura en el que ocurren, deben corresponder a las transformaciones de fase: ferrita proeutectoide, bainita y martensita [48].

Al disminuir la temperatura, la austenita transforma a ferrita (ferrita proeutectoide), la solubilidad de carbono en ferrita es menor que en austenita, por lo que la ferrita expulsa el carbono promoviendo la formación de cementita (Fe_3C con porcentaje de carbono alrededor de 6.7% peso C) [48].

La cementita empobrece su vecindad en C, promoviendo la formación de una fase pobre en C: la ferrita (con porcentaje de carbono alrededor de 0.02% peso C). Para velocidades de enfriamiento lentas, la cementita (Fe_3C), formará ferrita a los dos lados de ella, y crecerá hacia delante como también lo harán los dos cristales de ferrita laterales. Esos cristales de ferrita entregarán C tanto a su izquierda como a su derecha, por lo que a cada lado de ellas tendrán cementita (Fe_3C ; 6.7% peso C) [48]. Esto mismo, le ocurrirá a la cementita, que tenderá a captar C desde sus dos lados; esto promueve un crecimiento como láminas alternadas, formando una colonia de perlita, dentro del antiguo grano de austenita. Este microconstituyente crece como resultado de la difusión del carbono por lo que su formación ocurrirá durante enfriamientos lentos que permitan dicha condición [49].

Con enfriamientos más rápidos, la difusión no actúa en razón del corto tiempo disponible, o lo hace en forma muy restringida. Entonces, se mantiene austenita por debajo de la temperatura de equilibrio del diagrama Fe-C [48]. La austenita subenfriada es inestable, por otro lado, la ferrita, que es la fase estable a esa temperatura, está en óptimas condiciones para nuclear en bordes de grano de la austenita y crecer. Debido al subenfriamiento alcanzado, el proceso es rápido y, como la difusión es muy lenta por la baja temperatura del sistema, no

puede efectuar el transporte del carbono necesario para que la ferrita crezca con el contenido de equilibrio ($<0.02\%$), resultando sobresaturado [46]. Entonces, al mismo tiempo que crece, segrega parte del exceso de C, el que precipita como Fe_3C . El crecimiento de la ferrita se desarrolla en forma de placas o agujas dentro de los cuales se precipita la cementita o incluso en los límites de grano. El mecanismo no está claro, pero se admite que la nucleación puede darse por cizallamiento de los planos (similar a la transformación martensítica), seguido de un crecimiento controlado por difusión [47-48].

Si el enfriamiento es aún más rápido, no actúa la difusión. Esto no impide el cambio alotrópico, por lo que la austenita igualmente se transforma, pero manteniendo el contenido de C [48]. El resultado puede considerarse una ferrita muy sobresaturada en C. Como el mecanismo de difusión no participa, la transformación se produce por cizallamiento, consistente en un movimiento cooperativo de los átomos de Fe que, desplazándose sólo una fracción de la distancia interatómica, pasan del punto reticular que ocupaban en la austenita al punto reticular correspondiente de la martensita [49-51].

Es importante mencionar que, a partir de las características de las transformaciones descritas anteriormente, y considerando los cambios obtenidos a partir de las curvas de dilatación mostradas en las Figuras 34-37, se han limitado las regiones de cada una de las fases en el diagrama.

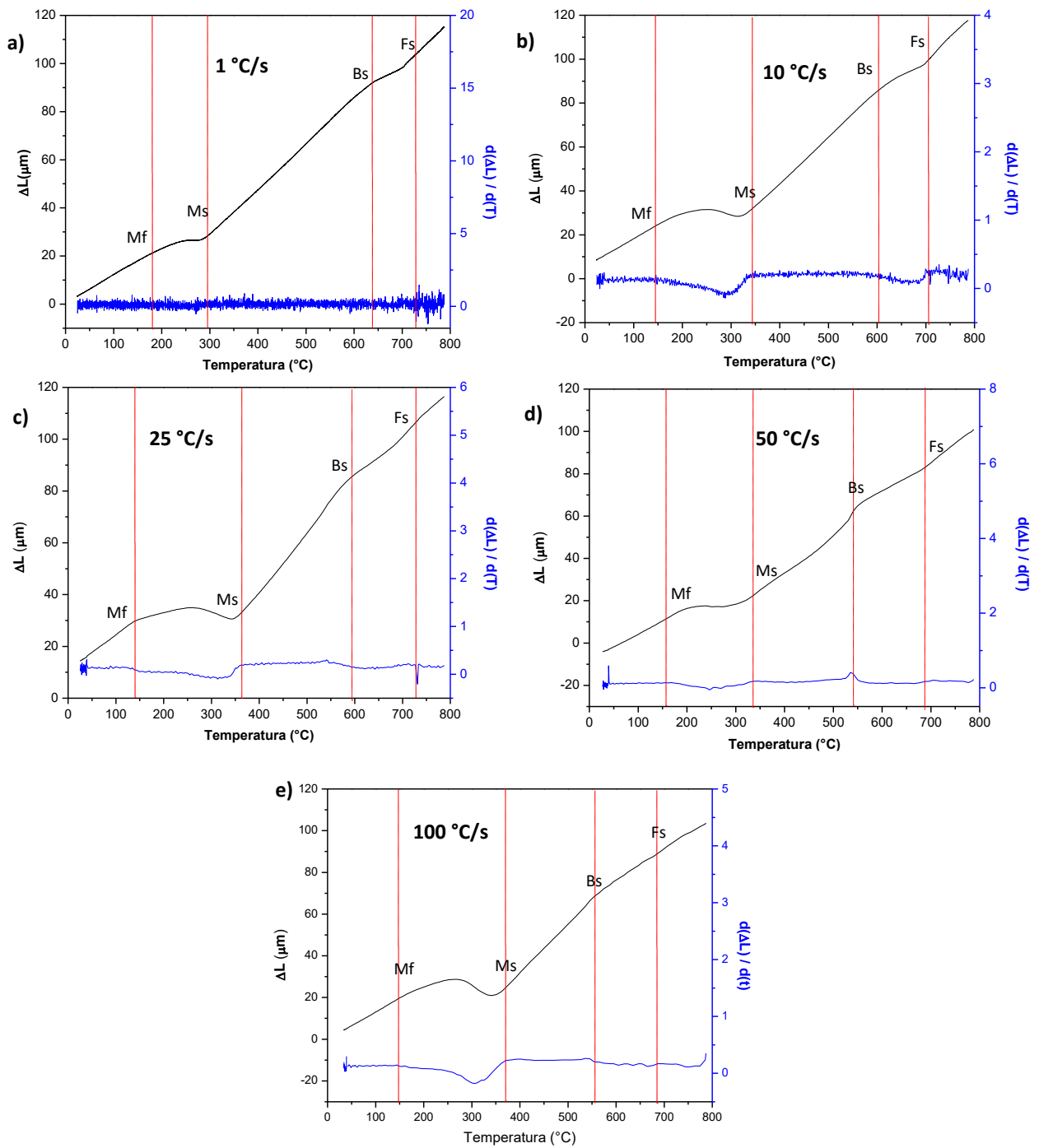


Figura 34. Gráficas ΔL vs. temperatura obtenidas en función de la velocidad de enfriamiento en el acero A= 1.5 mm de espesor: a) 1°C/s , b) 10°C/s , c) 25°C/s , d) 50°C/s y e) 100°C/s .

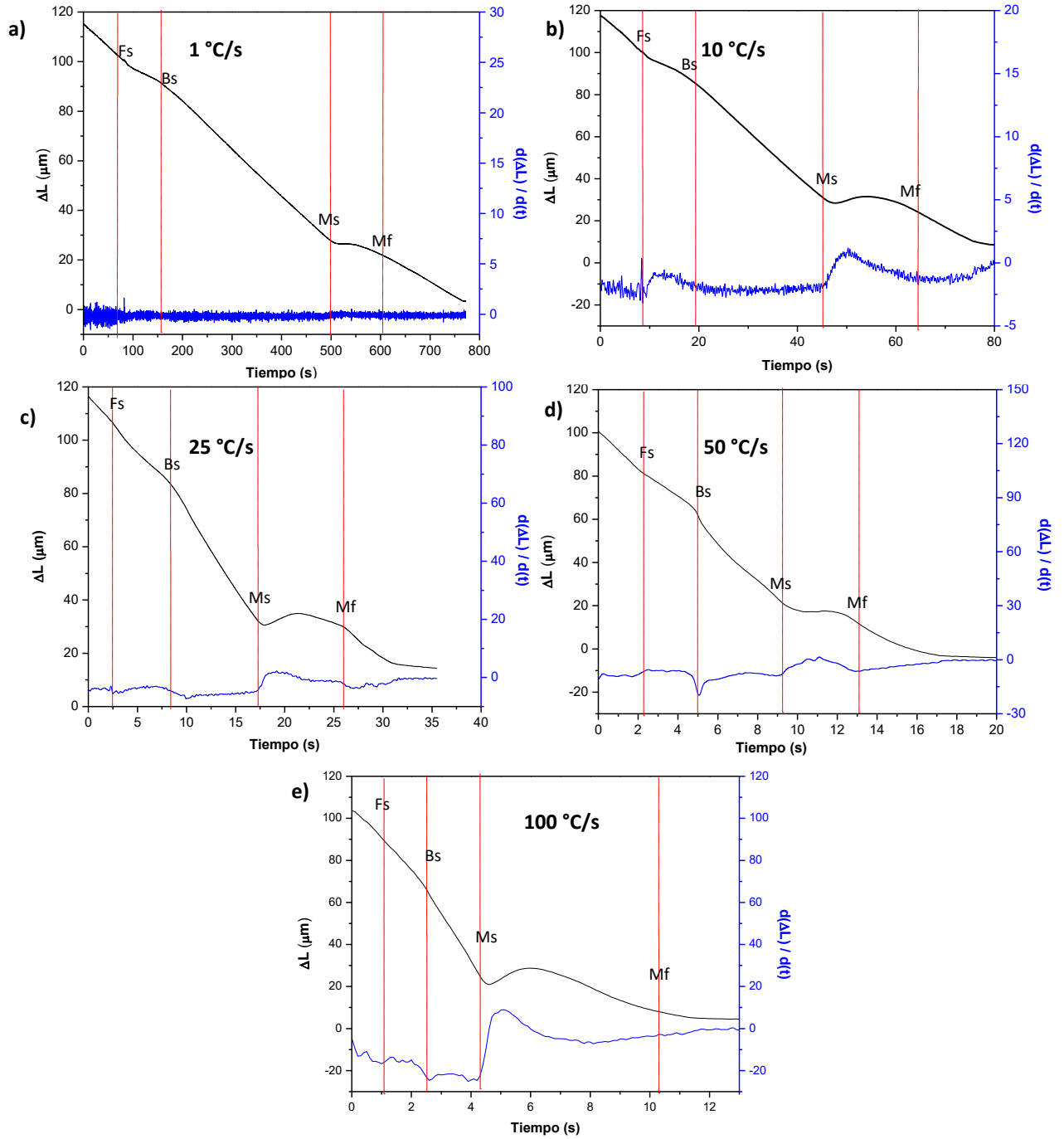


Figura 35. Gráficas ΔL vs. tiempo obtenidas en función de la velocidad de enfriamiento en el acero A= 1.5 mm de espesor: a) 1°C/s, b) 10°C/s, c) 25°C/s, d) 50°C/s y e) 100°C/s.

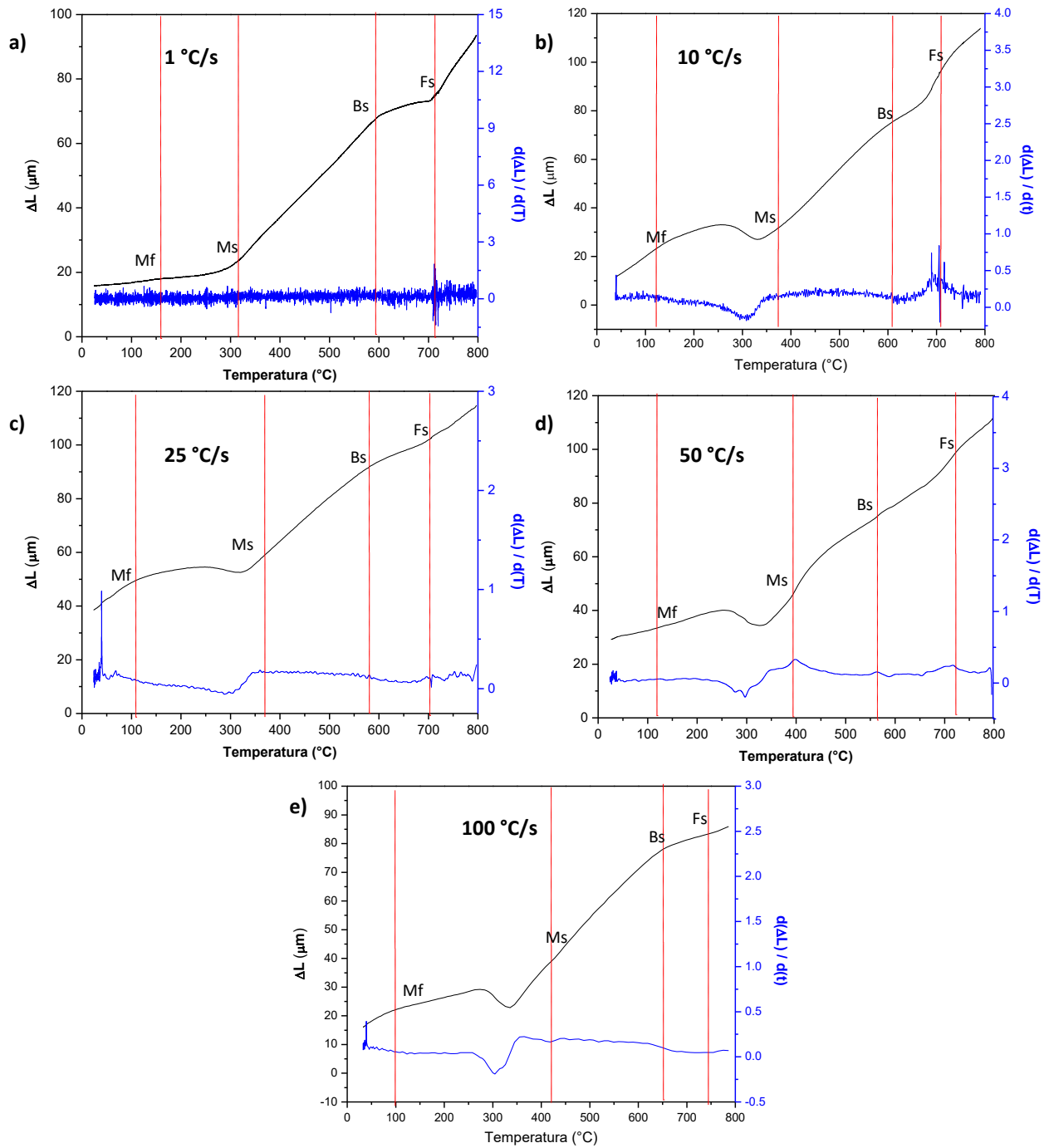


Figura 36. Gráficas ΔL vs. temperatura obtenidas en función de la velocidad de enfriamiento en el acero B= 1.0 mm de espesor: a) 1°C/s, b) 10°C/s, c) 25°C/s, d) 50°C/s y e) 100°C/s.

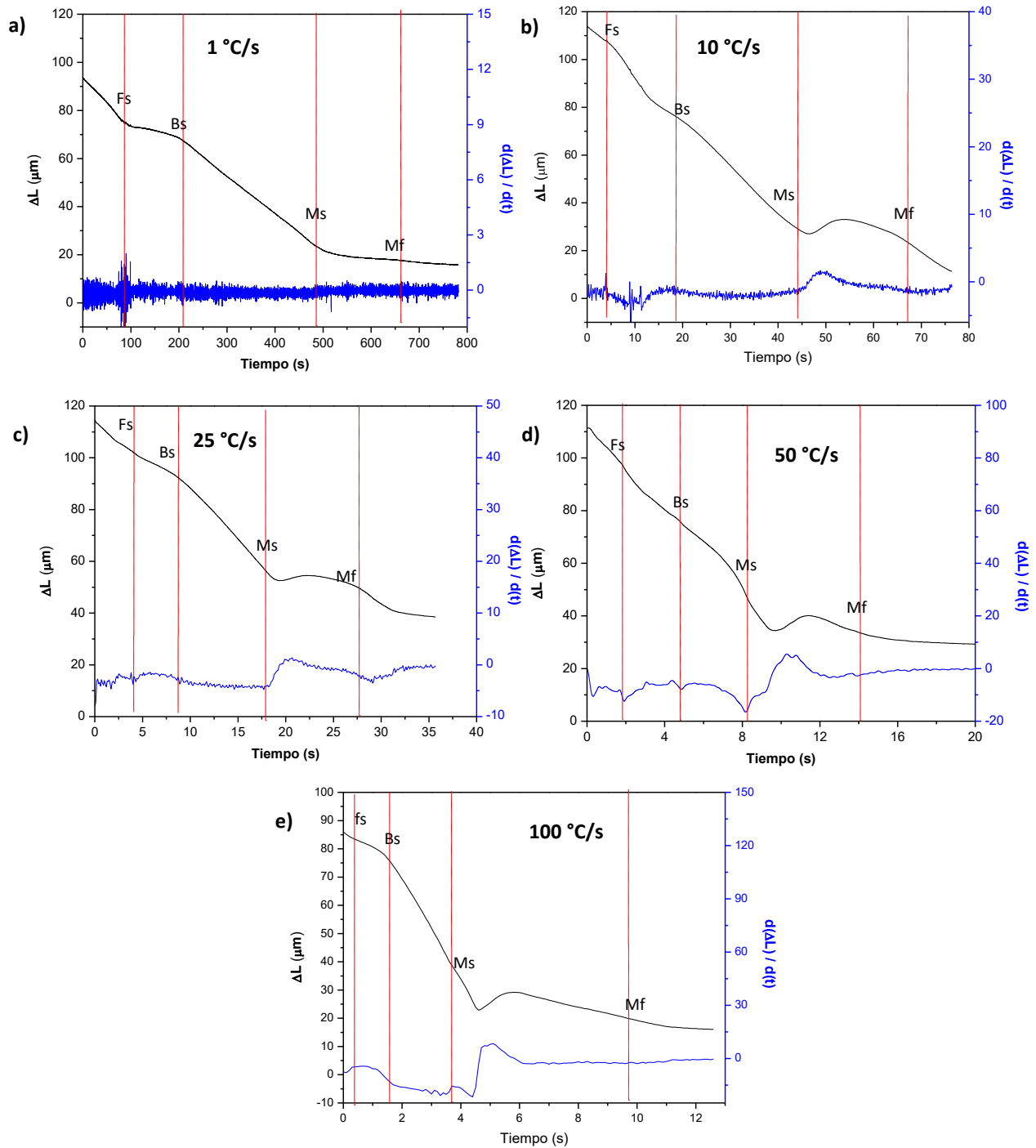


Figura 37. Gráficas ΔL vs. tiempo obtenidas en función de la velocidad de enfriamiento en el acero B= 1.0 mm de espesor: a) 1°C/s, b) 10°C/s, c) 25°C/s, d) 50°C/s y e) 100°C/s.

Las Figuras 38a y 38b muestran los diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo determinados experimentalmente para el acero A y el acero B, respectivamente. Las curvas sólidas de color negro representan las curvas de enfriamiento determinadas experimentalmente mediante el registro de la temperatura durante el enfriamiento; de izquierda a derecha corresponden a velocidades de enfriamiento de 100°C/s, 50°C/s, 25°C/s, 10°C/s y 1°C/s, respectivamente.

Las temperaturas críticas determinadas experimentalmente en calentamiento continuo, Ac_1 y Ac_3 se indican con las líneas punteadas de color naranja y verdes para el acero A y B, respectivamente. Los puntos indicados a lo largo de las curvas de enfriamiento corresponden a los cambios observados en las curvas de dilatación, y están asociados con los cambios de fase. Las líneas azules indican el inicio de la transformación martensítica, mientras que las líneas de color rojo indican el fin de dicha transformación. Las líneas sólidas de color rosa indican el inicio de la transformación de ferrita proeutectoide, mientras que las líneas verdes indican el inicio de la transformación bainítica.

Como se puede observar al comparar ambos diagramas, las temperaturas críticas de transformación de fase Ac_1 y Ac_3 son ligeramente más bajas en la muestra con mayor deformación; este comportamiento está relacionado con una mayor cantidad de sitios para que ocurra la recristalización y subsecuente nucleación de la austenita, como resultado de una mayor deformación plástica [49].

Las temperaturas de transformación de austenita a ferrita y bainita son más altas en el acero B. Esto indica que dichas transformaciones ocurren más rápido conforme el grado de deformación plástica se incrementa. El incremento en la deformación plástica promueve un refinamiento del grano de austenita (como se observó de manera indirecta en las imágenes de las Figuras 22-25), la cual, durante el enfriamiento subsecuente, promueve una descomposición más rápida, como se observa al comparar los diagramas de las Figuras 38a y 38b. Este comportamiento también está asociado con la existencia de una mayor cantidad de sitios para la nucleación de las nuevas fases.

Con respecto a la transformación adifusional, en general, se observa que las temperaturas M_s y M_f muestran una ligera disminución con la reducción en la velocidad de enfriamiento, y el efecto es más significativo a una velocidad más lenta. Algunos autores han reportado

que la disminución en las temperaturas M_s y M_f se relaciona con una mayor cantidad de átomos de carbono liberados a partir de los sitios octahédricos de la austenita, durante la reducción de la velocidad de enfriamiento. Por lo que, la transformación martensítica requiere una mayor fuerza impulsora que resulta en una disminución de la M_s (Figura 38). A velocidades más lentas, la difusión del carbono es mayor, lo que permite el enriquecimiento de la austenita remanente, y finalmente conduce a una disminución de las temperaturas M_s y M_f , conforme la velocidad de enfriamiento disminuye. Se ha reportado que la estabilidad de la austenita aumenta con el contenido de carbono, lo que lleva a una disminución de los puntos M_s y M_f [47-49], lo cual soporta dicha observación.

El diagrama calculado con el programa JMatPro muestra que las temperaturas de la transformación martensítica permanecen constantes independientemente de la velocidad de enfriamiento utilizada (Figura 18). Por otra parte, los diagramas CCT obtenidos experimentalmente, muestran que la temperatura de transformación martensítica tiende a disminuir con la disminución en la velocidad de enfriamiento. Estos resultados indican que la redistribución del carbono durante las transformaciones de fase, causa cambios importantes en la composición química local en la austenita; a mayor contenido de carbono menor son M_s y M_f .

Respecto a las transformaciones de austenita a ferrita y bainita, el diagrama calculado con el software está significativamente más a la derecha que el obtenido experimentalmente. Este comportamiento puede estar relacionado con la variación entre el tamaño de grano utilizado para el cálculo (30 micras) y el valor que se pudo haber obtenido durante el tratamiento térmico. Como se puede observar en las Figuras 22-25, las regiones de martensita, las cuales antes del tratamiento térmico correspondían a austenita, son significativamente menores a 10 micras. Es bien conocido que un tamaño de grano más grande retarda las transformaciones difusionales, causando un desplazamiento a la derecha del diagrama como se observa en el diagrama calculado con un tamaño de grano de 30 micras.

La deformación plástica, promueve entonces un refinamiento de grano austenítico y causa un desplazamiento de las curvas de transformación a la izquierda del diagrama. Aparentemente, el software subestima el inicio de la transformación bainítica, a partir de la

austenita intercrítica. Esta observación es hecha considerando el hecho de que la transformación bainítica calculada es mucho más baja que la obtenida experimentalmente.

Por lo tanto, a partir de los resultados obtenidos se puede concluir que los diagramas CCT calculados con JMatPro a partir del rango intercrítico, pueden emplearse, meramente como una aproximación para el diseño de aceros multifásicos tal como se ha reportado previamente [22-24]. Sin embargo, no se recomienda su uso de manera directa para estimar las microestructuras y propiedades mecánicas resultantes de ciclos térmicos complejos que involucren austenización intercrítica y/o etapas de interrupción del enfriamiento como en el caso de los ciclos de recocido y galvanizado continuo.

Por otro lado, las durezas presentadas en los diagramas de la Figura 38, muestran una disminución al reducir la velocidad de enfriamiento. Debido a que los enfriamientos fueron realizados a partir del rango intercrítico, el resultado de la dureza corresponde a los efectos combinados de la ferrítica intercrítica y de los productos de la transformación de la austenita intercrítica.

Los valores altos de dureza para el acero A (1.5 mm), de acuerdo con la curva de 100 °C/s mostrada en la Figura 38a, corresponden a una microestructura de ferrita, bainita y martensita. La dureza mostrada en las demás curvas disminuye, y aunque son las mismas fases, la proporción de estas disminuye. La disminución está relacionada con el incremento en la cantidad de bainita y la disminución en la cantidad de martensita al disminuir la velocidad de enfriamiento.

Lo mismo sucede con la dureza del diagrama correspondiente al acero B (1.0 mm) mostrado en la Figura 38b; la dureza disminuye conforme la velocidad de enfriamiento disminuye. A comparación con las durezas del acero A, las durezas del acero B, son más altas y esto está relacionado con la obtención de una microestructura más fina que en el acero A. Como se ha explicado anteriormente, el incremento en el grado de deformación plástica promueve la formación de una mayor cantidad de límites para la nucleación de las segundas fases. Por este motivo, la muestra con menor espesor (mayor deformación plástica antes del tratamiento térmico), resulta en una microestructura más fina y con mayor dureza [47,48].

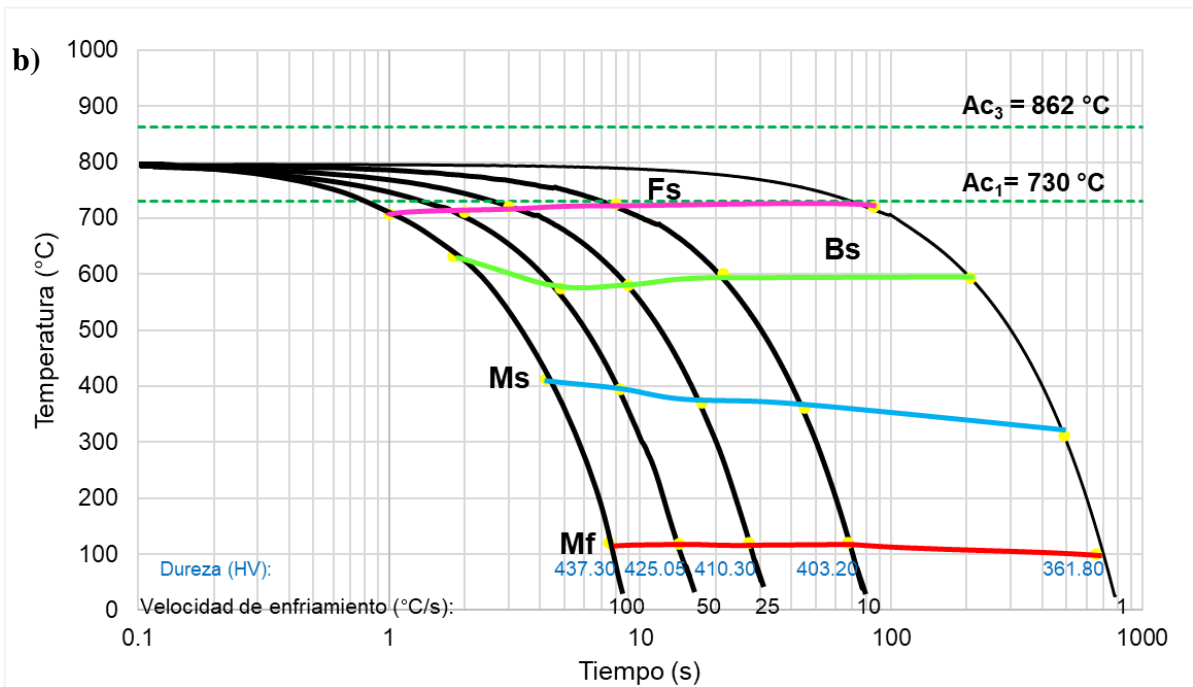
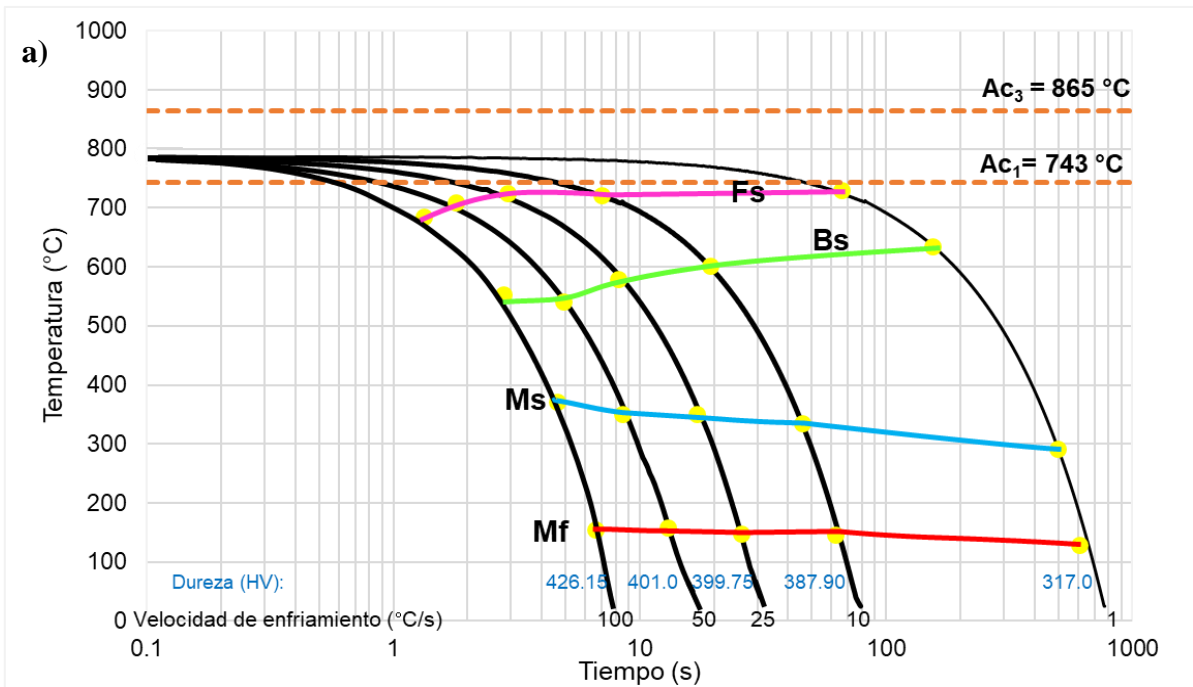


Figura 38. Diagramas CCT determinados experimentalmente en función del grado de reducción en espesor para aceros: a) A = 1.5 mm de espesor y b) B = 1.0 mm de espesor.

Las Figuras 39 y 40 muestran imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido en función de la velocidad de enfriamiento para el acero A (1.5 mm), a una magnificación de 2,500X y 5,000X, respectivamente.

Como se observa, la microestructura del acero enfriado en a 1°C/s se caracteriza por la presencia de una matriz de ferrita con la presencia de segundas fases que aparentemente son bainita y martensita (Figuras 39a y 40a). El enfriamiento a una velocidad de 10 °C/s (Figuras 39b y 40b) y a 25 °C/s (Figuras 39c y 40c), promovió la obtención de microestructuras a base de ferrita, bainita y martensita. A velocidades de 50 °C/s (Figuras 39d y 40d) y 100 °C/s (Figuras 39e y 40e), aparentemente siguen las mismas fases, solo que la cantidad de martensita aumenta.

Como se mencionó anteriormente, la variación en los productos de transformación obtenidos está relacionada con el tiempo disponible para la difusión del carbono [47]. Los enfriamientos moderados reducen el tiempo disponible para la difusión del carbono permitiendo la obtención de una mayor cantidad de bainita, sin embargo, el enfriamiento rápido no permite la difusión del carbono promoviendo la formación de martensita [47,48], ya que esta última, ocurre por un proceso displacivo a diferencia de las otras que son controladas por la difusión del carbono.

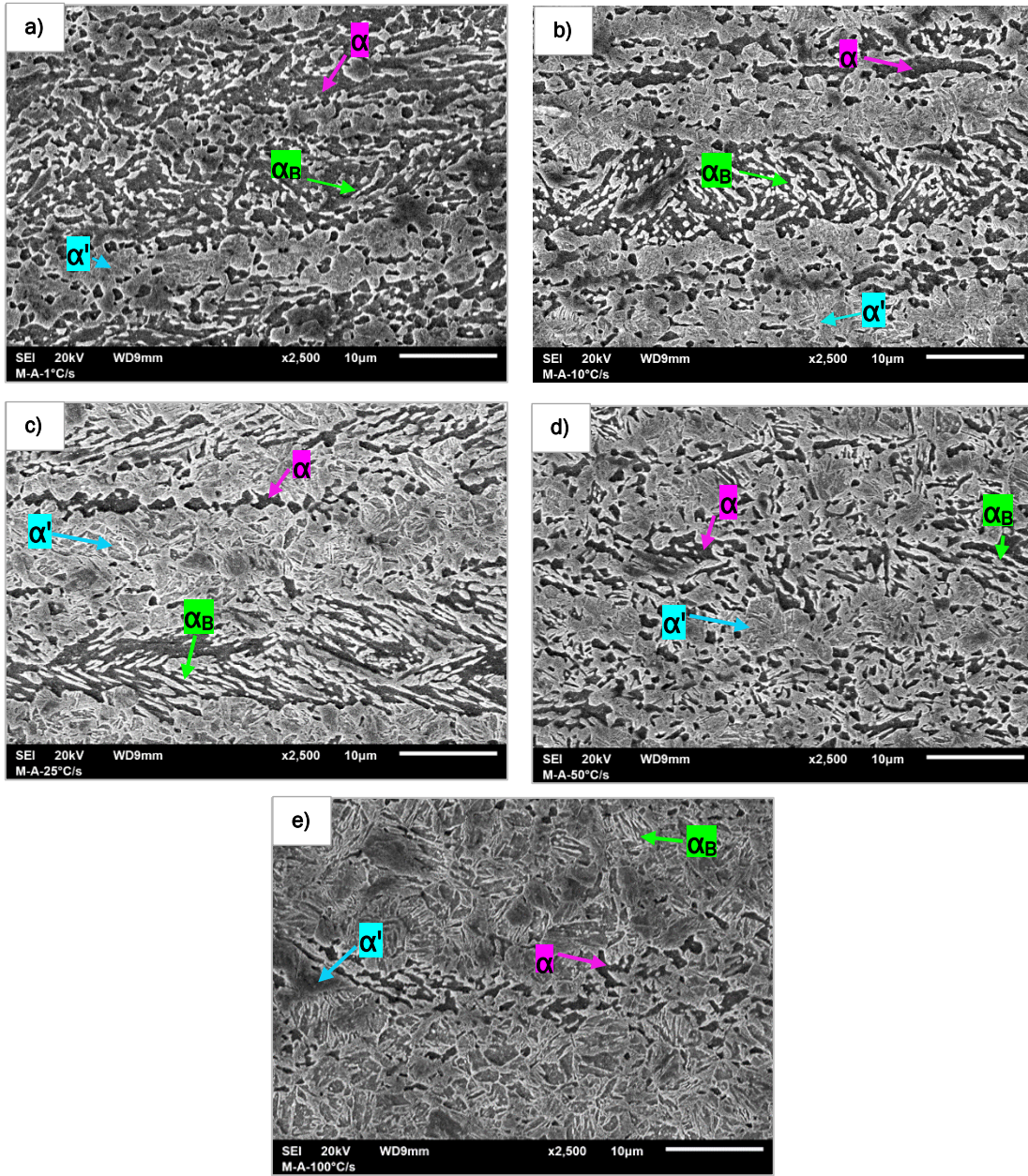


Figura 39. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la microestructura del acero A (1.5 mm) enfriados a diferentes velocidades: a) 1 °C/s, b) 10 °C/s, c) 25 °C/s, d) 50 °C/s, e) 100 °C/s. Magnificación 2,500X.

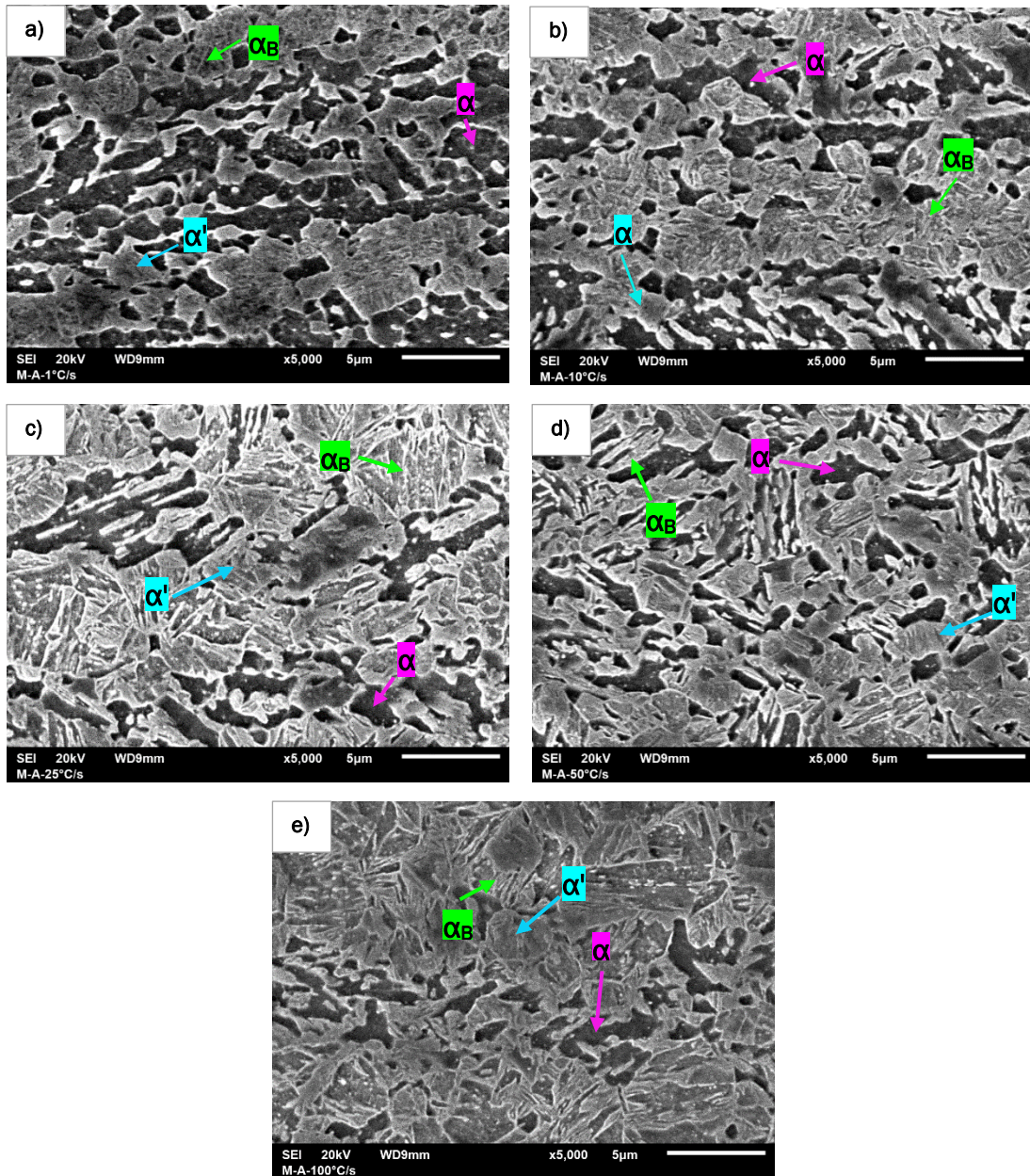


Figura 40. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la microestructura del acero A (1.5 mm) enfriados a diferentes velocidades: a) 1 °C/s, b) 10 °C/s, c) 25 °C/s, d) 50 °C/s, e) 100 °C/s. Magnificación 5,000X.

Las Figuras 41 y 42 muestran imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido en función de la velocidad de enfriamiento para el acero B (1.0 mm) a una magnificación de 2,500X y 5,000X, respectivamente.

Los productos de la transformación de la austenita intercrítica fueron similares a los del acero A. El enfriamiento a 1°C/s, resultó en una microestructura a base de ferrita, bainita y martensita (Figuras 41a y 42a). El enfriamiento a una velocidad de 10 °C/s (Figuras 41b y 42b) y a 25 °C/s (Figuras 41c y 42c), también promovió la obtención de microestructuras a base de ferrita, bainita y martensita. A velocidades de 50 °C/s (Figuras 41d y 42d) y 100 °C/s (Figuras 41e y 42e), continúan las mismas fases, solo que la cantidad de martensita aumenta. En general, se observó que la muestra con mayor deformación plástica promueve la formación de microestructuras más finas y con una mayor cantidad de bainita y martensita. Estas microestructuras son consistentes con los diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo mostrados en la Figura 38, incluyendo las variaciones en las microdurezas.

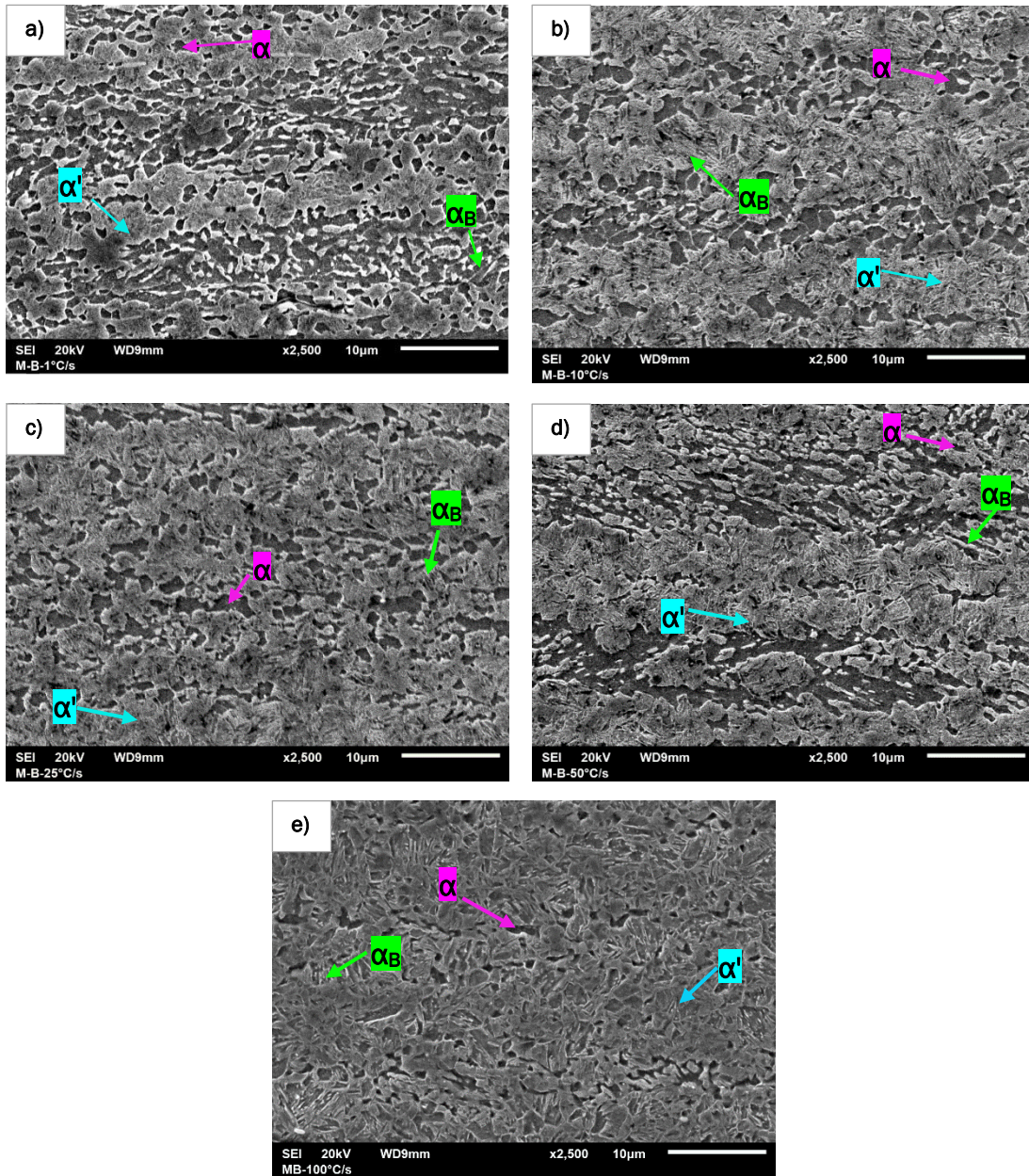


Figura 41. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la microestructura del acero B (1.0 mm) enfriados a diferentes velocidades: a) 1 °C/s, b) 10 °C/s, c) 25 °C/s, d) 50 °C/s, e) 100 °C/s. Magnificación 2,500X.

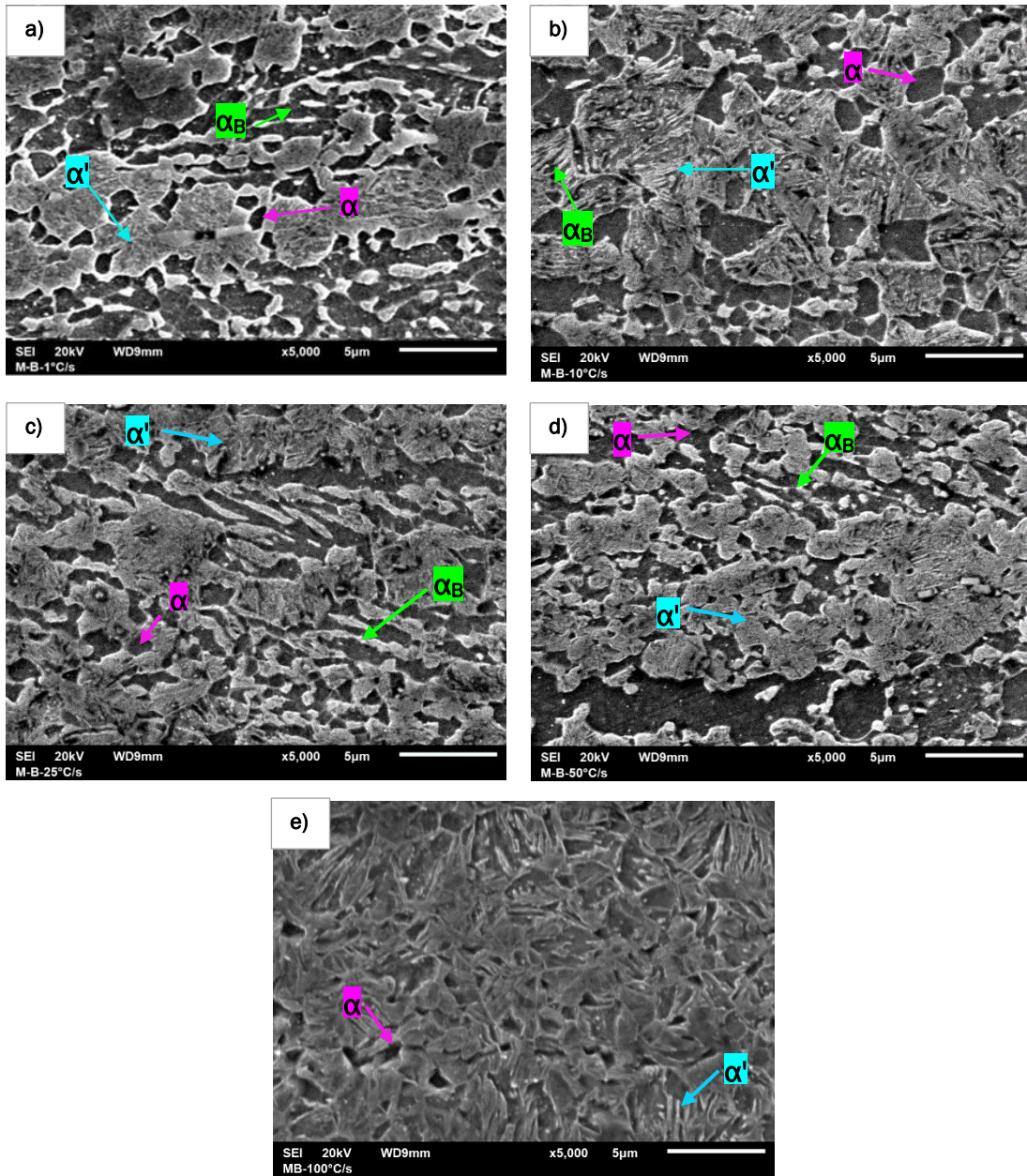


Figura 42. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la microestructura del acero B (1.0 mm) enfriados a diferentes velocidades: a) 1 °C/s, b) 10 °C/s, c) 25 °C/s, d) 50 °C/s, e) 100 °C/s. Magnificación 5,000X.

Conclusiones

A continuación, se enlistan las conclusiones obtenidas del presente trabajo de investigación:

- A partir de los experimentos realizados en horno y seguidos de enfriamiento en agua, se determinó que la temperatura requerida, para obtener una proporción de fases 50% ferrita + 50% austenita, fue de 830°C y 825°C, para el acero A (1.5 mm) y el acero B (1.0 mm), respectivamente. Estas temperaturas muestran una buena aproximación con la temperatura calculada a partir de las ecuaciones reportadas por Kasatkin (~ 820°C). La temperatura más baja obtenida en la muestra con mayor deformación plástica está relacionada con una mayor energía almacenada, lo cual resulta en una recrystalización más rápida y favorece la transformación de fase subsecuente (ferrita a austenita).
- Las muestras enfriadas en agua, para la determinación de la temperatura de trabajo durante los tratamientos realizados en hornos, exhibieron una disminución en la dureza hasta 800°C, sin embargo, a temperaturas superiores la dureza se incrementó. Dicha disminución está relacionada con la recrystalización del material, mientras que el incremento se relaciona con el aumento en la cantidad de martensita (fase más dura en el acero). La cantidad de martensita, permitió determinar de manera indirecta la proporción de austenita presente durante el tratamiento térmico.
- Las muestras con tratamientos térmicos intercríticos realizados en hornos y en el dilatómetro, muestran una reducción en la dureza conforme la velocidad de enfriamiento disminuye, lo cual es atribuido a una mayor cantidad de ferrita y una menor cantidad de bainita y/o martensita. Para una misma velocidad de enfriamiento, las muestras con mayor deformación plástica (acero B=1.0 mm), tienen durezas más altas que las muestras con menor deformación, lo cual está relacionado con la presencia de una microestructura más fina y una mayor cantidad de bainita y martensita.
- A partir del análisis dilatométrico realizado en calentamiento continuo, se determinó que las temperaturas de recrystalización y de transformación de fase (Ac_1 y Ac_3), en el acero con mayor deformación plástica (acero B = 1.0 mm) son menores que las del

acero con menor deformación (acero A= 1.5 mm). Este comportamiento está asociado con la mayor cantidad de defectos en la red cristalina, los cuales representan una mayor energía almacenada y, por lo tanto, una mayor fuerza impulsora para que ocurran estos procesos.

- En el acero B (1.0 mm), la recristalización se observó entre 605°C y 697°C, mientras que la transformación de fase de ferrita a austenita se observó entre 730 °C y 862 °C. A partir de los cambios en la curva de dilatación y la regla de la palanca, se determinó que la temperatura requerida para obtener una proporción de fases 50% ferrita + 50% austenita fue de 790°C y 775°C, para el acero A (1.5 mm) y el acero B (1.0 mm), respectivamente; temperaturas similares a las obtenidas mediante los cálculos realizados con el software JMatPro (800°C).
- Los diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo, obtenidos en función del grado de deformación plástica, muestran que la cinética de las transformaciones de fase difusionales, que ocurren durante el enfriamiento de acero laminado en frío, es más rápida en muestras con mayor deformación. Este resultado es asociado a una mayor energía almacenada como resultado de una mayor cantidad de defectos en la red cristalina, los cuales se originan durante la deformación plástica.
- El comportamiento de la transformación adifusional es influenciado por la redistribución del carbono durante el enfriamiento. Las temperaturas de inicio y fin de la transformación martensítica disminuyen al disminuir la velocidad de enfriamiento; el efecto es más notorio en muestras enfriadas a 1°C/s. Este resultado está asociado con el enriquecimiento de austenita. Al disminuir la velocidad de enfriamiento, mayor es el tiempo disponible para el enriquecimiento de austenita lo que resulta en una disminución de dichas temperaturas.
- La diferencia entre las temperaturas requeridas para obtener 50% de ferrita + 50% de austenita mediante tratamientos térmicos realizados en hornos tipo mufla y mediante dilatometría, fue alrededor de 40°C. Esta diferencia puede estar asociada con el tipo de calentamiento empleado; en el primer caso, el calentamiento del acero se da mayoritariamente por radiación y conducción, mientras que, en el segundo caso, el calentamiento es por inducción y es mucho más rápido.

- Las diferencias entre los diagramas calculados y los obtenidos experimentalmente se relaciona con en el efecto de la deformación plástica, la cual causa cambios importantes en el tamaño de grano que se produce durante el tratamiento térmico, y el cual tiene una influencia importante sobre la cinética de las transformaciones de fase que ocurren durante el enfriamiento. Las diferencias también pueden ser atribuidas a la redistribución del carbono que ocurre como resultado de las transformaciones de fase durante el enfriamiento.
- Las muestras tratadas térmicamente en hornos tuvieron microdurezas más bajas que las tratadas en el dilatómetro. El tiempo de empape durante el tratamiento térmico empleado en horno fue mayor al utilizado en el dilatómetro (60 s vs. 10 s), esto para conseguir una mayor uniformidad. Sin embargo, el incremento en el tiempo, promovió un mayor tamaño de grano, previo y posterior al enfriamiento, lo cual se refleja en menor dureza.

Referencias

- [1]. Zuidema, B. K., Denner, S. G., Engl, B., & Sperle, J. O. (2001). New high strength steels applied to the body structure of ULSAB-AVC. SAE Technical Papers, 724.
- [2]. Li, Z. C., Zhang, X. T., Mou, Y. J., Misra, R. D. K., He, L. F., & Li, H. P. (2019). The impact of intercritical annealing in conjunction with warm deformation process on microstructure, mechanical properties and TRIP effect in medium-Mn TRIP steels. *Materials Science and Engineering A*, 746(January), 363–371.
- [3]. Fonstein, N. (2015). Advanced High Strength Sheet Steels. In *Advanced High Strength Sheet Steels*.
- [4]. Kawulok, R., Schindler, I., Sojka, J., Kawulok, P., Opěla, P., Pindor, L., & Ševčák, V. (2020). Effect of strain on transformation diagrams of 100Cr6 steel. *Crystals*, 10(4), 326.
- [5]. M. Y. Demeri A. International, Ed. *Advanced High Strength Steels: Science, Technology and Applications*. Material Park, Ohio: ASM International, 2013.
- [6]. M. Atkins, *Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels*, American Society for Metals, 1980.
- [7]. Trzaska, J., Jagiełło, A., & Dobrzański, L. A. (2009). The calculation of CCT diagrams for engineering steels. *Archives of Materials Science and Engineering*, 39(1), 13–20.
- [8]. Xue, J., Zhao, Z., Bin, C., Liu, X., Wu, H., Li, H., & Xiong, W. (2019). Effects of rolling and coiling temperature on the microstructure and mechanical properties of hot-rolled high strength complex phase steel. *Materials Research Express*, 6(9).
- [9]. Schindler, I., Kawulok, R., & Opěla, P. (2020). Effects of Austenitization Temperature and Pre-Deformation on CCT Diagrams of 23MnNiCrMo5-3 Steel. *Materials* 13(22).
- [10]. Bleck, W., & Phiu-On, K. (2009). Effects of microalloying in multi phase steels for car body manufacture. In *Microstructure and Texture in Steels* (pp. 145-163). Springer, London.
- [11]. Bhadeshia, H., & Honeycombe, R. (2017). *Steels: microstructure and properties*. Butterworth-Heinemann.
- [12]. Hippchen et al. (2016). Modelling kinetics of phase transformation for the indirect hot stamping process to focus on car body parts with tailored properties. *J. Mater. Process. Technol*, 228, 59-67.
- [13]. Espinoza, A. (2018). Predicción de transformaciones de fases en aceros enfocada a la mejora de modelos termo-mecánicos. Tesis de maestría, Universidad Autónoma de San Luis Potosí, San Luis Potosí.

- [14]. SteCal 3,0. (12 de febrero de 2010). Obtenido de <https://stecal.software.informer.com/versions/>
- [15] JmatPro. (2020). Obtenido de <https://www.sentesoftware.co.uk/jmatpro>
- [16] Kirkaldy; Venugopalan. (1984). Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels. Proc. an Int. Conf. Phase Transform, 125-148
- [17]. Saunders, N., Guo, U. K. Z., Li, X., Miodownik, A. P., & Schillé, J. P. (2003). Using JMatPro to model materials properties and behavior. *Jom*, 55(12), 60-65
- [18]. Kirkaldy, & Thomson. (1978). Hardenability Concepts with Applications to Steel. (J. K. DV Doane, Ed.) 82-125
- [19]. Zener, C. (1946). Kinetics of the decomposition of austenite. *Trans. Aime*, 167, 550-595.
- [20]. Hillert, (1957). The role of interfacial energy during solid-state phase transformations. *Jernkontoret Ann*, 757-789
- [21]. Kirkaldy, (1991). Diffusion controlled phase transformations in steels. *Scand, J. Metall*, 20 (1), 50-61.
- [22]. MMIM A. López Martínez, E.J. Gutiérrez, “Cambios de fase en aceros con transformación inducida por plasticidad bajo condiciones que simulan líneas de recocido y Galvanizado continuo” tesis para obtener el grado de maestría en metalurgia, (2018).
- [23]. Contreras, A., López, A., Gutiérrez, E. J., Fernández, B., Salinas, A., Deaquino, R., Bedolla, A., Saldaña, R., Reyes, I., Aguilar, J., & Cruz, R. (2020). An approach for the design of multiphase advanced high-strength steels based on the behavior of CCT diagrams simulated from the intercritical temperature range. *Materials Science and Engineering A*, 772 (September 2019).
- [24]. Navarrete Pino, B. Y., Torres Castillo, A. A., Gutiérrez Castañeda, E. J., Espinosa Zúñiga, L. A., Hernández Hernández, L., Salinas Rodríguez, A., ... & Martínez Sánchez, R. (2021). Using Intercritical CCT Diagrams and Multiple Linear Regression for the Development of Low-Alloyed Advanced High-Strength Steels. *Metals*, 11(11), 1768.
- [25]. Zhang, M., Li, L., Fu, R. Y., Krizan, D., & De Cooman, B. C. (2006). Continuous cooling transformation diagrams and properties of micro-alloyed TRIP steels. *Materials Science and Engineering A*, 438–440(SPEC. ISS.), 296–299.
- [26]. Kawulok, R., Kawulok, P., Schindler, I., Opěla, P., Rusz, S., Ševčák, V., & Solowski, Z. (2018). Study of the effect of deformation on transformation diagrams of two low-alloy manganese-chromium steels. *Archives of Metallurgy and Materials*, 63(4), 1735–1741.

- [27]. Bräutigam-Matus, K., Altamirano, G., Salinas, A., Flores, A., & Goodwin, F. (2018). Experimental determination of continuous cooling transformation (CCT) diagrams for dual-phase steels from the intercritical temperature range. *Metals*, 8(9).
- [28]. Morawiec, M., Skowronek, A., Król, M., & Grajcar, A. (2020). Dilatometric analysis of the austenite decomposition in undeformed and deformed low-carbon structural steel. *Materials*, 13(23), 1–13.
- [29]. Kasatkin, O. G., Vinokur, B. B., & Pilyushenko, V. L. (1984). Calculation models for determining the critical points of steel. *Metal science and heat treatment*, 26(1), 27-31.
- [30]. Saha, D. C., Biro, E., Gerlich, A. P., & Zhou, Y. (2016). Effects of tempering mode on the structural changes of martensite. *Materials Science and Engineering: A*, 673, 467-475.
- [31]. ASTM E1019-11; (2011) Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Fusion Techniques.
- [32]. ASTM E415-17; (2017) Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry.
- [33]. HE, J. y SCHOENUNG, J. (2005). ASTM E – 562–02 – Método de prueba estándar para determinar la fracción de volumen por punto manual sistemático. Sociedad Americana para Pruebas y Materiales. West Conshohocken, 3.
- [34]. ASTM E384-17; (2017) Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials.
- [35]. Timokhina, I. B., Hodgson, P. D., & Pereloma, E. V. (2004). Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35(8), 2331-2341.
- [36]. Van Slycken, J., Verleysen, P., Degrieck, J., Bouquerel, J., & De Cooman, B. C. (2007). The effect of silicon, aluminium and phosphor on the dynamic behavior and phenomenological modelling of multiphase TRIP steels. *Metals and Materials International*, 13(2), 93-101.
- [37]. Kaar, S., Krizan, D., Schneider, R., Béal, C., & Sommitsch, C. (2019). Effect of manganese on the structure-properties relationship of cold rolled AHSS treated by a quenching and partitioning process. *Metals*, 9(10), 1122.
- [38]. C. Wang, H. Ding, M. Cai, and B. Rolfe, "Multi-phase microstructure design of a novel high strength TRIP steel through experimental methodology," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 610, pp. 436-444, 2014.

- [39]. MMIM A. López Martínez, E.J. Gutiérrez, “Efecto del tiempo y la temperatura de recocido intercrítico sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de aceros avanzados de alta resistencia” tesis para obtener el grado de maestría en metalurgia, (2021)
- [40]. Ashby, M. (2008). *Materiales para ingeniería 1. Introducción a las propiedades, las aplicaciones y el diseño*. Primera Edición, Reverte
- [41]. Smith, W. F., Hashemi, J., Cázares, G. N., & González-Caver, P. A. (2006). *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales* (pp. 459-462). México, DF: McGraw-Hill.
- [42]. Grygier, D. (2015). The effectiveness of recrystallization high carbon steel with regard to the condition of material. 1(1), 20–24.
- [43]. Suh, DW, Oh, CS y Kim, SJ (2008). Análisis dilatométrico de la formación de austenita durante el recocido intercrítico. *Internacional de metales y materiales*, 14 (3), 275-282.
- [44]. O. Covarrubias, "Efectos microestructurales en un acero sometido a un tratamiento térmico TRIP," Universidad Autónoma de Nuevo León, 2002.
- [45]. H. K., L. D. E., Ed. *Physical Metallurgy*, Fifth ed. Amsterdam, Netherlands: ELSEVIER, 2014.
- [46]. Askeland, D. R. (1998). *Ciencia e Ingeniería de los Materiales* (Vol. 3). México: International Thomson Editores.
- [47]. A. Reza, A. Lara, and R. E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, Fourth ed. 2008.
- [48]. Porter, D. A., & Easterling, K. E. (2009). *Phase transformations in metals and alloys* (revised reprint).
- [49]. Furuhashi, T., Kikumoto, K., Saito, H., Sekine, T., Ogawa, T., Morito, S., & Maki, T. (2008). Phase transformation from fine-grained austenite. *ISIJ international*, 48(8), 1038-1045.
- [50]. Erdogan, M. (2003). Effect of austenite dispersion on phase transformation in dual phase steel. *Scripta Materialia*, 48(5), 501-506.
- [51]. Lee, Seok Jae; Lee, Young Kook (2005). Effect of Austenite Grain Size on Martensitic Transformation of a Low Alloy Steel. *Materials Science Forum*, (475-479), 3169–3172.