



INSTITUTO TECNOLÓGICO DE MORELIA

DOCTORADO EN CIENCIAS DE LA
INGENIERIA

“MODELO DE LA FORMACIÓN DE PERLITA
BAJO CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO
CONTINUO”

TESIS PROFESIONAL

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE DOCTORA
EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA

M.C. MONSERRAT SOFIA LÓPEZ CORNEJO

NÚMERO DE CONTROL: D04120873

DIRECTOR DE TESIS

DR. HÉCTOR JAVIER VERGARA HERNÁNDEZ

MORELIA, MICHOACÁN.

MAYO DEL 2021



Av. Tecnológico 1500, Col. Lomas de Santiaguito, C.P. 58120,
Morelia, Michoacán. Tel. (443) 3-12-15-70 Ext. 316 / Email:
depi@morelia.tecnm.mx

doctorado.ciencias@morelia.tecnm.mx.





Instituto Tecnológico de Morelia
Subdirección Académica
División de Estudios de Posgrado e Investigación
Doctorado en Ciencias de la Ingeniería

Morelia, Michoacán **04/mayo/2021**

OFICIO N° DCI. 033/2021

ACTA DE REVISIÓN DE TESIS

En la ciudad de Morelia, Michoacán, siendo las **13:00** horas del día 04 de mayo de 2021, se reunieron los Miembros del Comité Tutorial de Tesis, designados por el Claustro del Doctorado en Ciencias de la Ingeniería, para examinar la tesis de grado titulada:

“MODELO DE LA FORMACIÓN DE PERLITA BAJO CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO CONTINUO”

Presentada por el(la) alumno(a):

M. C. MONSERRAT SOFÍA LÓPEZ CORNEJO, con número de Control D04120873

Aspirante al grado de:


DOCTOR EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA

Después de intercambiar opiniones, los miembros de la comisión manifestaron su **APROBACIÓN PARA LA IMPRESIÓN FINAL DE LA TESIS**, en virtud de que satisface los requisitos señalados por las disposiciones reglamentarias vigentes.


Presidente y Director:


Dr. Héctor Javier Vergara Hernández
D. en Ingeniería
Cédula Profesional 7562512


Secretario


Dr. Pedro García González
D. en C. con especialidad en Metalurgia y Materiales
Cédula Profesional 4559101

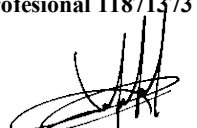
Vocal y Co-director:


Dr. Sixto Antonio Arreola Villa.
D. en C. en Ingeniería Mecánica
Cédula Profesional 11871373


Vocal:


Dr. Octavio Vázquez Gómez
D. en C. e Ingeniería de Materiales
Cédula Profesional 11168930

Vocal:


Dr. Julio César Villalobos Brito
D. en Ing. y Ciencias Aplicadas (Tecnología de Materiales) Cédula Profesional 11534042

Vocal Suplente:


Dr. Francisco Reyes Calderón
D. en C. en Metalurgia y Ciencias de los Materiales
Cédula Profesional 09059862

C.c.p. Archivo



Av. Tecnológico 1500, Col. Lomas de Santiaguito, C.P. 58120, Morelia, Michoacán. Tel. (443) 3-12-15-70 Ext. 316 / Email: depi@morelia.tecnm.mx tecnm.mx | morelia.tecnm.mx





Instituto Tecnológico de Morelia
Subdirección Académica
División de Estudios de Posgrado e Investigación

Morelia, Michoacán, **12/mayo/2021**
OFICIO N° DEPI/149/2021

ASUNTO: AUTORIZACION DE IMPRESIÓN
DEFINITIVA DE TESIS

MONSERRAT SOFIA LÓPEZ CORNEJO
EGRESADA DEL DOCTORADO EN
CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
PRESENTE

Le comunico que el jurado designado para que obtenga el grado de **DOCTORA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA**, ha informado a esta División de Estudios de Posgrado e Investigación, su aceptación para la impresión definitiva de su trabajo de tesis, el cual lleva por nombre: **“MODELO DE LA FORMACIÓN DE PERLITA BAJO CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO CONTINUO”**.

Por lo anterior se le autoriza la impresión de su trabajo, esperando que el logro del mismo sea acorde con sus aspiraciones profesionales.

A T E N T A M E N T E

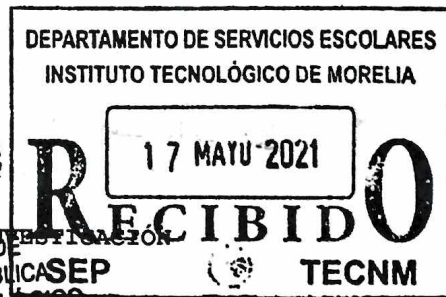
Excelencia en Educación Tecnológica
“Técnica, Progreso de México”®

C. HÉCTOR JAVIER VERGARA HERNÁNDEZ
JEFE DE LA DIVISION DE ESTUDIOS DE

ccp. Archivo

HJVH*1aa.

POSGRADO E INVESTIGACIÓN
SECRETARÍA DE
EDUCACIÓN PÚBLICA
INSTITUTO TECNOLÓGICO
DE MORELIA



Av. Tecnológico 1500, Col. Lomas de Santiaguito,
C.P. 58120, Morelia, Michoacán. Tel. (443) 3-12-
15-70 Ext. 316 / Email: depi@morelia.tecnm.mx
tecnm.mx | morelia.tecnm.mx



Agradecimientos

Al Tecnológico Nacional de México/Instituto Tecnológico de Morelia por brindarme la oportunidad de realizar mis estudios en el programa de Doctorado en Ciencias de la Ingeniería.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por la beca (No. 226984) para realizar mis estudios de Doctorado.

A mi asesor y mentor, el Dr. Héctor Javier Vergara Hernández, por su apoyo no sólo en la elaboración de este trabajo, sino en todos los proyectos que emprendí durante mis estudios de Doctorado. Sin su motivación y su guía, nada de esto sería posible.

Al Dr. Sixtos Antonio Arreola Villa, de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Monclova, por el gran apoyo brindado en el desarrollo experimental de este trabajo y por todas sus asesorías durante mis estudios de Doctorado.

Al Dr. Octavio Vázquez Gómez por siempre compartir su conocimiento y por sus comentarios y sugerencias a lo largo de la realización de este trabajo.

Al Dr. Pedro Garnica González, al Dr. Julio César Villalobos Brito y al Dr. Francisco Reyes Calderón, por el tiempo dedicado a la revisión de este trabajo, así como sus consejos.

Al Dr. Martín Herrejón Escutia, de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, por contribución en varias etapas del desarrollo experimental de este trabajo,

A la Ing. Paulina Gutiérrez González, el M.C. José Samuel Ponciano Reyes, al Ing. Edgar Ulises Higareda Espitia, a Marco Ponce, Gloria Lisset García y Fernando Alí Calderón, por su apoyo durante el desarrollo de este trabajo.

Quiero agradecer a mis compañeros y amigos del Posgrado en Metalurgia y del Doctorado de Ciencias en la Ingeniería por su amistad y el apoyo durante el tiempo que estudiamos juntos.

Modelo de la Formación de Perlita Bajo Condiciones de Enfriamiento Continuo.

Al Laboratorio Nacional de Sistemas Embebidos, Diseño Electrónico Avanzado y Microsistemas (SEDEAM) por su soporte técnico para realización de pruebas experimentales.

Al Posgrado en Metalurgia del Tecnológico Nacional de México/ Instituto Tecnológico de Morelia, por las facilidades prestadas para utilizar los equipos y espacios durante la realización de este trabajo.

Dedicatoria

Este trabajo está dedicado a mi esposo Iván Zapién González y a mi hijo Iván Zapién López, por su todo su cariño, su tiempo, su paciencia cuando no estaba, y sobre todo, por ser mi motivación todos los días para seguir adelante.

A mis padres, Félix López Valadez y Marisela Cornejo Quintero, que me han apoyado en todas las etapas de vida y son mi ejemplo a seguir.

A mi hermana, Nayely Marisela López Cornejo, por su cariño y sus ánimos.

A mis abuelas Esther Quintero Castro y Margarita Valadez Hernández, por enseñarme a ser fuerte a pesar de la adversidad. Siempre estarán conmigo.

Resumen

En este trabajo se realizó la caracterización microestructural de tres diferentes aceros a través del ensayo Jominy para determinar la rapidez de enfriamiento que garantice la formación de perlita fina en aceros completamente perlíticos bajo diferentes condiciones de enfriamiento continuo. A través de los datos obtenidos fue posible calcular experimentalmente temperaturas de inicio y fin de transformación, que sumado a los análisis de microscopía electrónica de barrido (MEB), nanoindentación y ensayos de microdureza, llevaron a la construcción de diagramas de transformación y enfriamiento continuo (CCT). Se observó que a medida que se incrementó la rapidez de enfriamiento, el espaciamiento interlaminar de la perlita fue menor. Este incremento en la rapidez de enfriamiento obedece a una disminución en la temperatura de transformación, que se logró a través de la adición de elementos como el cromo y el molibdeno, que incrementan la templabilidad de los aceros. El efecto de la adición de cromo y molibdeno en aceros completamente perlíticos, se analizó por medio de ensayos de tensión y fractografía, encontrando que sólo para rapidez de enfriamiento menores a 1 °C/s, se presenta la formación incipiente de carburos. A partir de los resultados de ensayos de tensión y análisis por microscopía electrónica de barrido, fue posible determinar una correlación entre la tensión máxima y el espaciamiento interlaminar, estableciendo que a medida que este último disminuye, tanto el límite de cedencia como la tensión máxima, incrementan sus valores.

En la segunda parte de este trabajo, se desarrolló un modelo de simulación acoplado para estudiar los fenómenos de transferencia de calor, transformación de fase y la condición térmica de enfriamiento en un acero AISI/SAE 1080. Las historias térmicas se analizaron a distinta rapidez de enfriamiento, emulando las condiciones de convección forzada en el transportador Morgan Stelmor®. Las historias térmicas se registraron y utilizaron para calcular los coeficientes de transferencia de calor por convección forzada a través del Método Inverso de Conducción de Calor, mientras que la cinética de transformación de fase se aproximó con el modelo cinético de Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov (JMAK) y el diagrama de transformación isotérmica del acero AISI 1080. A partir de los coeficientes de transferencia y los parámetros cinéticos se codificó una función definida por el usuario y se acopló en el paquete comercial ANSYS Fluent®. Los resultados del modelo se validaron a partir de las historias térmicas experimentales, obteniendo una buena correlación entre ambas respuestas, mientras que la evolución microestructural de la perlita se validó mediante técnicas de microscopía electrónica de barrido y microdureza Vickers.

Abstract

In this work, the microstructural characterization of three different steels was carried out through Jominy test to determine the cooling rate that led to the formation of fine pearlite in fully pearlitic steels under different conditions of continuous cooling. Through the obtained data from the Jominy test it was possible to calculate the transformation temperatures, which added to the scanning electron microscopy (SEM), nanoindentation and microhardness tests, lead to the construction of continuous cooling transformation diagrams (CCT). It was noted that as the cooling rate increased, the pearlite interlamellar spacing decreased. The cooling rate increase is due to a decrease in the transformation temperature, which was achieved through the addition of elements such as chromium and molybdenum, which increase the hardenability of steels. The effects of adding chromium and molybdenum to fully pearlitic steels was analyzed through fractography and tension tests, finding that only for cooling speeds under 1 °C/s, the formation of incipient carbides occurs.

In the second part of this work, a coupled simulation model was developed to study the phenomena of heat transfer, the phase transformation and the thermic cooling condition. The thermal histories were analyzed at different cooling rates, emulating the forced convection conditions in the Morgan Stelmor® conveyor. The thermal histories were registered and used to calculate the forced convection heat transfer coefficients through the inversed heat transfer method. While the phase transformation kinetics was approximated with the Johnson – Mehl – Avrami – Kolmogorov kinetic model (JMAK) and the isothermal transformation diagram of AISI/SAE 1080 steel. From the transfer coefficients and the kinetic parameters a user-defined function was coded, and fitted into the commercial ANSYS Fluent package®. The model results were validated from the experimental thermal histories, obtaining a good correlation between both results, while the microstructural evolution of pearlite was validated using scanning electron microscopy and Vickers microhardness techniques.

Índice General

Agradecimientos	2
Dedicatoria.....	4
Resumen.....	5
Abstract.....	6
Capitulo I. Introducción	16
1.2. Problemática	18
1.3. Justificación	19
1.4. Hipótesis	19
1.5. Objetivos	19
Capitulo I. Marco Teórico.....	21
2.1 Transformación eutectoide.....	21
2.2 Cinética de la transformación austenita-perlita.....	22
2.3 Estudio de la transformación perlítica en condiciones de enfriamiento continuo.....	26
2.4 Elementos aleantes en la formación de la perlita.....	29
2.5 Templabilidad en los aceros.....	30
2.6 Modelación del proceso de enfriamiento continuo	31
Capitulo III. Procedimiento Experimental	40
3.1 Fabricación de los aceros	40
3.2 Ensayo Jominy	41
3.2.1 Preparación de las probetas.....	41
3.2.2 Equipo	42
3.2.3 Medición de la historia térmica de enfriamiento.....	42
3.3 Caracterización Microestructural.....	43
3.3.1 Probeta Jominy.....	43
3.3.2 Temperaturas Críticas de Descomposición de la Austenita	44
3.3.4 Espaciamiento Interlaminar de la Perlita	44
3.4 Diagramas de Transformación de Enfriamiento Continuo	45
3.5 Ensayos de tensión.....	46
3.6 Coeficientes de transferencia de calor por convección forzada	47
3.6.1 Modelo físico	47
Capitulo IV. Simulación Matemática.....	49
4.1 Simulación matemática del enfriamiento por convección forzada en probetas cilíndricas.	49
4.1.2 Modelo Térmico.....	50

4.1.3 Cálculo de la condición de frontera térmica	51
4.2 Modelo microestructural	53
4.3 Método de Solución	55
Capítulo V. Resultados y Discusión	57
5.1 Resultados del Ensayo Jominy.....	57
5.1.1 Respuesta térmica	57
5.1.2 Medición de microdurezas	60
5.1.3 Caracterización Microestructural	62
5.1.4 Nanoindentación	69
5.1.5 Medición del espaciamiento interlaminar de la perlita	75
5.1.6 Diagramas de transformación de enfriamiento continuo	78
5.2 Determinación de la influencia del espaciamiento interlaminar sobre la resistencia a la tensión.....	81
5.3 Efecto de los elementos de aleación en la transformación perlítica.....	87
5.4 Coeficientes de transferencia de calor en el acero A	91
5.5 Simulación Matemática	93
5.5.1 Condición de Frontera.....	93
5.5.2 Estimación de la Historia Térmica.....	94
5.5.3 Estimación de la Evolución Microestructural de la Perlita.....	96
Conclusiones.....	100
Referencias.....	102
Anexos	107

Índice de Figuras

Fig. 1.1. Diagrama esquemático de un transportador de espiras Morgan Stelmor®.	17
Fig. 2.1. Modelo de crecimiento de la perlita [11].....	21
Fig. 2.2. Micrografía obtenida por MEB de perlita, donde se aprecia las láminas de ferrita y cementita a 3000 X.....	22
Fig. 2.3. Relación entre el espaciado interlaminar (S_p) y sub-enfriamiento (ΔT) en un acero completamente perlítico [14].	24
Fig. 2.4. Dureza y resistencia a la tensión como función del espaciado interlaminar de la perlita en estructuras completamente perlíticas [20].....	26
Fig. 2.6. Efecto de los elementos aleantes en la temperatura de transformación eutectoide [31].	30
Fig. 2.7. Factores de multiplicación para diferentes elementos aleantes en el cálculo de la templabilidad. [34].....	31
Fig. 2.8. Velocidades de aire promedio medidas en dos líneas del transportador de espiras Morgan Stelmor® [3].....	32
Fig. 2.9. Coeficiente de transferencia de calor medido a 800°C en las pruebas en planta (considerando convección y radiación) y coeficiente de transferencia de calor calculado sólo para convección [3].	33
Fig. 2.10. Factor de corrección de la radiación para el centro y extremos de la cama del transportador de espiras Morgan Stelmor® determinada por Campbell [3].	33
Fig.2.12. Influencia del diámetro del alambón (acero 1080) en el perfil de temperatura durante su enfriamiento con aire a 15 m/s [6].	34
Fig. 2.13. Inicio de la transformación de la perlita medida y calculada para condiciones de convección natural condiciones del transportador de espiras Morgan Stelmor®, usando velocidades de enfriamiento a A_{e1} [19].....	35
Fig. 2.14. Campo de velocidad modelado con marcadores en la sección perimetral de la espira; se pueden observar los coeficientes de transferencia de calor locales y sus valores promedio para una velocidad del aire de 20 m/s en una espira de 0.010 m de diámetro [7].....	36
Fig. 2.15. Campo de velocidad simulado con marcadores en la sección perimetral de la espira; se pueden observar los coeficientes de transferencia de calor locales y sus valores promedio para una velocidad del aire de 20 m/s en una espira de 0.010 m de diámetro [21].....	37
Fig. 2.16. Comparativo de los perfiles de enfriamiento experimentales y simulados para convección natural y forzada con el uso de diferentes potencias de los ventiladores del transportador [21].	37
Fig. 2.17. Comparativo del coeficiente de transferencia de calor obtenido por Campbell [3] y del modelo de transferencia de calor de Jain [2].....	38
Fig. 2.18. Validación de la curva de enfriamiento usando el modelo de Jain y los valores medidos en el transportador para un alambón de alto carbono de 5.5 mm [2].	39
Fig. 3.1. Diseño de probeta instrumentada para ensayo Jominy.	42
Fig. 3.2. Esquema del enfriamiento de la probeta durante el ensayo Jominy.	43
Fig. 3.3. Posiciones de análisis en la probeta obtenida en el ensayo Jominy.....	43

Fig. 3.4. Determinación de temperaturas de transformación y temperaturas críticas a través de regresión de la curva de la derivada con respecto al tiempo.	46
Fig. 3.5 Probeta estándar tamaño subsize utilizada en los ensayos bajo el estándar ASTM E8.	47
Fig. 3.6. Modelo físico de convección forzada con aire en piezas cilíndricas.	48
Fig. 4.1. Malla construida con Gambit 2.4.6 para la probeta instrumentada.	50
Fig. 4.2. Algoritmo de la solución del modelo de simulación acoplado a la UDF para calcular la evolución microestructural de la perlita utilizando la condición de frontera térmica experimental.	56
Fig. 5.1. Historias térmicas obtenidas en el ensayo Jominy del acero A (a), acero B (b) y acero C (c).	58
Fig. 5.2. Relación entre la rapidez de enfriamiento y la temperatura de transformación.	59
Fig. 5.3 Perfiles de microdureza en función de la posición en la probeta Jominy.	60
Fig. 5.4 Correlación entre la temperatura de transformación y la microdureza para los aceros bajo estudio.	62
Fig. 5.5. Micrografías a 1000 X de las diferentes posiciones en la probeta Jominy de acero A después del austenizar a 840 °C por 30 minutos: a) 2 mm a 72.9 °C/s; b) 12 mm a 9.2 °C/s; c) 22 mm a 4.2 °C/s; y d) 32 mm a 2.9 °C/s, e) 42 mm a 2.5 °C/s y f) 52 mm a 2.2 °C/s.	64
Fig. 5.6. Micrografías a 1000 X de las diferentes posiciones de la probeta Jominy del acero B después del austenizar a 840 °C por 30 minutos: a) 2 mm a 83.5 °C/s; b) 12 mm a 11.8 °C/s; c) 22 mm a 4.3 °C/s; d) 32 mm a 3 °C/s; e) 42 mm a 1.6 °C/s y f) 52 mm a 1.4 °C/s.	66
Fig. 5.8. Huella de nanoindentación para (a) perlita gruesa, y (b) perlita fina en una zona con una rapidez de enfriamiento máxima de 3 °C/s en el acero B.	69
Fig. 5.9 Distribución de nanodureza para el acero B en una rapidez de enfriamiento de 3°C/s.	70
Fig. 5.10. Curva de fuerza-desplazamiento para los microconstituyentes encontrados a una rapidez de enfriamiento máxima de 3 °C/s en el acero B.	71
Fig. 5.13. Huella de nanoindentación para (a) perlita gruesa, y (b) carburo con una nanodureza de 6 GPa en una pieza enfriada a 1.6 °C/s del acero B.	73
Fig. 5.14. Distribución de nanodureza para el acero C en una rapidez de enfriamiento de 2.81°C/s.	74
Fig. 5.15. Huella de nanoindentación para (a) perlita gruesa, y (b) carburo con una nanodureza de 6 GPa en una pieza enfriada a 2.81°C/s del acero C.	74
Fig. 5.16. Curva de fuerza-desplazamiento para los microconstituyentes encontrados a una rapidez de enfriamiento máxima de 2.81 °C/s en el acero C.	75
Fig. 5.17. Micrografías obtenidas por microscopia electrónica de barrido de: (a) probeta con un enfriamiento de 2.5 °C/s del acero C y (b) probeta con un enfriamiento de 3°C/s del acero A.	76
Fig. 5.18. Relación entre el espaciamiento interlamilar con: a) el subenfriamiento y b) la microdureza en el acero A para un intervalo de rapidez de 3 a 1.9 °C/s.	77
Fig. 5.19. Diagrama de enfriamiento continuo CCT para: (a) el acero A, (b) el acero B y (c) el acero C.	79
Fig. 5.20. Micrografías a 1000 X después del austenizar a 840 °C por 30 minutos y realizar el tratamiento de recocido para: a) el acero B y b) el acero C.	81
Fig. 5.21. Micrografías a 1000 X después del austenizar a 840 °C por 30 minutos y realizar el tratamiento de normalizado para: a) acero A y b) acero B.	82

Fig. 5.22. Medición con microscopia electrónica de barrido de los espaciamientos interlaminares después del tratamiento de recocido para: (a) acero B y (b) acero C. 83

Fig. 5.23. Medición con microscopia Electrónica de Barrido de los espaciamientos interlaminares después del tratamiento de normalizado para: (a) acero B y (b) acero C. 84

Fig. 5.24. Curvas de esfuerzo-deformación para: a) acero B y b) acero C. 85

Fig. 5.25. Zonas de deformación en probetas del acero B sometidas a ensayo de tensión para: a) recocido, y b) normalizado. 86

Fig. 5.26. Inclusiones esféricas encontradas en: (a) las zonas de fractura en una probeta sometida a recocido, y (b) alojadas en un microhuevo. 87

Fig. 5.27. Partículas ricas en cromo identificadas a través de espectrometría de dispersión de rayos X en el acero B sometido a recocido. 88

Fig. 5.28. Curva dilatométrica de enfriamiento una rapidez de enfriamiento de 0.41 °C/s para: a) acero B y b) acero C..... 89

Fig. 5.29. Curva dilatométrica de enfriamiento del acero C a una rapidez de enfriamiento de 1 °C/s. 89

Fig. 5.30. Micrografías del acero C a una rapidez de enfriamiento de 1 °C/s, donde se observan colonias de perlita gruesa y fina..... 90

Fig. 5.31 Curva de enfriamiento con aire forzado a 9.5 m/s en una probeta de acero A de 10 mm de diámetro medida en: a) el centro de la probeta y b) en la superficie de la probeta. 91

Fig. 5.32. Comparativo de las curvas de enfriamiento con aire forzado en el centro y superficie de una probeta cilíndrica de 10 mm de diámetro..... 92

Fig. 5.33. Comportamiento del coeficiente de transferencia de calor a través del método inverso de una probeta cilíndrica de 10 mm de diámetro durante el enfriamiento con aire a 9.5 m/s en: a) el centro de la probeta y b) la superficie de la probeta. 93

Figura 5.34. Flux de calor estimado mediante la solución del problema inverso de conducción de calor en función del (a) diámetro y la (b) velocidad de aire. 94

Figura 5.35. Comparación entre las historias térmicas experimentales y estimadas con el modelo de simulación para las muestras y condiciones establecidas. 95

Figura 5.36. Evolución microestructural de la perlita sobrepuesta sobre la historia térmica estimada de cada una de las muestras variando el diámetro y la velocidad de aire. 97

Figura 5.37. Micrografías de SEM mostrando los diferentes tamaños de colonia de perlita para (a) probeta 1; (b) probeta 2; (c) probeta 3; and (d) probeta 4..... 99

Índice de Tablas

Tabla 3.1 Composición química del acero AISI/SAE 1080 (% en peso).	40
Tabla 3.2 Composición química los aceros experimentales B y C (% en peso).....	41
Tabla 3.3 Condiciones de enfriamiento aplicadas a las barras de acero eutectoide.	48
Tabla 5.1 Rapidez de enfriamiento máxima respecto a la posición de los termopares para los aceros bajo estudio.	59
Tabla 5.2 Microdurezas en HV y durezas en HRC promedio para los aceros A, B y C en función de la posición de la probeta Jominy.	61
Tabla 5.3 Durezas promedio y temperaturas de transformación para los aceros A, B y C en función de la posición de la probeta Jominy.	62
Tabla 5.4 Mediciones de espaciamiento interlaminar para diferentes condiciones de enfriamiento.	76
Tabla 5.5. Comparativo de las temperaturas de inicio de transformación determinadas experimentalmente y a través del programa JMat Pro.....	80
Tabla 5.6. Resultados de la caracterización microestructural de los ensayos de dilatometría diferencial.	90
Tabla 5.7 Parámetros microestructurales para las condiciones de enfriamiento analizadas.....	98

Simbología

A_{e1}	Temperatura eutectoide
$b(T_j)$	Constante de rapidez
C_p	Calor específico en función de la temperatura
D	Diámetro
Dv	Coefficiente de difusión volumétrica del carbono en la austenita
d	Tamaño de grano austenítico
d_c	Tamaño de la colonia de la perlita
df^P / dt	Rapidez de transformación de austenita en perlita
E	Energía
F	constante de emisividad térmica para el acero AISI 1080
f_f	Fracción de perlita al fin de la transformación
f^P	Fracción transformada de perlita
f_s	Fracción de perlita al inicio de la transformación
G	Tamaño de grano austenítico inicial de acuerdo a la norma ASTM
g	Factor geométrico igual a 0.72 en aceros al carbono
HRC	Dureza en escala Rockwell C
HV	Microdureza en escala Vickers
h	Entalpia
h_g	Coefficiente global de transferencia de calor
h_c	Coefficiente de transferencia de calor por convección
h_r	Coefficiente de transferencia de calor por radiación
k	Conductividad térmica
$n(T_j)$	Constante de crecimiento
P	Presión
RE	Rapidez de enfriamiento
S	Término fuente asociado a la transformación de fase
s_p	Espaciado interlaminar
s_θ	Espesor de las láminas de cementita
s_c	Espaciado interlaminar crítico

Modelo de la Formación de Perlita Bajo Condiciones de Enfriamiento Continuo.

S_{α}	Espesor de las láminas de ferrita
T	Temperatura
t	Tiempo de transformación
$t_{j, fict}$	Tiempo ficticio
T_{ini}	Temperatura de inicio de transformación
T_{fin}	Temperatura de fin de transformación
t_{j-1}^*	Tiempo de permanencia para alcanzar la fracción transformada previa
T_w	Temperatura de la superficie del cilindro
t_f	Tiempo de fin de la transformación
t_s	Tiempo de inicio de la transformación
T_{\forall}	Temperatura del medio
UTS	Tensión máxima
V_a	Velocidad del aire
v_V	Rapidez de crecimiento controlado por difusión volumétrica de la perlita.
W	Cantidad total de los elementos aleantes
X_s	Fracción de volumen al inicio de la transformación
X_f	Fracción de volumen al final de la transformación
$x_1^{\alpha\gamma}$	Concentración de carbono en la intercara ferrita/austenita en la ferrita
X_i^j	Fracción de volumen X de la fase i en el tiempo j
$x_1^{\gamma\alpha}$	Concentración de carbono en la intercara austenita/ferrita en la austenita
$x_1^{\gamma\theta}$	Concentración de carbono en la intercara austenita/cementita en la austenita
$x_1^{\theta\gamma}$	Concentración de carbono en la intercara cementita/austenita en la cementita
YS	Límite de cedencia
α	Microconstituyente ferrita
γ	Microconstituyente austenita
θ	Cementita
ρ	Densidad
σ	Constante de Stefan–Boltzmann en $W\ m^{-2}\ K^{-4}$
$\sigma_{\alpha\theta}$	Energía superficial por unidad de área de la intercara ferrita/cementita
t_i	Tiempo de incubación

Modelo de la Formación de Perlita Bajo Condiciones de Enfriamiento Continuo.

τ_f	Tiempo de transformación isotérmica al final de la transformación
τ_s	Tiempo de transformación isotérmica al inicio de la transformación
t_i	Tiempo de incubación
∇	Vector nabra de las derivadas parciales
DH_P	Calor de transformación para la formación de perlita
ΔH	Cambio en la entalpia por unidad de volumen entre la austenita y la mezcla de ferrita y cementita
ΔT	Subenfriamiento por debajo de la temperatura eutectoide
Dt_j	Tiempo transcurrido
Dt	Paso de tiempo
Dt_j	Paso de tiempo actual

Capítulo I. Introducción

El enfriamiento continuo a través de aire forzado que se realiza en el transportador de espiras Morgan Stelmor® permite llevar a cabo un enfriamiento controlado posterior a la laminación en caliente, en una inmensa gama de aceros, tanto bajo, medio, como alto carbono [1].

El alambión de alto carbono producido a través de este proceso es utilizado para refuerzos de neumáticos, cables de sierra, cables de hormigón pretensado y alambres de piano. Estas aplicaciones demandan una especificación crítica en propiedades mecánicas, que se logra a través el control de las variables como las temperaturas de la espira durante el proceso de enfriamiento, las velocidades del aire en los ventiladores y el espesor del alambión[2].

En el transportador de espiras Morgan Stelmor®, el alambión es acomodado en espiras formando un serpentín continuamente y es colocado en la línea donde el transportador de cadenas las empuja a través de las zonas de enfriamiento. El aire se alimenta en la parte inferior a través de 16 ventiladores colocados en diferentes zonas para controlar la rapidez de enfriamiento. El transportador permite realizar el enfriamiento del alambión en tres regímenes: acelerado, retardado, y una combinación de ambos.

El enfriamiento acelerado consiste en operar el transportador a alta velocidad, utilizando todo el flujo de los 16 ventiladores con las tapas abiertas. El enfriamiento retardado consiste en operar el transportador a baja velocidad, sin los ventiladores y con las tapas cerradas, cubriendo una longitud total de 63 metros. Se pueden hacer muchas combinaciones de velocidades de las varias zonas del transportador, el porcentaje de velocidad a que operan los ventiladores y la cantidad y posición de las tapas para lograr el enfriamiento requerido [3]. Las velocidades de aire empleadas en los ventiladores utilizados en este proceso van desde los 10 hasta los 50 m/s [4]. Un esquema general del transportador de espiras Morgan Stelmor® se muestra en la **Figura 1.1**.

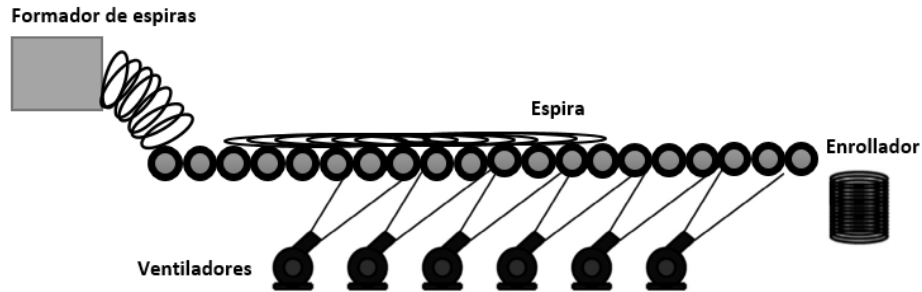


Fig. 1.1. Diagrama esquemático de un transportador de espiras Morgan Stelmor®.

Típicamente, el alambión pasa sobre la cama de enfriamiento a una temperatura entre 840 y 940°C, y es enfriado en el rango de las temperaturas de transformación austenita-ferrita y austenita-perlita (770 a 600°C) y sale al formador de espiras a una temperatura de 500 °C.

Dado que el proceso de enfriamiento que se realiza en el transportador no sólo involucra los fenómenos de transferencia de calor, sino también las transformaciones de fase originadas por el tratamiento térmico al que se somete el alambión. Las variables de proceso afectan directamente las propiedades del material. Para aceros de alto carbono (mayor al 0.77%), a medida que la rapidez de enfriamiento se incrementa por debajo de la temperatura eutécticoide (A_{e1}) la temperatura de transformación decrece. Con una temperatura de transformación menor, la rapidez de nucleación incrementa, pero la movilidad de los átomos decrece [5]. Esto produce láminas de perlita más finas, una estructura esperada en los aceros de alto carbono. Esta microestructura conlleva a placas de cementita delgadas que son completamente plásticas [6] y genera un alambión con alta resistencia y ductilidad que puede ser alcanzada después del embutido en frío. La uniformidad y fineza de las microestructuras obtenidas conlleva a una mejora en las propiedades del producto final.

Además del efecto de las velocidades de enfriamiento en el alambión para mejorar sus propiedades mecánicas, es necesario evaluar la influencia de elementos microaleantes. El incremento de elementos como el cromo en aceros de alto carbono, incrementan los tiempos de transformación, retrasando el inicio y fin de la transformación en los diagramas de transformación de enfriamiento continuo (CCT continuous cooling transformation por sus siglas en inglés) [7]. Por citar un

ejemplo, la adición de cromo, como generador de carburos mejora la resistencia a la tensión en los aceros que tiene como uso final aplicaciones de alto esfuerzo.

La complejidad de desarrollar modelos es el acoplamiento de todas las variables durante el enfriamiento continuo del alambión y determinar su efecto sobre las propiedades mecánicas. Trabajos recientes para la modelación del enfriamiento en el transporta [8], [9] son modelos que predicen perfiles térmicos en el alambión bajo diferentes patrones de flujo de aire, y calculan la distribución térmica para poder así determinar la transformación de fases. La desventaja de este tipo de modelos es que se necesita generar un gran número de volúmenes para representar la fluidinámica del enfriamiento con aire.

El objetivo de este trabajo es determinar las condiciones de enfriamiento continuo que garanticen la formación de perlita fina. La primera parte de este trabajo incluye la caracterización metalográfica de diferentes rapidezces de enfriamiento a través del ensayo Jominy, determinando así el efecto de elementos como el cromo y molibdeno en el espaciamiento interlaminar de la perlita. La segunda parte se concentra en el desarrollo de modelo de simulación acoplado que determina la evolución térmica y microestructural en un acero eutectoide sujeto a enfriamiento continuo con aire forzado. Este modelo es validado con la construcción de un modelo físico y el análisis numérico en ANSYS Fluent ®, considerando la transferencia de calor por convección y radiación, así como el modelo cinético JMAK.

1.2. Problemática

Actualmente hay un incremento en la demanda de aceros con un mejor desempeño en propiedades mecánicas, esto con diferentes fines, como mejorar la productividad del proceso de conformado o bien, incrementar la seguridad del usuario final. Para lograr un buen comportamiento mecánico, es necesario tener una homogeneidad microestructural en los aceros a través de tratamientos térmicos óptimos.

El tratamiento térmico que se da en el transportador de espiras Morgan Stelmor®, está íntimamente ligado a las condiciones operativas del proceso. Una disminución en las velocidades del aire de

enfriamiento, modifica el perfil térmico del alambión así como las temperaturas de transformación de fases, lo que incrementa el espaciamiento interlaminar de la perlita en los aceros de alto carbono y por consecuencia, disminuye la resistencia a la rotura [10]. Sumado a esto, el incremento en el diámetro del alambión enfriado de forma continua, modifica el patrón de enfriamiento continuo, siendo necesario incrementar la extracción de calor a través de los ventiladores. Si el aire suministrado no es suficiente para llevar a cabo la transformación perlítica completa, puede generar heterogeneidad en los microconstituyentes del alambión de acero de alto carbono.

1.3. Justificación

El enfriamiento continuo que se realiza en el transportador de espiras Morgan Stelmor® es un proceso en el que se involucran múltiples factores propios del fenómeno de transferencia de calor y la cinética de transformaciones de fases, así como las variables operativas propias de cada planta. El estudio de la formación de perlita en aceros alto carbono es importante para controlar la microestructura deseada y las propiedades mecánicas del producto final. Se requiere tener un estudio actualizado que explique los efectos de la velocidad de enfriamiento en la transformación perlítica y su efecto en las propiedades mecánicas.

1.4. Hipótesis

“El incremento en la rapidez de enfriamiento en aceros completamente perlíticos sometidos a enfriamiento continuo permiten reducir el espaciamiento interlaminar de la perlita y mejorar las propiedades mecánicas. La adición de elementos aleantes como cromo y molibdeno promueven un incremento en el límite de rotura en los aceros completamente perlíticos”.

1.5. Objetivos

GENERAL

Determinar la rapidez de enfriamiento bajo condiciones de enfriamiento continuo que permita obtener un menor espaciamiento interlaminar de la perlita en aceros completamente perlíticos.

ESPECÍFICOS

- a) Construir un diagrama CCT para 3 diferentes aceros completamente perlíticos a partir del ensayo Jominy.
- b) Determinar el efecto del cromo y del molibdeno en las temperaturas de transformación bajo enfriamiento continuo y el espaciado interlaminar de la perlita.
- c) Determinar la rapidez de enfriamiento que promueve la formación de carburos en los aceros donde se incrementa la adición de cromo y molibdeno.
- d) Estudiar la relación entre el espaciado interlaminar de la perlita y propiedades como el límite de cedencia y la tensión máxima.
- e) Construir un modelo numérico que describa las transformaciones de fases durante el enfriamiento continuo de aceros completamente perlíticos bajo condiciones de convección forzada.

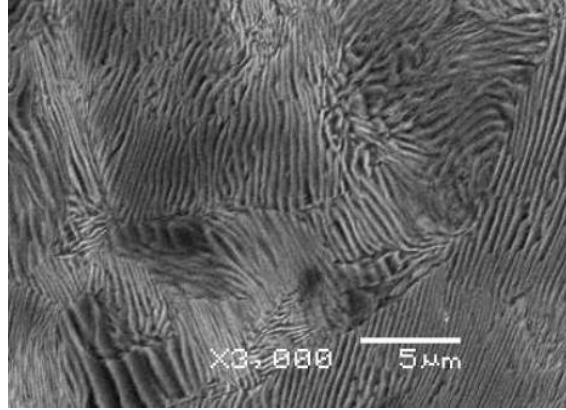


Fig. 2.2. Micrografía obtenida por MEB de perlita, donde se aprecia las láminas de ferrita y cementita a 3000 X.

2.2 Cinética de la transformación austenita-perlita

A la temperatura A_{e1} , la energía libre de la austenita es igual que la energía libre de la ferrita y de la cementita, y no hay incentivo para que ocurra la transformación, especialmente si las intercaras o límites entre la austenita y la perlita deben crearse. Las intercaras y discontinuidad entre las fases hacen contribuciones para incrementar la energía en el sistema. Sin embargo, disminuyendo la temperatura por debajo A_{e1} , la energía libre de una unidad de volumen de la mezcla ferrita y cementita se vuelve mucho menor a la de la austenita. Esta diferencia de energía libre es conocida como una fuerza motriz para la transformación que incrementa con el subenfriamiento (ΔT) por debajo de A_{e1} . El incremento de esta fuerza no sólo genera más colonias de perlitas, también disminuye el espaciamiento interlaminar en las colonias de perlita (S_p). Una alta densidad de colonias de perlitas resulta en un incremento en el área intercara austenita-perlita, y un espaciamiento interlaminar menor resulta en una energía mayor en la intercara ferrita-cementita. Una fuerza motriz tan alta a bajas temperaturas compensa la contribución de energía positiva debido a las intercaras producidas durante la transformación de austenita a perlita [12].

Así, la rapidez de crecimiento de la perlita puede ser expresada por la **ecuación 2.1** [13].

$$v_V = \frac{D_v}{g} \frac{S_p^2}{S_\alpha S_\theta} \frac{x_1^{\gamma\alpha} - x_1^{\gamma\theta}}{x_1^{\theta\gamma} - x_1^{\alpha\gamma}} \frac{1}{S_p^2} \left[1 - \frac{S_c}{S_p} \right] \quad (2.1)$$

Donde

- v_V es la rapidez de crecimiento controlado por difusión volumétrica de la perlita,
 D_v es el coeficiente de difusión volumétrica del carbono en la austenita,
 g es el factor geométrico igual a 0.72 en aceros al carbono
 $x_1^{\gamma\alpha}$ es la concentración de carbono en la intercara austenita/ferrita en la austenita,
 $x_1^{\gamma\theta}$ es la concentración de carbono en la intercara austenita/cementita en la austenita,
 $x_1^{\theta\gamma}$ es la concentración de carbono en la intercara cementita/austenita en la cementita,
 $x_1^{\alpha\gamma}$ es la concentración de carbono en la intercara ferrita/austenita en la ferrita,
 S_p espaciamiento interlaminar de la perlita
 S_c espaciamiento crítico al cual la rapidez de crecimiento se vuelve cero,
 S_α, S_θ espesor de las láminas de ferrita y cementita respectivamente.

Aplicando el criterio de máxima velocidad, la relación entre S_p y S_c puede ser obtenida igualando a cero la primera derivada, obteniendo la **ecuación 2.2**.

$$S_p = 2S_c \quad (2.2)$$

Donde

$$S_c = \frac{2\sigma_{\alpha\theta}A_{e1}}{\Delta H \Delta T} \quad (2.3)$$

$\sigma_{\alpha\theta}$ es la energía superficial por unidad de área de la intercara ferrita/cementita, ΔH es el cambio en la entalpia por unidad de volumen entre la austenita y la mezcla de ferrita y cementita, A_{e1} es la temperatura eutectoide y ΔT es el subenfriamiento por debajo de la temperatura eutectoide.

La correlación de la **ecuación 2.3** fue desarrollada por Zener y Hillert [14], quienes calcularon el espaciamiento interlaminar como función del subenfriamiento durante la formación de la perlita, se muestra en la **Figura 2.3**.

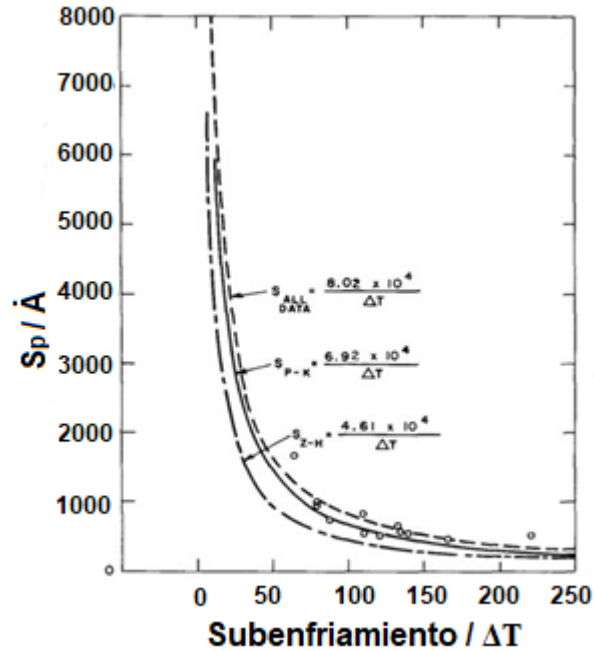


Fig. 2.3. Relación entre el espaciamiento interlaminar (S_p) y sub-enfriamiento (ΔT) en un acero completamente perlítico [14].

Dado que las colonias de perlita se alinean en la misma dirección, las propiedades de aceros completamente perlíticos pueden ser determinadas directamente por el espaciamiento interlaminar entre la ferrita y la cementita. En este tipo de aceros, la dureza y el límite de cedencia (YS) incrementan a medida que el espaciamiento interlaminar entre la ferrita y la cementita disminuye. El límite de cedencia de la perlita es controlado por un proceso que ocurre en la ferrita, las láminas de cementita limitan el deslizamiento en la ferrita [15]. En contraste, la ductilidad depende del grano austenítico inicial, a medida que disminuye, esta propiedad en los aceros aumenta. [16]

Existen diferentes relaciones para describir la relación entre el límite de cedencia y la microestructura de los aceros [17]. Para el caso particular de los aceros completamente perlíticos, existen ecuaciones que relacionan este parámetro con el espaciamiento interlaminar de la perlita. La primera, desarrollada por Marder y Branfitt [18] se enuncia en la **ecuación 2.4**.

$$YS = 139 + 46.4(S_p^{-1}) \quad (2.4)$$

Donde YS está dado en MPa y S_p en μm .

Heller [19] obtuvo una relación similar para determinar el límite de cedencia en función del espaciamiento interlaminar de la perlita al someter a un acero para riel eutectoide a diferentes rapidezces de enfriamiento. La relación obtenida es la descrita en la **ecuación 2.5**.

$$YS = -85.9 + 262(S_p^{-1/2}) \quad (2.5)$$

Donde YS está dado en MPa y S_p en mm.

Hyzak y Bernstein [20] estudiaron las microestructuras de aceros con 0.81% de carbono completamente perlíticos, evaluando la relación entre el espaciamiento interlaminar de la perlita, el tamaño de la colonia de la perlita y el tamaño de grano austenítico en las propiedades mecánicas. La **ecuación 2.6** ejemplifica la relación entre las variables mencionadas.

$$YS = 52.3 + 2.18(S_p^{-1/2}) - 0.4(d_c^{-1/2}) - 2.88(d^{-1/2}) \quad (2.6)$$

Donde YS está dado en MPa, d_c es el tamaño de la colonia de la perlita (en mm), y d es el tamaño de grano austenítico (en mm).

En su trabajo, Hyzak y Bernstein llegaron a la conclusión de que el espaciamiento interlaminar por sí sólo, afecta en un 84% la variación en la resistencia a la tensión, mientras que el tamaño de grano sólo afecta en un 37% dicha propiedad. Las variaciones en el tamaño de colonia de perlita no tienen tanto efecto en la resistencia a la tensión. Sus análisis indicaron que si bien, la resistencia a la tensión si está relacionada con el tamaño de grano inicial, el efecto de este último parámetro está atribuido directamente al espaciamiento interlaminar. Para temperaturas de transformación isotérmica, el espaciamiento interlaminar de la perlita disminuye a medida que incrementa el tamaño de grano. Por ello, el efecto de un mayor tamaño de grano en la resistencia no es un efecto directo, sino el resultado de un refinamiento en el espaciamiento interlaminar de la perlita. La relación de estos parámetros se puede observar en la **Figura 2.4**.

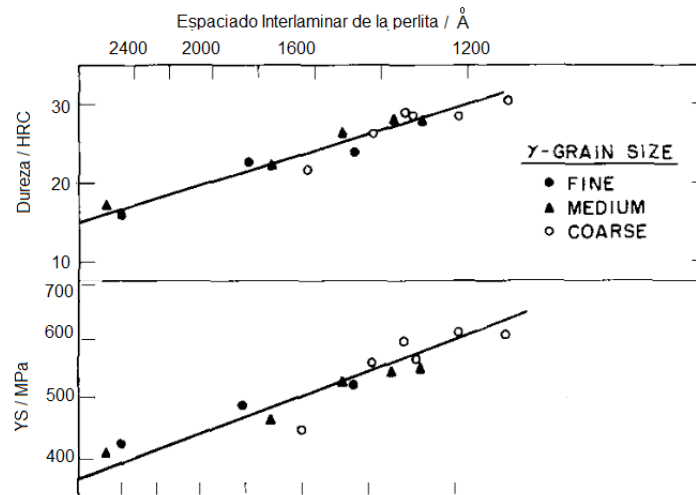


Fig. 2.4. Dureza y resistencia a la tensión como función del espaciado interlaminar de la perlita en estructuras completamente perlíticas [20].

2.3 Estudio de la transformación perlítica en condiciones de enfriamiento continuo

La determinación de un diagrama para enfriamiento continuo (CCT) se realiza a través de diferentes métodos. Uno de ellos es la medición del cambio de volumen específico que se presenta durante la transformación de fase, a través de dilatometría diferencial. Un segundo método es la superposición de curvas de enfriamiento obtenidas a través de ensayo Jominy en un diagrama TTT (tiempo, temperatura, transformación). Las microestructuras en el punto donde se conocen las historias térmicas, se miden cuantitativamente y a través de las curvas de enfriamiento, se determinan las temperaturas de transformación.

Un tercer método para la construcción de un diagrama CCT se basa en combinar el método para el cálculo de la fracción de austenita transformada bajo condiciones de enfriamiento isotérmico que presenta la ecuación JMAK [21], [22] y la regla de la aditividad propuesta por Scheil [23], que evalúa el tiempo necesario para que se realice la nucleación y crecimiento de la fase producto bajo condiciones de enfriamiento continuo.

En la ecuación JMAK, la fracción de volumen X de la fase i en el tiempo j es dada por la **ecuación 2.13**. [24]–[28].

$$X_i^j = 1 - \exp[-bT_j t_j^{n(T_j)}] \quad (2.13)$$

Donde

$$n(T_j) = \frac{\ln \frac{\ln(1 - X_s)}{\ln(1 - X_f)}}{\ln \frac{\tau_s}{\tau_f}} \quad (2.14)$$

$$b(T_j) = -\frac{\ln(1 - X_s)}{t_s^n} \quad (2.15)$$

En la **ecuación 2.13**, b y n son constantes cinéticas. La constante n, conocida como constante de crecimiento, se asocia a la geometría y condiciones de la nucleación mientras que b, la constante de rapidez, está relacionada con la rapidez de nucleación y crecimiento de la fase. Siendo X_s la fracción de volumen al inicio de transformación, X_f la fracción de volumen al final de la transformación, τ_s el tiempo de transformación isotérmica al inicio de la transformación y τ_f el tiempo de transformación isotérmica al final de la transformación.

De acuerdo al principio de aditividad de Scheil, se asume que, para cada paso de tiempo, el tiempo infinitesimal j , Δt_j a cierta temperatura, T_j dividida por el tiempo de incubación a cierta temperatura, $\tau_s(T_j)$ es una fracción de incubación total requerido. Como consecuencia, la transformación inicia, es decir, se tiene 1% de la fase producto, cuando se satisface la **ecuación 2.16**.

$$\sum_{j=1}^m \frac{\Delta t_j}{\tau_s(T_j)} \geq 1 \quad (2.16)$$

Donde m es el número de incrementos para describir el enfriamiento continuo de la temperatura de equilibrio a la temperatura de transformación. Una vez que la incubación concluye, el crecimiento de la fase es modelado usando el principio de la aditividad. La curva de enfriamiento es dividida en un número infinitesimal de pasos de tiempo (Δt). La cantidad de fase que es transformada isotérmicamente a cada paso de tiempo es calculada usando la ecuación JMAK y resume la totalidad del tiempo.

De acuerdo a la ecuación JMAK, para cada paso de tiempo j , corresponde a una temperatura T_j , una fracción de volumen acumulativa de la fase i transformada hasta el paso de tiempo previo X_i^{j-1} , resultando en un tiempo ficticio, $t_{j,fict}$. El tiempo ficticio, $t_{j,fict}$ representa el tiempo que se requiere para que en el paso de tiempo actual se obtenga la misma cantidad de fase transformada acumulada a la temperatura previa T_j . El tiempo ficticio $t_{j,fict}$ está dado por la **ecuación 2.17**:

$$t_{j,fict}(T_j) = \left[\frac{-\ln(1 - X_i^{j-1})}{b(T_j)} \right]^{\frac{1}{n(T_j)}} \quad (2.17)$$

Como resultado, el tiempo actual, t_j a la temperatura T_j puede ser escrito como una suma del paso de tiempo actual Δt_j y el tiempo ficticio $t_{j,fict}$, y es dado por la **ecuación 2.18**.

$$t_j = \Delta t_j + \left[\frac{-\ln(1 - X_i^{j-1})}{b(T_j)} \right]^{\frac{1}{n(T_j)}} \quad (2.18)$$

La cantidad de fase transformada al paso de tiempo actual se calcula sustituyendo la **ecuación 2.18** en la **ecuación 2.3**. El concepto de usar el paso de tiempo ficticio es ilustrado a detalle por Carlone [21]. La diferencia entre la cantidad de fase formada hasta el paso de tiempo actual t_j y el paso de tiempo previo t_{j-1} , nos daría la fracción de fase transformada durante el paso de tiempo actual Δt_j . Esta fracción de fase transformada es usada para calcular el calor latente de transformación en el paso de tiempo actual.

2.4 Elementos aleantes en la formación de la perlita

Los elementos de aleación pueden modificar las condiciones de equilibrio o alterar la cinética de las transformaciones, volviéndolas más lentas. Esto puede ser debido a que son menos solubles en la ferrita que en la austenita, o a que formen carburos en competencia con la cementita. Los carburos actúan como núcleos eficaces para la formación de cementita y hace más lentos los procesos de nucleación. [11]

La redistribución difusional de los elementos de aleación en la transformación eutectoide disminuye significativamente la rapidez de crecimiento de la perlita, tal como se muestra en la **Figura 2.5**. Puls y Kirklady [29] sugieren que el manganeso y el níquel no se particionan, a sí mismos entre la ferrita y la cementita, por lo cual la formación de perlita en aleaciones Fe-C-Mn y Fe-C-Ni dependen principalmente de la difusión volumétrica del carbono en la austenita. Cualquier reducción en la rapidez de crecimiento de la perlita en esos sistemas es debido al efecto del manganeso y níquel en la difusión del carbono en la austenita.

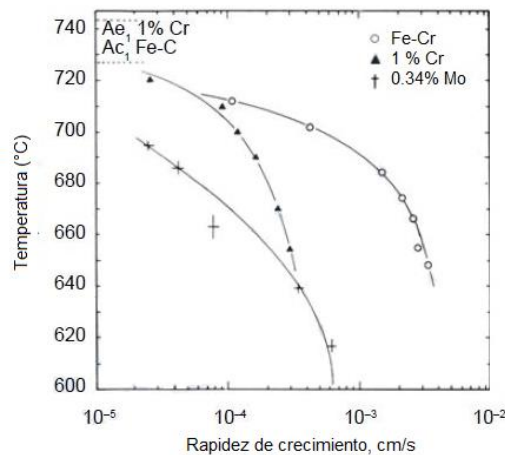


Fig. 2.5. Rapidez de crecimiento de la perlita como función de la temperatura en un acero con 0.81% C y aceros eutectoides con diferentes contenidos de cromo y molibdeno [29].

Sin embargo, el cromo y el molibdeno, los cuales son fuertes formadores de carburos, son considerados en la partición de la lámina de carburo a través de la difusión intercara. En los sistemas Fe-C-Cr y Fe-C-Mo se retarda el crecimiento de la perlita porque los átomos de cromo y el molibdeno deben difundirse, un proceso que es mucho más lento que la difusión del carbono es

causado por los átomos de mayor tamaño de los elementos aleantes comparados con los átomos de carbono.

La adición de elementos de aleación cambia la situación de los puntos críticos. El níquel, cobre y manganeso, favorecen la estabilización de la fase hierro gamma y tienden a bajar los puntos críticos de la transformación. En cambio, el molibdeno, aluminio y vanadio, que son más solubles en hierro alfa que en gamma, tienden a elevar esas temperaturas, como se muestra en la **Figura 2.6**. El efecto del cromo depende del contenido en carbono y el porcentaje de cromo de la aleación. Dentro de ciertos límites (para contenidos menores a 12%) se puede decir que en aceros alto carbono, el cromo tiende a elevar los puntos críticos y en los bajos tiende a bajarlos. [30]

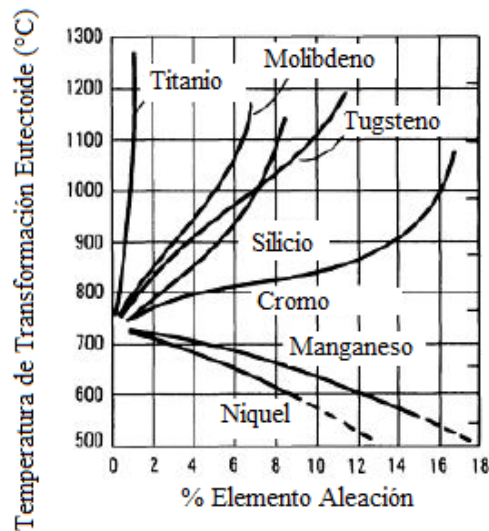


Fig. 2.6. Efecto de los elementos aleantes en la temperatura de transformación eutéctica [31].

2.5 Templabilidad en los aceros

La templabilidad es la medición de la profundidad en la cual el acero es endurecido, debido a la formación de microestructuras como la martensita o bainita, cuando se enfría desde una temperatura de austenización. Una indicación práctica de la templabilidad en los aceros es la rapidez de enfriamiento crítica para la formación de una estructura completamente perlítica [32]. La templabilidad es medida cuantitativamente, usualmente al determinar la extensión de la zona endurecida después de un ensayo Jominy [33]. La variación en la dureza que se presenta en este tipo de ensayos, es resultado de la variación en los contenidos de martensita, bainita, ferrita y

perlita, que se incrementan a medida que reduce la rapidez de enfriamiento con la distancia en la probeta ensayada. La templabilidad también depende de la composición química del acero y se puede afectar por procesos previos como la temperatura de austenización, que afecta el tamaño de grano austenítico, así como la cantidad de carburos en solución sólida.

La templabilidad puede ser calculada a partir de la composición química, tomando en cuenta sólo la cantidad de cada elemento en solución a la temperatura de austenización [34]. Elementos como el cromo, molibdeno, manganeso y silicio, incrementan el factor de templabilidad como se muestra en la **Figura 2.7**.

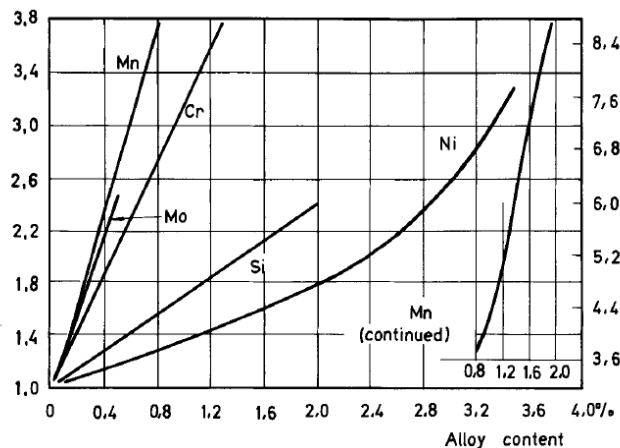


Fig. 2.7. Factores de multiplicación para diferentes elementos aleantes en el cálculo de la templabilidad. [34].

2.6 Modelación del proceso de enfriamiento continuo

Con el objetivo de estudiar los fenómenos que rigen el enfriamiento continuo en el transportador de espiras Morgan Stelmor®, uno de los primeros modelos numéricos que analizaron tanto la transferencia de calor como la transformación de austenita a perlita en un acero eutectoide fue el desarrollado por Agarwal y Brimacombe [35]. Dichos autores resolvieron el enfriamiento por aire, agua y plomo de una barra de metal infinitamente larga, a través de la técnica de diferencias finitas, incorporando el efecto del diámetro de la barra y del medio enfriante en la distribución de temperaturas y fracción transformada de austenita. Aunque Agarwal y Brimacombe no utilizan datos experimentales para la validación de su modelo, sus cálculos se llevan a cabo con variables

del transportador, obteniendo resultados apegados al proceso real. Su trabajo fue la base en el desarrollo de la investigación que llevó a cabo posteriormente Campbell [36]–[38], una de las más completas en cuanto a la modelación del proceso de enfriamiento continuo, ya que no sólo llevó a cabo experimentos en su laboratorio, simulando el enfriamiento en el transportador a través de un modelo físico, además, utilizó alambión instrumentado en una línea del transportador de espiras Morgan Stelmor® y determinó velocidades de enfriamiento en diferentes zonas de la cama de enfriamiento, como se muestra en la **Figura 2.8**.

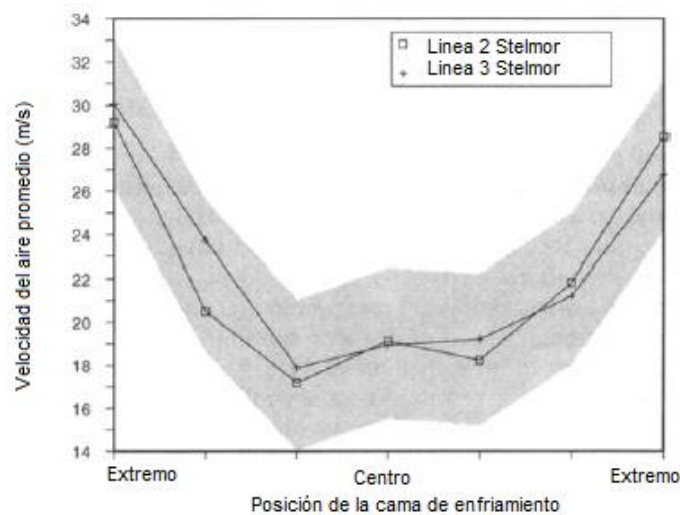


Fig. 2.8. Velocidades de aire promedio medidas en dos líneas del transportador de espiras Morgan Stelmor® [3].

Campbell calculó los coeficientes de transferencia de calor para varios tipos de aceros, con diferentes diámetros de alambión, bajo diferentes velocidades de enfriamiento con aire y las comparó con mediciones de temperatura en un transportador de espiras, como se muestra en la **Figura 2.9**. A través de estos datos, definió un factor de corrección de la radiación, debido a que el coeficiente de radiación en el centro de la cama del transportador es mayor que en los extremos. En la **Figura 2.10** se muestra el factor de corrección de la radiación calculado.

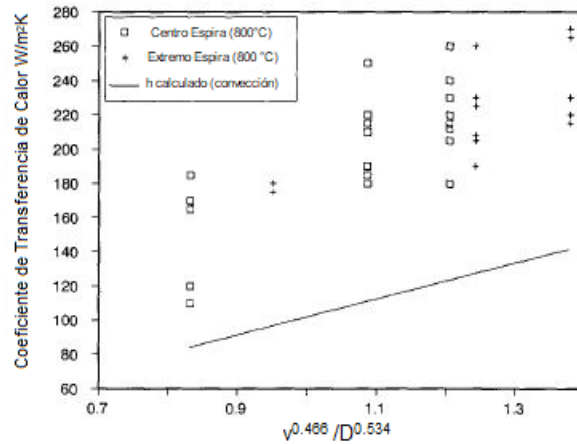


Fig. 2.9. Coeficiente de transferencia de calor medido a 800°C en las pruebas en planta (considerando convección y radiación) y coeficiente de transferencia de calor calculado sólo para convección [3].

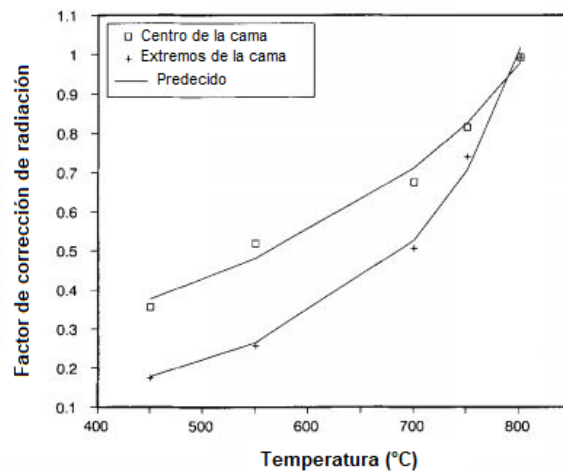


Fig. 2.10. Factor de corrección de la radiación para el centro y extremos de la cama del transportador de espiras Morgan Stelmor® determinada por Campbell [3].

En la segunda parte de su trabajo, Campbell[38] determinó a partir de dilatométrica diferencial, las constantes cinéticas de la ecuación de Avrami para diferentes tipos de aceros, con el objetivo de identificar los tiempo de inicio de transformación. Con este dato, calculó el límite de cedencia para diferentes contenidos de ferrita en los aceros caracterizados, así como el espaciamiento interlaminar de la perlita en función del sub-enfriamiento por debajo de la temperatura de transformación.

La tercera parte de este trabajo [36], incluye un modelo numérico de la transferencia de calor durante el enfriamiento continuo, que se distingue de otros trabajos, ya que toma en consideración el calor generado debido a la transformación de austenita a perlita. El perfil de temperatura obtenido con su modelo para un acero 1080 enfriado con aire se muestra en la **Figura 2.12**. Con datos obtenidos de sus modelos de transferencia de calor y transformación de fases, predice las propiedades mecánicas para un acero 1080 con diferentes diámetros de alambón.

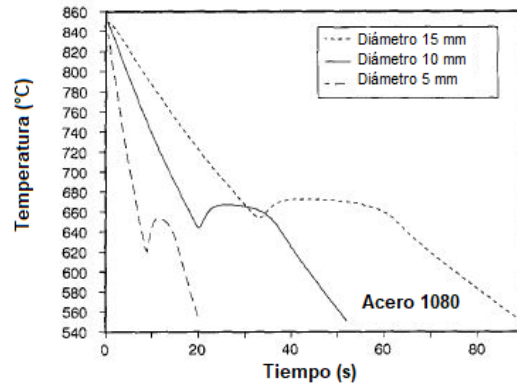


Fig.2.12. Influencia del diámetro del alambón (acero 1080) en el perfil de temperatura durante su enfriamiento con aire a 15 m/s [6].

Morales [39] desarrolló un modelo matemático resuelto con diferencias finitas, capaz de predecir la distribución de temperaturas en un acero eutectoide producido a través del transportador de espiras Morgan Stelmor®. El modelo desarrollado por Morales incluía, además del enfriamiento por aire, el enfriamiento por agua que se realiza previo al transportador. Este trabajo se enfocó principalmente en estudiar la influencia de los parámetros de operación en planta en el patrón de enfriamiento del alambón, ya que se consideraron los efectos de fallas mecánicas en los ventiladores, las velocidades de proceso del molino acabador, las velocidades de operación del transportador y la temperatura inicial del proceso de enfriamiento. Acoplado el modelo de transferencia de calor con el diagrama TTT del acero 1080, Morales determinó las temperaturas de transformación de la perlita en función del diámetro del alambón.

Con el objetivo de determinar el tiempo de transformación de la perlita en el enfriamiento continuo de un acero eutectoide, Pham [23] derivó teóricamente su modelo de transformación a partir del principio de aditividad de Scheil. Aunque se trata de un enfriamiento no isotérmico, Pham considera la curva TTT para calcular el tiempo de incubación fraccional al inicio del enfriamiento.

Para validar el modelo teórico, utilizó datos experimentales del enfriamiento controlado a diferentes velocidades a través de dilatometría diferencial y datos de una simulación del enfriamiento en el transportador de espiras Morgan Stelmor® fue realizada en el dilatómetro Gleeble.

En la **Figura 2.13** se muestra el perfil de enfriamiento calculado para convección natural y el medido para el transportador.

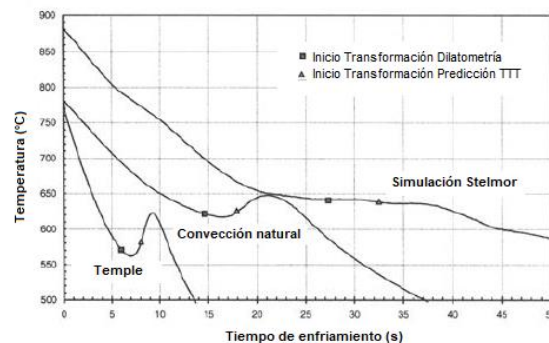


Fig. 2.13. Inicio de la transformación de la perlita medida y calculada para condiciones de convección natural condiciones del transportador de espiras Morgan Stelmor®, usando velocidades de enfriamiento a A_{e1} [19].

Los modelos cinéticos desarrollados por el grupo de Brimacombe [3], [5], [23], [35], [38] son fundamentales para el estudio de la cinética de transformación de la austenita a la perlita. Sin embargo, a excepción de Campbell, en dichos trabajos no se explora el efecto de la geometría o del acomodo de la espira en la transferencia de calor en la cama de enfriamiento. Lindemann [40] construyó un modelo matemático en 2 dimensiones con el paquete Ansys Fluent ©, modelo que toma en cuenta la geometría de las espiras a diferentes velocidades del transportador para calcular el coeficiente de transferencia de calor local, como se observa en la **Figura 2.14**.

Lindemann adecua las ecuaciones que describen la convección natural y forzada, así como la transferencia de calor por radiación, a la posición de la espira bajo análisis (extremo o centro de la cama de enfriamiento). Por ejemplo, para representar el fenómeno de radiación en las espiras, estas las considera como cilindros paralelos que se mantienen protegidos entre sí, con la distinción de que entre ellos hay diferencias de temperatura en la parte superior e inferior de los mismos. Este

enfoque permite analizar los gradientes de temperatura en una sola espira en cualquier posición de la cama de enfriamiento.

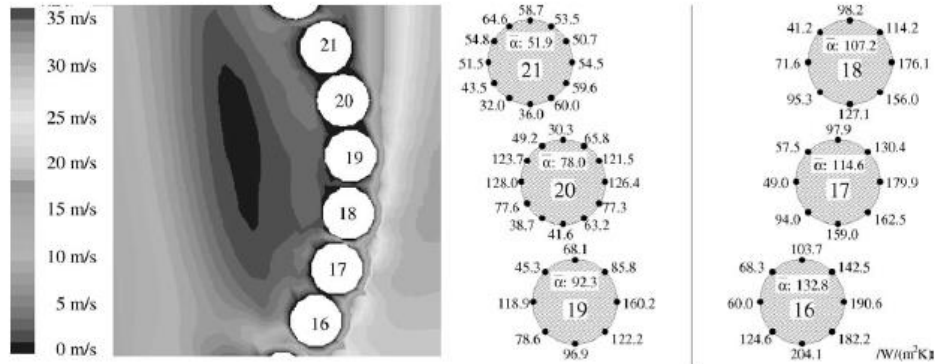


Fig. 2.14. Campo de velocidad modelado con marcadores en la sección perimetral de la espira; se pueden observar los coeficientes de transferencia de calor locales y sus valores promedio para una velocidad del aire de 20 m/s en una espira de 0.010 m de diámetro [7].

Para validar los resultados obtenidos a través de modelación computacional, Lindemann [4] realizó mediciones con una cámara termográfica en un transportador de espiras bajo diferentes parámetros operativos, como velocidad del transportador, diámetro del alambión, potencia de los ventiladores, posición en el transportador y temperatura de proceso. En la **Figura 2.15** se presenta el coeficiente de transferencia de calor medido a través de historias térmicas de la espira, el calculado por simulación matemática de la convección natural y el coeficiente de transferencia de calor por radiación que representa la diferencia entre el coeficiente de transferencia de calor total menos el coeficiente por convección natural.

La **Figura 2.16** presenta los perfiles de enfriamiento para diferentes porcentajes de potencia de los ventiladores a lo largo del transportador en caso de convección natural y convección forzada. En el caso de los datos experimentales, se puede observar el ligero incremento de la temperatura del alambión debido al fenómeno de recalescencia.

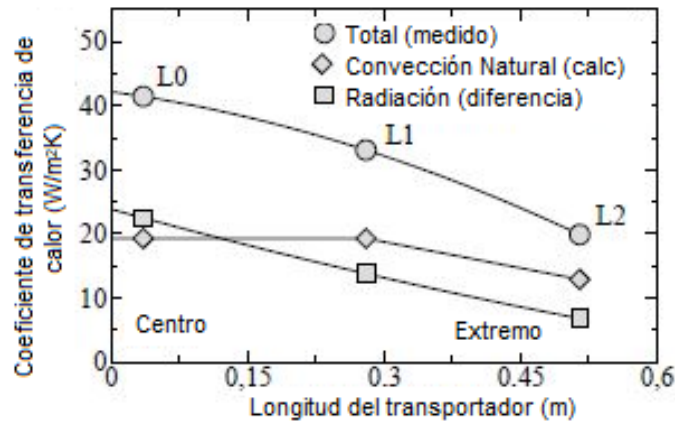


Fig. 2.15. Campo de velocidad simulado con marcadores en la sección perimetral de la espira; se pueden observar los coeficientes de transferencia de calor locales y sus valores promedio para una velocidad del aire de 20 m/s en una espira de 0.010 m de diámetro [21].

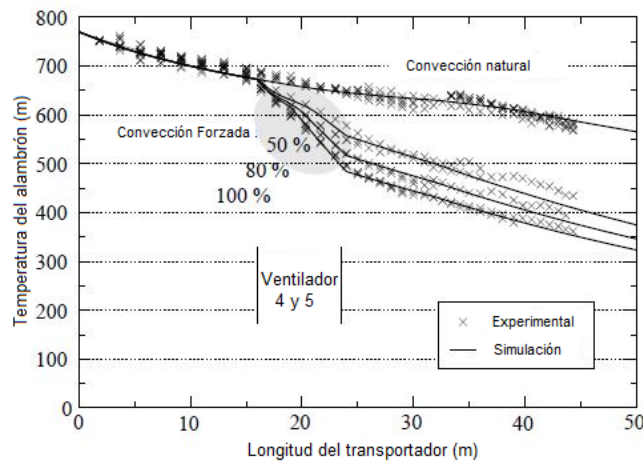


Fig. 2.16. Comparativo de los perfiles de enfriamiento experimentales y simulados para convección natural y forzada con el uso de diferentes potencias de los ventiladores del transportador [21].

Jain y colaboradores [2] retomaron el modelo de la transferencia de calor que toma en consideración la geometría de la espira y lo conjuntaron con un modelo de transformación de fases. En este modelo, se resuelve la transferencia de calor y el perfil de temperaturas obtenido se utiliza en el modelo de transformación de fases. Este modelo a su vez calcula la fracción de cada fase con el calor generado por el cambio de fase y envía de regreso la información al modelo de transferencia de calor. Una vez que la transformación se completa, los atributos microestructurales se usan en un modelo de predicción de propiedades mecánicas.

En la **Figura 2.17** se muestra el coeficiente de transferencia de calor calculado para diferentes velocidades de aire para dos diámetros de alambón (5.5 y 8 mm), en la posición 6-12 en punto, que se refiere a los extremos del transportador. Jain comparó sus resultados con los obtenidos por Campbell [37], presentando una buena similitud. Por ejemplo, para un alambón de 5.5 mm de diámetro, enfriado con aire a 40 m/s, Campbell calculó un coeficiente de transferencia de calor de 188.6 W/m² K, mientras que el modelo de Jain calculó un valor de 192 W/m²K en el extremo del transportador, y un valor de 205 W/m²K para el centro del transportador.

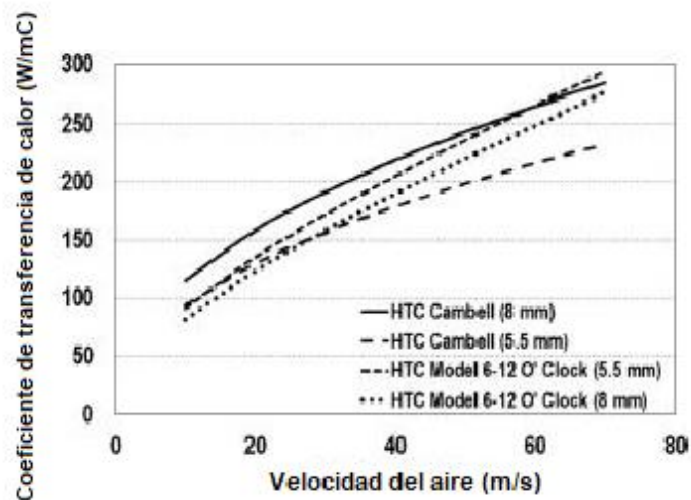


Fig. 2.17. Comparativo del coeficiente de transferencia de calor obtenido por Campbell [3] y del modelo de transferencia de calor de Jain [2].

Los perfiles térmicos obtenidos a través del modelo matemático de Jain se validaron con mediciones de temperatura en el transportador de espiras Morgan Stelmor®. Se montó un pirómetro encima de la cama de enfriamiento para medir la temperatura de 20 espiras de alambón de 5.5 y 8 mm de diámetro, en los extremos y centro del transportador. La validación de los perfiles de enfriamiento se muestra en la **Figura 2.18**, donde se puede observar que las curvas tienen muy buena concordancia. En dicha figura se observa que tanto las curvas de enfriamiento modeladas como la construida a partir de mediciones experimentales, contienen el incremento de temperatura atribuido a la recalcencia.

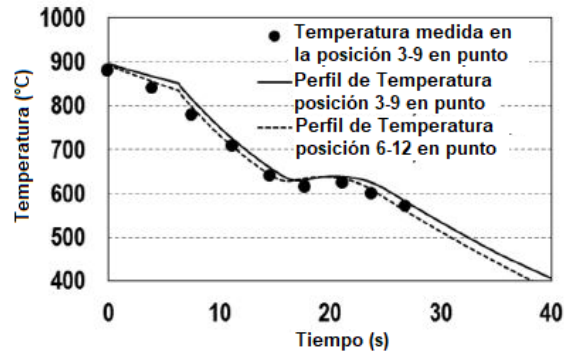


Fig. 2.18. Validación de la curva de enfriamiento usando el modelo de Jain y los valores medidos en el transportador para un alambrión de alto carbono de 5.5 mm [2].

El estudio realizado por Jain es de los más completos en cuanto al análisis del enfriamiento en el transportador de espiras Morgan Stelmor® debido a que tuvo la oportunidad de hacer varias corridas en el transportador para comparar la microestructura y propiedades mecánicas obtenidas en el alambrión con los resultados calculados en su modelo. Fue a través de estas corridas que Jain determinó que el incremento de la velocidad del transportador incrementa el espaciamiento entre las espiras y por consecuencia, incrementa el coeficiente de transferencia de calor, disminuyendo el espaciamiento interlaminar de la perlita en el alambrión.

El trabajo más reciente que explora la simulación matemática del enfriamiento en el transportador, fue el realizado por Hong [8] a través de ANSYS Fluent©. Siguiendo la pauta de los trabajos previamente realizados, Hong simuló diferentes velocidades de aire de enfriamiento en la zona densa de las espiras (extremos) y la zona central, para determinar el coeficiente de transferencia de calor, así como la distribución de temperaturas en las espiras. Hong realizó la simulación en tres dimensiones, y considera todo el sistema de enfriamiento en el sistema, es decir, el plenum del ventilador, las boquillas a través de donde es insuflado, la línea del transportador y la espira.

Capítulo III. Procedimiento Experimental

El estudio de la transferencia de calor y la cinética de transformación de la perlita bajo condiciones de enfriamiento continuo en aceros experimentales comprende varias etapas que serán descritas a lo largo de este capítulo. La primera, comprende la descripción de la fabricación de los aceros utilizados en este trabajo, la segunda parte menciona los equipos utilizados para llevar a cabo el ensayo Jominy bajo el estándar ASTM 255 [41]; en la tercera parte, se describe la caracterización microestructural de las probetas ensayadas.

3.1 Fabricación de los aceros

Para la fabricación de aceros completamente perlíticos, se consideró un acero comercial en barras cilíndricas de 300 mm de largo por una sección redonda de 50.8 mm obtenidas del proceso de laminación en caliente con la composición química indicada en la **Tabla 3.1**.

Tabla 3.1 Composición química del acero AISI/SAE 1080 (% en peso).

Acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	V
A	0.830	0.220	0.770	0.004	0.009	0.240	0.003	0.021	0.052	0.001	0.002

A partir del acero indicado en la Tabla 3.1, se fabricaron 2 coladas modificando el porcentaje en peso de los elementos Cr y Mo en relación a la composición química base del acero A.

Para la fabricación de los aceros B y C, se utilizó un horno de inducción. La fusión consideró una carga metálica de 21 kilogramos. Se obtuvieron lingotes colados en moldes metálicos de 3 kilogramos con dimensiones de 150 mm de largo y 25.4 mm x 25.4 mm.

La composición química de los aceros fabricados se determinó a través del equipo de espectroscopia de emisión óptica SPECTROMAX LMM14, obteniendo los resultados que se muestran en la **Tabla 3.2**.

Tabla 3.2 Composición química los aceros experimentales B y C (% en peso).

Acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	V
B	0.610	0.380	0.780	0.010	0.010	0.321	0.003	0.025	0.031	0.060	0.001
C	0.750	0.450	0.790	0.010	0.010	0.300	0.100	0.010	0.030	0.060	0.001

Para lograr el tamaño de grano que posee el alambroón después de la laminación, se llevaron a cabo ciclos de recocido y laminado a cada uno de los 6 lingotes obtenidos a través de la fusión en el horno de inducción. Para esto, se realizó el diseño de pases con la finalidad de obtener una reducción del 50% en espesor de las piezas rectangulares generadas en colada, es decir, pasar de un diámetro de 50.8 mm a 25.4 mm.

3.2 Ensayo Jominy

3.2.1 Preparación de las probetas

A partir de las barras del acero A y las piezas de colada de los aceros B y C, se fabricaron tres probetas Jominy de 25.4 mm de diámetro y 101.6 mm de largo, maquinadas bajo el estándar ASTM 255 [41]. En cada probeta se maquinaron seis barrenos de 1/16 de pulgada de diámetro, a una profundidad de 12.7 mm sobre el eje de la probeta, a 10 mm de distancia entre ellos como se muestra en la **Figura 3.1**.

En cada orificio se colocaron termopares tipo K (Cromel-Alumen) de 1/16 de pulgada. Las puntas de los termopares se conectaron a una tarjeta de adquisición de datos TempScan/1100 para adquirir las temperaturas durante el calentamiento y enfriamiento de la probeta.

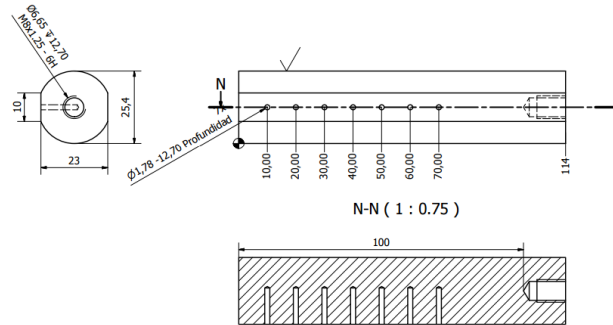


Fig. 3.1. Diseño de probeta instrumentada para ensayo Jominy.

3.2.2 Equipo

Para la realización del ensayo, se utilizó un dispositivo construido de acuerdo al estándar ASTM A255 [41]. Dicho dispositivo cuenta con un horno de calentamiento tipo cuña y un sistema de sujeción semi-automático. Este cuenta con un motor que permite subir y bajar la pieza hasta la posición del horno de calentamiento y a la posición del chorro de agua (12.7 mm por arriba de la salida del tubo de agua). El sistema cuenta con un sistema de recirculación de agua a través de una bomba que alimenta el flujo de agua al circuito para mantener una altura constante de chorro de 63.5 mm que pasa a través de un orificio de 12.7 mm de diámetro.

3.2.3 Medición de la historia térmica de enfriamiento.

Las probetas Jominy se colocaron dentro del horno con los termopares instrumentados en cada uno de los barrenos de la probeta dando inicio al ciclo de calentamiento (austenización). La rapidez de calentamiento durante el tratamiento térmico fue de 0.3 °C/s. Una vez concluido el tiempo de austenización, se abrió el horno y se activó el desplazamiento de la probeta hacia el chorro de agua en un tiempo no mayor a 5 s, de acuerdo a lo establecido por el estándar ASTM A255 [41]. El chorro de agua que impacta la parte inferior de la probeta se mantuvo a una temperatura de 25°C, enfriando la base de la probeta por al menos 10 minutos. Durante este tiempo, se adquirió la temperatura cada 0.1 s. Una vez concluido el tiempo de ensayo, se enfrió la probeta hasta alcanzar la temperatura ambiente. Los datos obtenidos se utilizaron para calcular la rapidez de enfriamiento (RE) y determinar el perfil de temperaturas en cada posición con un termopar instalado. La **Figura 3.2** muestra el esquema del enfriamiento.

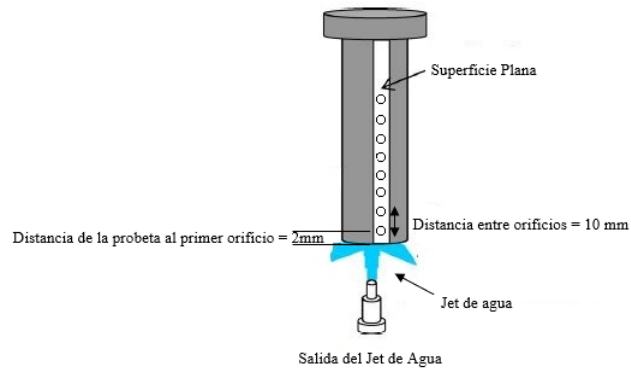


Fig. 3.2. Esquema del enfriamiento de la probeta durante el ensayo Jominy.

3.3 Caracterización Microestructural.

3.3.1 Probeta Jominy

Posterior al ensayo Jominy, cada probeta ensayada se rectificó para eliminar la cascarilla de óxido que se genera durante el ensayo y se desbastó y pulió acabado espejo. Las probetas se prepararon para su análisis metalográfico, y se atacaron con ácido nítrico al 3% en volumen (Nital 3) durante 4 s. Se utilizó un microscopio metalográfico Union Versamet 2 a 100, 200, 400 y 1000 X, para determinar las fases presentes en cada posición del termopar. En la **Figura 3.3** se muestran las posiciones de análisis en una probeta ensayada.

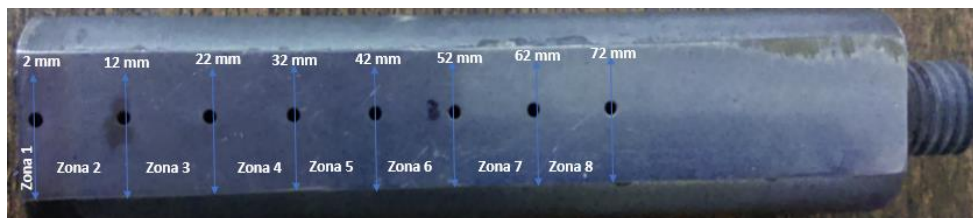


Fig. 3.3. Posiciones de análisis en la probeta obtenida en el ensayo Jominy.

Asimismo, se realizaron mediciones longitudinales de microdureza en cada una de las posiciones de análisis de la probeta. Se utilizó un equipo Mitutoyo MVK-HVL, con una fuerza de 0.98 N (100 gf) por 15 s, observando la huella del indentador a 40X. Cada 2 mm a partir del borde inferior de la probeta, se realizó la medición de microdureza en la escala Vickers (HV).

También se realizaron ensayos de nanoindentación con una fuerza máxima de 8000 μN , realizando 300 mediciones en cada una de las 4 piezas de 10x15 mm provenientes de probetas Jominy de los aceros B y C, para una determinación de microconstituyentes más precisa en cada posición ensayada de la probeta. Las mediciones de nanodureza se llevaron a cabo con un nanoindentador TI 750 Nanomechanical Test System marca Hysitron.

3.3.2 Temperaturas Críticas de Descomposición de la Austenita

Con el objetivo de comparar y complementar la información obtenida con el ensayo Jominy, se realizaron ensayos de dilatometría diferencial con un dilatómetro vertical LINSEIS Modelo L75V, en una atmósfera inerte con gas argón. Las muestras utilizadas en los ensayos fueron maquinadas paralelas al sentido de la laminación, obteniendo piezas cilíndricas con las siguientes dimensiones: 5 mm de diámetro y 15 mm de altura. Las probetas fueron calentadas a una temperatura de 965°C a una rapidez de calentamiento constante de 0.4°C/s y se mantuvieron durante un tiempo de homogenización de 300 s.

A partir de dicha temperatura, se analizaron 2 ciclos térmicos de enfriamiento descritos a continuación: 1) enfriamiento a una rapidez de 0.4 °C/s hasta temperatura ambiente y 2) enfriamiento con una rapidez constante de 1 °C/s hasta alcanzar una temperatura de 500°C durante 60 minutos y enfriamiento posterior a 0.4 °C/s hasta los 50 °C. Las temperaturas críticas de enfriamiento se identificaron en las curvas dilatómetricas trazando líneas de regresión. Las probetas ensayadas se caracterizaron por microscopia electrónica de barrido y microdureza Vickers.

3.3.4 Espaciamento Interlaminar de la Perlita

Para medir el espaciamento interlaminar de la perlita en las posiciones donde se observó su presencia en el microscopio metalográfico, se utilizó un microscopio electrónico de barrido de la marca JEOL JSM-5900LV equipado con un espectrómetro de energía dispersa.

3.4 Diagramas de Transformación de Enfriamiento Continuo

A partir de las historias adquiridas se calculó la rapidez de enfriamiento con respecto al tiempo para cada posición. Acoplando la gráfica la rapidez con la curva de enfriamiento de la posición 2 mm (la más cercana al chorro de agua), el primer punto de inflexión en la gráfica de la derivada se identificó como el tiempo donde inició el enfriamiento con el jet de agua. Este mismo tiempo de inicio se considera el mismo para cada una de las historias térmicas en la probeta Jominy, lo que ayudó a identificar la temperatura a la cual inició el enfriamiento en cada posición (T_{enf}). La diferencia entre esta temperatura y la temperatura registrada en el segundo punto de inflexión de la gráfica de la derivada (T_{ini}), se dividió entre el intervalo de tiempo transcurrido entre ambas temperaturas, calculando así la rapidez máxima de enfriamiento (RE) en °C/s como se muestra en la **ecuación 3.5**.

$$RE = \frac{(T_{enf} - T_{ini})}{\Delta t} \quad (3.3)$$

Las temperaturas de inicio y fin de la transformación para cada rapidez de enfriamiento se determinaron trazando líneas de regresión en los puntos de inflexión de la curva de la derivada como se observa en la **Figura 3.4**. A través de la determinación de estas temperaturas, así como las historias térmicas durante el enfriamiento continuo, se generó un diagrama CCT para cada uno de los tres aceros analizados en este trabajo. Las zonas del diagrama se validaron con la caracterización metalográfica, así como con el uso del software JMat Pro.

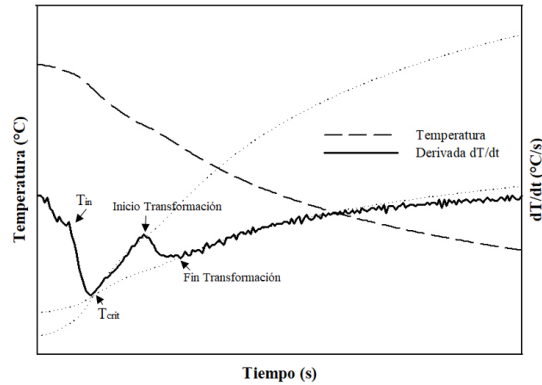


Fig. 3.4. Determinación de temperaturas de transformación y temperaturas críticas a través de regresión de la curva de la derivada con respecto al tiempo.

3.5 Ensayos de tensión

Los lingotes laminados en caliente de los aceros B y C fueron sometidos a dos diferentes tratamientos térmicos, de recocido y normalizado, a partir de un temperatura de austenización de 840 °C y un tiempo de austenización de 30 minutos.

Para el tratamiento de normalizado, el enfriamiento se llevó a cabo fuera de la mufla con aire quieto hasta alcanzar la temperatura ambiente, de tal forma que la rapidez de enfriamiento fue estimada midiendo con un pirómetro óptico la temperatura de las piezas una vez abierta la mufla y hasta que alcanzaron 25 °C. Para este tratamiento se estimó una rapidez de enfriamiento aproximada de 1 °C/s. Mientras que, durante el tratamiento de recocido, el enfriamiento se llevó a cabo dentro de la mufla, por lo cual no fue posible estimar dicha rapidez de enfriamiento.

La microestructura obtenida fue analizada por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, después de la preparación metalográfica (desbaste y pulido acabado espejo) y ataque con ácido nítrico al 3% vol (Nital 3) durante 4 s.

A partir de dichos lingotes se fabricaron probetas estándar de tensión “subsize”, de 100 mm de largo y 6 mm de diámetro y ancho, como se muestra en la **Figura 3.5**. La velocidad empleada en los ensayos se fijó en 2 mm/min, en una máquina universal INSTRON 5500R, de acuerdo al estándar ASTM E8 [42].

Las secciones con fractura fueron observadas en el microscopio electrónico de barrido utilizando espectrometría de dispersión de rayos X, una técnica de análisis que permite localizar inclusiones y presentar micrografías de la distribución de fases presentes, así como medir la composición de elementos en la superficie. El análisis de fractografía realizado a través de MEB no requiere que las probetas de tensión tengan preparación previa, lo que permite que el análisis sea más accesible en comparación con otras técnicas. La fractografía se llevó a cabo con el objetivo de determinar el mecanismo de fractura en cada condición térmica analizada.

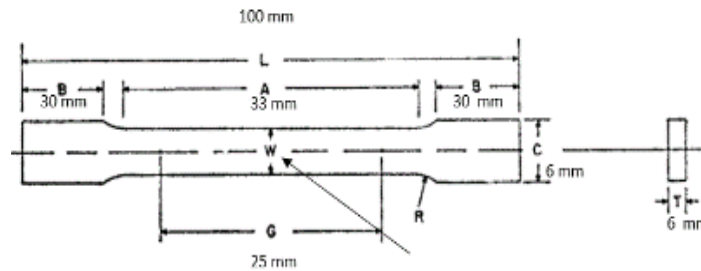


Fig. 3.5 Probeta estándar tamaño subscale utilizada en los ensayos bajo el estándar ASTM E8.

3.6 Coeficientes de transferencia de calor por convección forzada.

3.6.1 Modelo físico

Una de las variables necesarias para determinar el efecto de la rapidez de enfriamiento en el espaciamiento interlamilar de la perlita, es conocer la condición de frontera térmica cuando se trata de un fenómeno de convección forzada, mecanismo por el cual se realiza el tratamiento térmico en el transportador de espiras Morgan Stelmor®. Para obtener condiciones de frontera cercanas a las utilizadas en la industria se construyó un modelo físico como el que se muestra en la **Figura 3.6**. Este modelo está compuesto por un servidor (a), un adquisidor de datos modelo Temp Scan/1100 (b), termopar tipo K (c), aislante térmico (d) entre la probeta y el sujetador (e), probeta maquinada (f), boquilla para el suministro del flujo de aire (g), horno tipo cuña (h), medidor de flujo (i), válvula de control de suministro de aire (j) y un compresor con control de presión de aire con manómetro que alimenta el modelo con aire a temperatura ambiente (k).

La velocidad del aire suministrado (V_a) se caracterizó con un medidor digital de flujo y velocidad HER-440, mientras que la rapidez de enfriamiento promedio se calculó a partir de la historia térmica experimental; los valores de rapidez y velocidad del aire se indican en la **Tabla 3.3**.

Se caracterizaron 4 probetas de acero A de 0.01m y 0.015m de diámetro (D), las cuales fueron instrumentadas utilizando termopares tipo K en el centro geométrico de la pieza.

Tabla 3.3 Condiciones de enfriamiento aplicadas a las barras de acero eutectoide.

Probeta	D (mm)	RE (°C/s)	V_a (m/s)
1	10.00	10.00	7.80
2	10.00	12.00	9.50
3	15.00	7.00	9.50
4	15.00	10.00	14.70

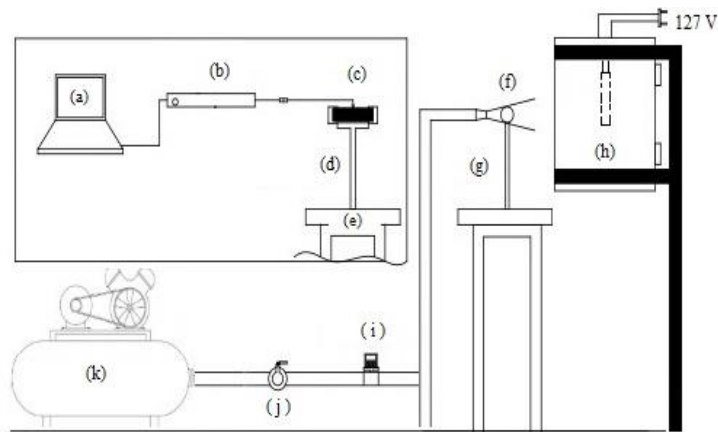


Fig. 3.6. Modelo físico de convección forzada con aire en piezas cilíndricas.

Capítulo IV. Simulación Matemática

4.1 Simulación matemática del enfriamiento por convección forzada en probetas cilíndricas.

Un modelo de simulación acoplado térmico–microestructural se desarrolló para estimar la distribución de calor en barras de acero eutectoide bajo condiciones de enfriamiento continuo y convección forzada. El modelo acopla los fenómenos de transferencia de calor, transformación de fase y la condición térmica de enfriamiento. Las trayectorias térmicas se analizaron a distinta rapidez de enfriamiento, emulando condiciones de convección forzada por chorro de aire como en el transportador de enfriamiento controlado Morgan Stelmor®. Las historias térmicas se registraron y utilizaron para calcular los coeficientes de transferencia de calor por convección forzada a través del Método Inverso de Conducción de Calor, mientras que la cinética de transformación de fase se aproximó con el modelo cinético de JMAK y el diagrama de transformación isotérmica del acero AISI 1080. A partir de los coeficientes de transferencia y los parámetros cinéticos se codificó una función definida por el usuario y se acopló en el paquete comercial ANSYS Fluent®.

El modelo de simulación acopla el campo térmico y microestructural a partir de la condición térmica en la superficie de una muestra cilíndrica, considerando convección forzada en la superficie a través de una boquilla de inyección de aire. El modelo calcula la respuesta térmica al interior de la muestra y la fracción en volumen transformada para cada paso de tiempo mediante una función definida por el usuario (UDF) acoplada al método de solución (solver) de ANSYS Fluent®. El modelo de simulación presenta las siguientes suposiciones:

- a. El problema se resuelve en estado transitorio,
- b. El modelo considera un sistema de coordenadas cartesianas en 3D,
- c. Las propiedades termofísicas del acero se encuentran en función de la temperatura mediante funciones polinomiales para un acero AISI 1080 [43],
- d. La condición térmica en la frontera se determinó a partir de respuesta térmica en la superficie de la probeta y la solución del Problema Inverso de Conducción de Calor,

e. El término de acumulación de calor se calculó a partir de la transformación de austenita en perlita a través del modelo cinético JMAK y la UDF propuesta.

Las dimensiones geométricas de la pieza experimental se utilizaron en el modelo de simulación con el objetivo de mantener la similitud dimensional del problema. La malla empleada en el modelo se construyó en 3D con un total de 13524 nodos y 12060 elementos cúbicos en una malla estructurada.

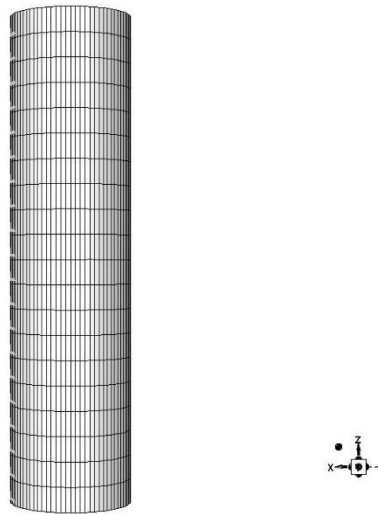


Fig. 4.1. Malla construida con Gambit 2.4.6 para la probeta instrumentada.

4.1.2 Modelo Térmico

La ecuación que gobierna el problema de transferencia de calor en la sección de alambón bajo condiciones de convección forzada y transformación de fase es la Ecuación General de transferencia de Calor que se muestra en la **ecuación 4.1**,

$$\frac{\partial \rho E}{\partial t} + \nabla \cdot \left[\vec{v} \cdot (\rho E + p) \right] = \nabla \cdot k \nabla T + S \quad (4.1)$$

donde

$$E = h - \frac{p}{r} \quad (4.2)$$

donde h es la entalpía, ρ densidad, k conductividad térmica del material y S es el término fuente asociado a la transformación de fase, el cual se puede expresar como se muestra en la **ecuación 4.3**,

$$S = \rho \Delta H_p \cdot \frac{df^p}{dt} \quad (4.3)$$

Donde ΔH_p es el calor de transformación y df^p / dt es la rapidez de transformación de austenita en perlita. De acuerdo a Kramer et al. [12], el valor de la entalpía de transformación se puede considerar como una función de la temperatura de transformación en Kelvin,

$$\Delta H_p = 1.59 \times 10^4 - 15 \times 10^6 \cdot T \quad (4.4)$$

4.1.3 Cálculo de la condición de frontera térmica

La condición de frontera térmica en la superficie de la muestra se caracterizó a partir del coeficiente global de transferencia de calor h_g , el cual considera la contribución del coeficiente de transferencia de calor por convección h_c y radiación h_r debido a que ambos mecanismos gobiernan la transferencia de calor.

Para calcular la contribución por radiación se empleó el coeficiente de transferencia de calor propuesto por Campbell et al. [5-6], [10].

$$h_r = SF \left(\frac{T_w^4 - T_\infty^4}{T_w - T_\infty} \right) \quad (4.5)$$

donde F es la constante de emisividad térmica para el acero AISI 1080, σ la constante de Stefan–Boltzmann en $\text{W m}^{-2} \text{K}^{-4}$, T_w la temperatura de la superficie del cilindro y T_∞ la temperatura del medio (aire a 25 °C).

Por otra parte, para estimar el coeficiente de transferencia de calor global, considerando la convección y la radiación se resolvió el Problema Inverso de Conducción de Calor a partir de la historia térmica experimental medida cerca de la superficie de la muestra bajo las condiciones de enfriamiento de la **Tabla 3.3**. Para cada condición de enfriamiento se obtuvo un coeficiente de transferencia de calor en función del diámetro y la velocidad de aire. A su vez, se realizó una regresión polinomial sobre los valores del coeficiente para obtener una función específica de las condiciones de enfriamiento en función de la temperatura.

Después de obtener los coeficientes de transferencia de calor global se calcula la contribución de la transferencia de calor por radiación y convección,

$$h_g = h_r + h_c \quad (4.6)$$

Las ecuaciones asociadas al cálculo de los coeficientes de calor se codificaron dentro de la función de usuario UDF en el modelo de simulación en ANSYS Fluent® para resolverse de manera simultánea con el modelo de transferencia de calor.

Propiedades del acero en función de la temperatura

Para determinar la conductividad térmica en función de la temperatura se consideró una expresión polinomial como la que se muestra en la **ecuación 4.7** [43],

$$k = A - BW + CW^2 \quad (4.7)$$

donde

$$A = 76.8 - 6.68 \times 10^{-2} T \quad (4.8)$$

$$B = 34.2 - 9.9 \times 10^{-2} T + 0.815 \times 10^{-4} T^2 \quad (4.9)$$

$$C = 9.31 - 3.96 \times 10^{-2} T + 0.418 \times 10^{-4} T^2 \quad (4.10)$$

W es la cantidad total de los elementos aleantes (% en peso) en el acero y T es la temperatura (°C).

Para un acero completamente perlítico, el calor específico en función de la temperatura se estimó a partir de la **ecuación 4.11** [44].

$$C_p = 0.0004T^2 - 0.0614T + 505.03 \quad (4.11)$$

Se consideró una densidad constante de 7731 kg/m³ para el modelo matemático.

4.2 Modelo microestructural

Para acoplar la descomposición de austenita durante el enfriamiento del alambón, se consideró que la transformación perlítica es posible en el intervalo de velocidades de aire propuestas de acuerdo a trabajos previamente reportados [40]. Por lo tanto, la transformación de fase puede ser descrita por el modelo JMAK a través de la ecuación de Avrami [23], [45], [46],

$$f^P = 1 - \exp(-k \times t^n) \quad (4.12)$$

donde f^P es la fracción transformada de perlita, t el tiempo de transformación, k y n los parámetros cinéticos. Ambos parámetros dependen de la temperatura bajo condiciones de transformación isotérmica y pueden calcularse a partir de la información proporcionada por los diagramas de transformación isotérmica IT, (tiempos y fracciones en volumen de inicio y fin de transformación), para un acero en específico a partir de las relaciones propuestas [39], [25], [26], [47], [48].

$$k(T) = \frac{\ln(1 - f_s^P)}{t_i^{n(T)}} \quad (4.13)$$

$$n(T) = \frac{\ln \left[\frac{\ln(1 - f_s^P)}{\ln(1 - f_f^P)} \right]}{\ln \left(\frac{t_s}{t_f} \right)} \quad (4.14)$$

donde f_s y f_f son las fracciones de inicio y fin de transformación, t_s y t_f los tiempos de asociados a dichas fracciones [45]. En este caso se empleó el diagrama IT del acero AISI 1080 [49], el cual se acopló al modelo de simulación a través del modelo JMAK y las **ecs. 4.12–4.14**. La solución del problema microestructural depende de la regla de aditividad para predecir el inicio de transformación bajo condiciones no isotérmicas [26], [39], [48]. La regla de aditividad considera la fracción del tiempo de nucleación como la relación entre el tiempo transcurrido Dt_j y el tiempo de incubación t_i a una misma temperatura; cuando la suma de las fracciones alcanza la unidad se dice que inicia la transformación fase.

$$\sum_{j=1}^n \frac{Dt_j}{t_j} = 1 \quad \rightarrow \quad \int_0^t \frac{dt}{t(T)} = 1 \quad (4.15)$$

En este sentido, el principio de aditividad se extiende desde el inicio del tiempo de incubación hasta la extensión total de transformación definida por la fracción en volumen desde 0 hasta 1.

Para calcular el tiempo de transformación isotérmico, es necesario obtener el tiempo virtual de transformación t_j^* ; es decir, el tiempo que se requiere para que una cierta fracción en volumen de perlita se transforme a una cierta temperatura durante el intervalo de tiempo Dt , la cual se define como,

$$t_j^* = t_{j-1}^* + Dt \quad (4.16)$$

donde t_{j-1}^* es el tiempo de permanencia para alcanzar la fracción transformada previa, dada por la siguiente expresión,

$$t_{j-1}^* = \left[\frac{\ln\left(\frac{1}{1 - F_{j-1}}\right)}{b(T)} \right]^{1/n(T)} \quad (4.17)$$

4.3 Método de Solución

Los parámetros térmicos de transformación (tiempos y temperaturas) se calcularon en cada paso de tiempo y en cada iteración de forma acoplada con las historias térmicas simuladas. El diagrama IT para el acero AISI 1080 se codificó como un conjunto de puntos en el solver de ANSYS Fluent®, donde una curva “C” es para el inicio y una segunda para el fin de la transformación, utilizando un macro de propósito general llamado On Demand, el cual se ejecuta cuando el usuario lo indica, al inicio del cálculo, a diferencia de los macros convencionales que se activan automáticamente durante el proceso de cálculo.

Las curvas “C” del diagrama IT se asignaron desde un puntero en formato .txt a una memoria (UDM-s). Por otro lado, cuando los campos térmicos se calculan de forma paralela con el valor de la temperatura encontrado en cada celda durante la simulación, se interpolan los valores para el tiempo de inicio y fin de transformación, empleando la información del diagrama IT. Finalmente, la solución del problema microestructural inicia siempre y cuando: 1) la temperatura corriente se encuentra dentro del intervalo de transformación perlítica y 2) el tiempo de inicio y fin de transformación marcados por el diagrama IT sean menores que el tiempo de simulación.

Durante el periodo de transformación, el modelo también calcula la fracción de perlita transformada más el calor generado por la transformación de fase a través de las ecs. (4.3) y (4.12), respectivamente, hasta finalizar el tiempo de transformación. En la Figura 3.10 se indica el algoritmo de solución para el modelo de simulación acoplado.

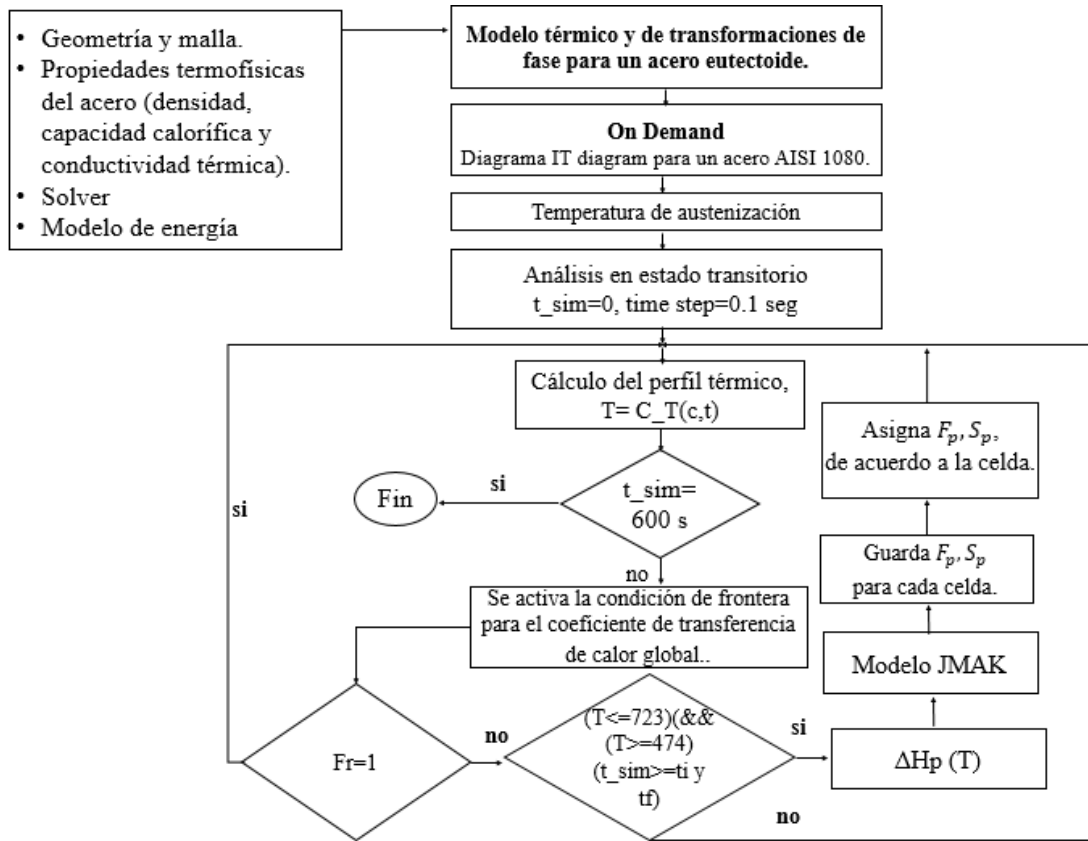


Fig. 4.2. Algoritmo de la solución del modelo de simulación acoplado a la UDF para calcular la evolución microestructural de la perlita utilizando la condición de frontera térmica experimental.

Capítulo V. Resultados y Discusión

5.1 Resultados del Ensayo Jominy

5.1.1 Respuesta térmica

Las historias térmicas obtenidas durante el ensayo Jominy se presentan en la siguiente sección. Con el objetivo de realizar un mejor análisis de los datos, las historias térmica se presentan hasta los 200 s. La rapidez de enfriamiento se calculó cada 0.1 s para la posición de 2 mm en las tres probetas Jominy. Para el resto de las posiciones, se calculó la derivada cada 1 s.

Las **Figuras 5.1 (a)-(c)** muestran las historias térmicas de los aceros A, B y C, respectivamente. Para la probeta A, se observó que la rapidez de enfriamiento disminuye a medida que se avanza longitudinalmente en la probeta, siendo la posición 2 mm donde existe la mayor rapidez de enfriamiento ($72.90\text{ }^{\circ}\text{C/s}$) debido a la extracción de calor por convección forzada del chorro de agua directo. En las historias térmicas a partir del termopar de la posición 22 mm, es posible observar un retraso en la rapidez de enfriamiento. A partir del termopar de la posición de 42 mm, se observa el fenómeno de recalcancia, como un incremento en la temperatura y posterior descenso. Dicha recalcancia se presenta por periodos más largos y a temperaturas más altas a medida que la historia térmica se aleja más del extremo inferior de la probeta, siendo un reflejo de tiempos de transformación más largos y mayores temperaturas de transformación cuando se reduce la rapidez de enfriamiento.

Para las probetas Jominy de los aceros B y C, también se observó el fenómeno de recalcancia a partir de la posición de 42 mm, como muestra en las **Figuras 5.1 (b) y 5.1 (c)** respectivamente. Para los aceros B y C, la rapidez de enfriamiento incrementó en cada una de las posiciones analizadas en comparación con el acero A, como un efecto del incremento de la templabilidad atribuido al cromo y molibdeno presentes en los aceros B y C. Para la posición de 2 mm en la probeta Jominy, para el acero B se calculó una rapidez máxima de enfriamiento de $83.50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ mientras que para el acero C, el valor calculado fue de $130\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. En la posición de 42 mm, comparando los tres aceros, el acero C es el que presentó una mayor rapidez de enfriamiento, como se muestra más adelante en la **Tabla 4.1**.

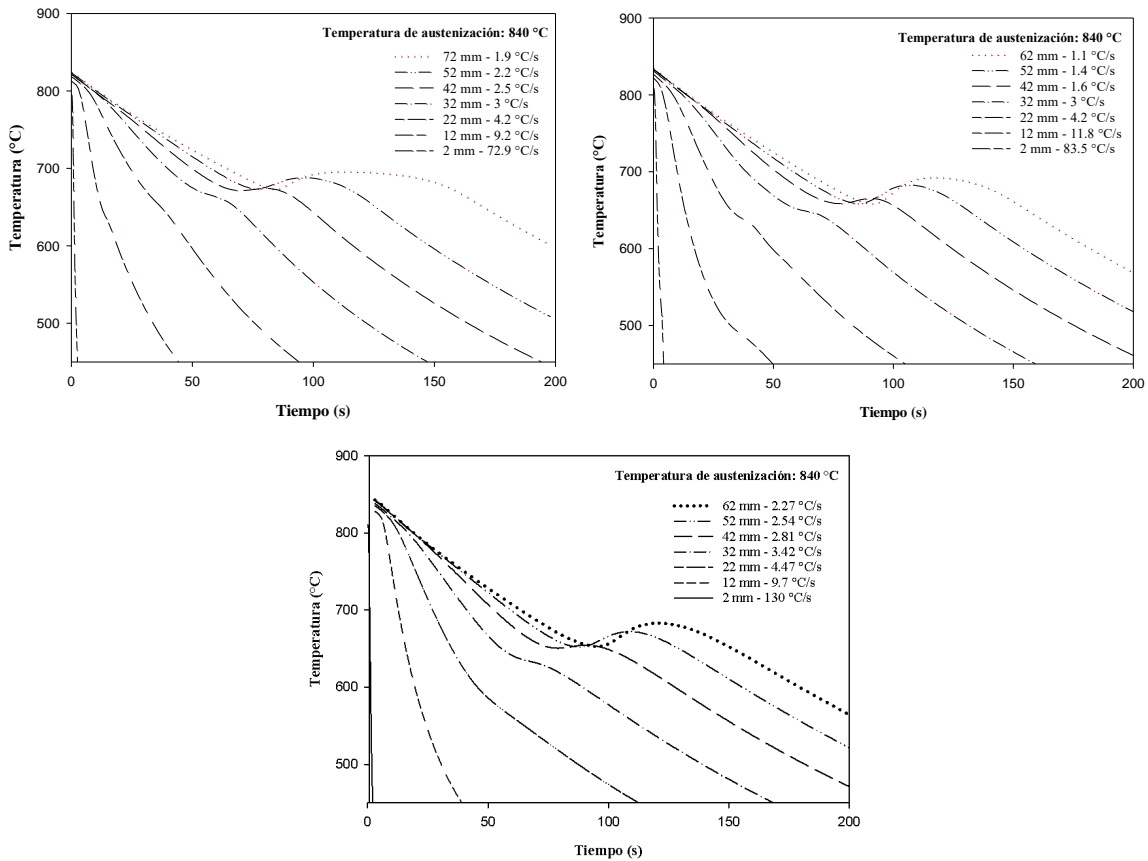


Fig. 5.1. Historias térmicas obtenidas en el ensayo Jominy del acero A (a), acero B (b) y acero C (c).

Se trazaron líneas de regresión para identificar los puntos críticos en las historias térmicas. Debido a la alta rapidez de enfriamiento máxima en la posición 2 mm de la probeta del acero C, no fue posible determinar su temperatura de transformación en dicha posición. Como se puede observar en la **Figura 5.2** y en la **Tabla 5.1**, los valores calculados de temperatura inicio de transformación (T_{ini}) disminuyeron a medida que incrementó la rapidez de enfriamiento máxima. El efecto del molibdeno en el incremento de la templabilidad se manifestó como una disminución en T_{ini} consecuencia de un incremento en las rapidezces de enfriamiento. Para el acero A en la posición 42 mm, el valor de T_{ini} que se determinó por regresión lineal fue de 672.20 °C, para el acero B fue de 659.40 °C y para el acero C fue de 650.7 °C.

Tabla 5.1 Rapidez de enfriamiento máxima respecto a la posición de los termopares para los aceros bajo estudio.

Acero	Posición en la probeta (mm)	RE (°C/s)	T _{ini} (°C)
A	2	72.90	673.80
	12	9.20	638.70
	22	4.20	656.60
	32	3.00	664.80
	42	2.50	672.20
	52	2.20	679.90
	62	1.90	681.10
B	2	83.50	523.50
	12	11.80	492.20
	22	4.30	639.00
	32	3.00	649.60
	42	1.60	659.40
	52	1.40	672.40
	62	1.10	673.50
C	2	130.00	*
	12	9.70	535.00
	22	4.47	575.00
	32	3.42	633.70
	42	2.81	650.70
	52	2.54	660.30
	62	2.27	663.70

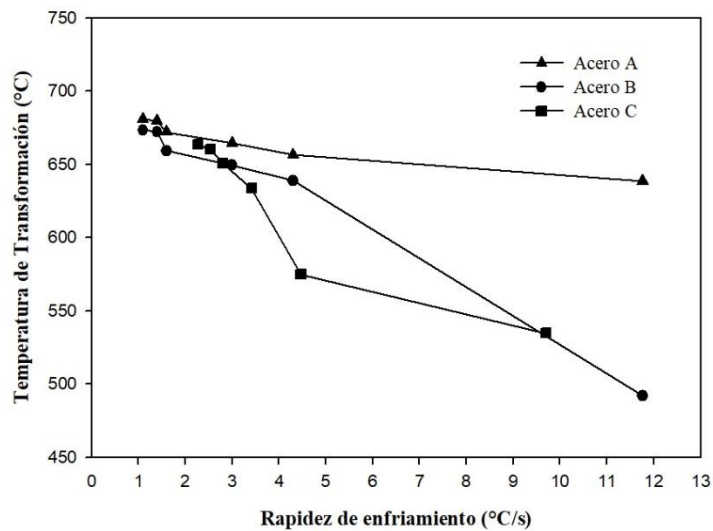


Fig. 5.2. Relación entre la rapidez de enfriamiento y la temperatura de transformación.

5.1.2 Medición de microdurezas

Se realizó la medición de microdureza para determinar de forma indirecta los microconstituyentes en cada posición de las probetas ensayadas. Los perfiles de microdureza para cada probeta se pueden observar en la **Figura 5.3**.

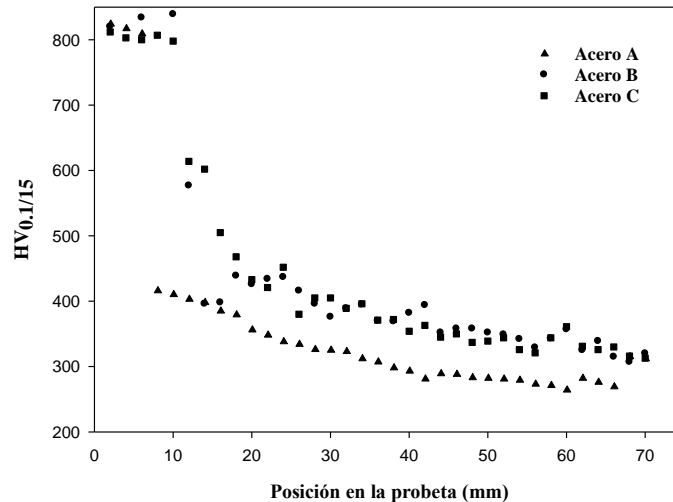


Fig. 5.3 Perfiles de microdureza en función de la posición en la probeta Jominy.

Debido a la diferencia en la rapidez de enfriamiento en las primeras posiciones de las probetas atribuido a la convección forzada por el chorro de agua, se observó que para los tres aceros los valores de microdureza medidos los primeros 5 mm se reportaron por encima de 800 HV, microdureza característica de la martensita. La principal diferencia entre cada acero se observó partir de los 6 mm, ya que en el caso del acero A, se presentó una caída en el perfil de microdureza donde en dicha posición se obtuvo un valor $410 \text{ HV} \pm 4$, esta disminución continuó progresivamente hasta valores promedio de $348 \text{ HV} \pm 6$ a partir de los 30 mm. En el caso de los aceros B y C, la disminución de los valores de microdureza característicos de la martensita se desplazó hasta la posición de 12 mm, donde se observaron valores de $600 \text{ HV} \pm 9$, mientras que en el acero A, en esta posición se midió un valor de $410 \text{ HV} \pm 4$. A partir de los 22 mm, la diferencia en los valores de microdureza entre los tres aceros disminuyó, sin embargo, los valores medidos en los aceros B y C fueron mayores en comparación con el acero A.

En la **Tabla 5.2** se muestra las microdurezas promedio en HV y su equivalencia en dureza HRC para cada posición de la probeta Jominy. De acuerdo a los resultados obtenidos de microdureza, a partir de la posición 32 mm en los aceros A y B, ya se encuentra como microconstituyente principal a la perlita, mientras que en la probeta del acero C, se desplaza hasta la posición de 42 mm.

Tabla 5.2 Microdurezas en HV y durezas en HRC promedio para los aceros A, B y C en función de la posición de la probeta Jominy.

Posición (mm)	Acero A		Acero B		Acero C	
	HV _{0.1/15}	HRC	HV _{0.1/15}	HRC	HV _{0.1/15}	HRC
2	817±5	64	840±4	68	850±5	64
12	410±4	42	600±9	44	620±7	56
22	388±5	39	394±3	40	440±7	44
32	348±6	34	370±5	38	396±8	40
42	329±5	32	359±5	36	369±4	37
52	301±4	29	330±6	33	350±5	35
62	280±7	27	325±5	32	329±4	33

La diferencia en microdurezas observadas para los 3 aceros en cada una de las posiciones fue atribuida al efecto del cromo y el molibdeno en la rapidez de enfriamiento. En la **Figura 5.4** se muestran los valores de microdureza promedio para las posiciones de 42 a 62 mm, en las cuales de acuerdo a los valores reportados, se denota la presencia de perlita. A través de los resultados obtenidos se determinó que la microdureza es directamente proporcional con la temperatura de transformación, independientemente de la composición química. Estos parámetros están íntimamente ligados con el espaciamiento interlaminar de la perlita, que disminuye a medida que incrementa el subenfriamiento, es decir, es menor la temperatura de transformación. En la **Tabla 5.3** se muestran los valores de temperatura de transformación y microdureza en cada posición de las probetas analizadas. Para una microdureza de la posición 42 mm, donde los tres aceros reportan la presencia de perlita fina, en el caso del acero A, la transformación de la perlita inicia a los 672.0 °C, para la probeta del acero B a los 659.4 °C y para la probeta del acero C a los 650.7 °C.

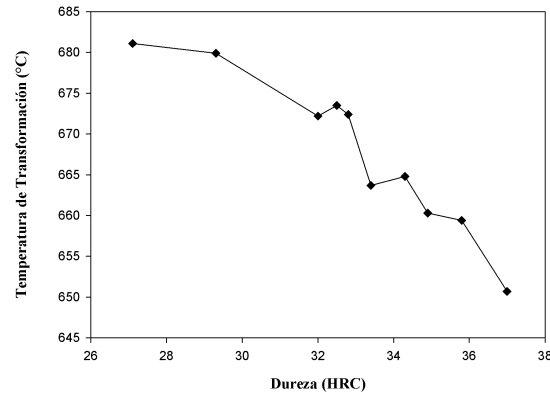


Fig. 5.4 Correlación entre la temperatura de transformación y la microdureza para los aceros bajo estudio.

Tabla 5.3 Durezas promedio y temperaturas de transformación para los aceros A, B y C en función de la posición de la probeta Jominy.

Posición (mm)	Acero A		Acero B		Acero C	
	HV _{0.1/15}	T _{ini} (°C)	HV _{0.1/15}	T _{ini} (°C)	HV _{0.1/15}	T _{ini} (°C)
2	817±5	673.80	840±4	523.50	850±5	*
12	410±4	638.70	600±9	492.20	620±7	535.00
22	388±5	656.60	394±3	639.00	440±7	575.00
32	348±6	664.80	370±5	649.6.0	396±8	633.70
42	329±5	672.20	359±5	659.40	369±4	650.70
52	301±4	679.90	330±6	672.40	350±5	660.30
62	280±7	681.10	325±5	673.50	329±4	663.70

5.1.3 Caracterización Microestructural

Acero A

La **Figura 5.5 (a)** muestra la micrografía tomada a la posición 2 mm de la probeta, donde se observa la martensita (M) debido a un enfriamiento por el impacto del chorro del agua. Esta microestructura se verifica con la microdureza promedio en dicha posición de 817±5 HV. En la **Figura 5.5 (b)** se muestra la micrografía tomada a 12 mm donde se observa la presencia de perlita mezclada con martensita. Esta mezcla de microconstituyentes se corrobora con las mediciones promedio de microdureza en esta posición de 410±4 HV.

En las posiciones 22 y 32 mm, **Figuras 5.5 (c) y (d)** respectivamente, ya no se observa martensita o cualquier otro constituyente diferente a la perlita. Las colonias de perlitas en ambas posiciones son mezclas de perlita fina y gruesa, por ello, la microdureza promedio medida en estas posiciones tiene valor característicos de la perlita fina (PF), 388 ± 5 HV en la posición 22 mm, y 348 ± 6 HV en la posición de 32 mm, un valor reportado para la perlita gruesa (PG).

La perlita que se observa en las micrografías de las **Figuras 5.5 (e) y (f)** de las posiciones 42 y 52 mm respectivamente, presenta diferentes espaciamientos interlaminares, mostrando preferentemente colonias de perlita gruesa (PG). En la posición 42 mm se reportó una microdureza promedio de 348 ± 6 HV, mientras que en la posición de 52 mm, la microdureza promedio disminuye hasta 300 ± 4 HV. En la posición de 62 mm, es donde se observó la mayor cantidad de perlita gruesa, lo cual se relaciona con el valor de microdureza reportado de 301 ± 4 HV.

La disminución en la microdureza promedio gradual en la probeta Jominy se dio como consecuencia de una menor rapidez de enfriamiento en las posiciones alejadas del chorro de agua. Para la posición de 2 mm, la extracción de calor de la probeta se lleva a cabo a través de convección forzada, mientras que en las posiciones de 12 a 62 mm, los fenómenos que rigen la transferencia de calor son la conducción de calor en la probeta, así como la radiación.

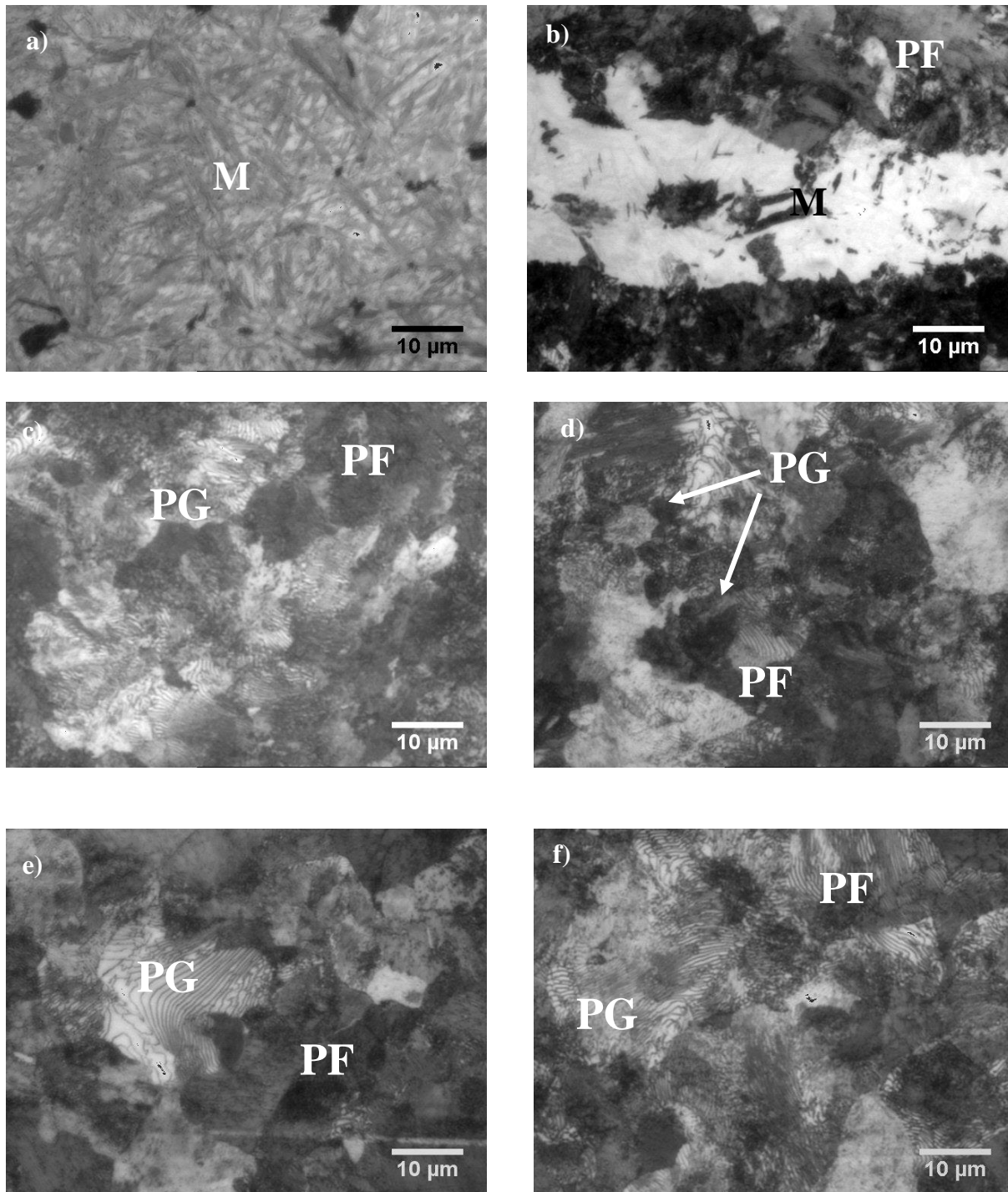


Fig. 5.5. Micrografías a 1000 X de las diferentes posiciones en la probeta Jominy de acero A después del austenizar a 840 °C por 30 minutos: a) 2 mm a 72.9 °C/s; b) 12 mm a 9.2 °C/s; c) 22 mm a 4.2 °C/s; y d) 32 mm a 2.9 °C/s, e) 42 mm a 2.5 °C/s y f) 52 mm a 2.2 °C/s.

Acero B

En la **Figura 5.6 (a)**, se presenta la micrografía de la posición 2 mm en la probeta del acero B, donde se observa la presencia de martensita como principal microconstituyente, con una microdureza promedio medida de 840 ± 4 HV. En la posición 12 mm aún se observa dicho microconstituyente, presentándose además la formación incipiente de perlita fina, como se ilustra en la **Figura 5.6 (b)**. Esta mezcla de microconstituyentes es un reflejo de la medición de microdureza promedio reportada en esta posición de 600 ± 9 HV. La mezcla de microconstituyentes encontrados en las posiciones, 2 y 12 mm, es muy similar a lo observado en el acero A, sin embargo, los valores promedio de microdureza reportados para el acero B son mayores.

En la **Figura 5.6 (c)** se muestra la micrografía de la posición 22 mm donde ya no se presentan estructuras martensíticas, sólo perlíticas, por ello, la microdureza promedio en esta posición fue de 394 ± 3 HV. En la posición 32 mm, que se muestra en la **Figura 5.6 (d)**, a través de microscopio óptico se observaron con claridad las láminas de perlita, con un espaciado interlaminar fino y una microdureza promedio de 370 ± 5 HV.

En las **Figuras 5.6 (e)** y **(f)** se pueden observar las láminas de perlita en las posiciones 42 y 52 mm respectivamente, con una mezcla de colonias de perlita fina y perlita gruesa. La mezcla de espaciados interlaminares conlleva a una disminución en la microdureza promedio reportada en ambas posiciones, de 359 ± 5 HV y 330 ± 6 HV, respectivamente. La posición de 62 mm presenta una microdureza promedio similar a la observada en la posición de 52 mm, reportando un valor de 325 ± 5 HV.

Si bien, existe similitud entre los microconstituyentes observados en las diferentes posiciones de la probeta Jominy del acero B con la del acero A, los valores reportados de microdureza promedio en cada una de las posiciones son mayores para el acero B, como consecuencia de la diferencia en la rapidez de enfriamiento.

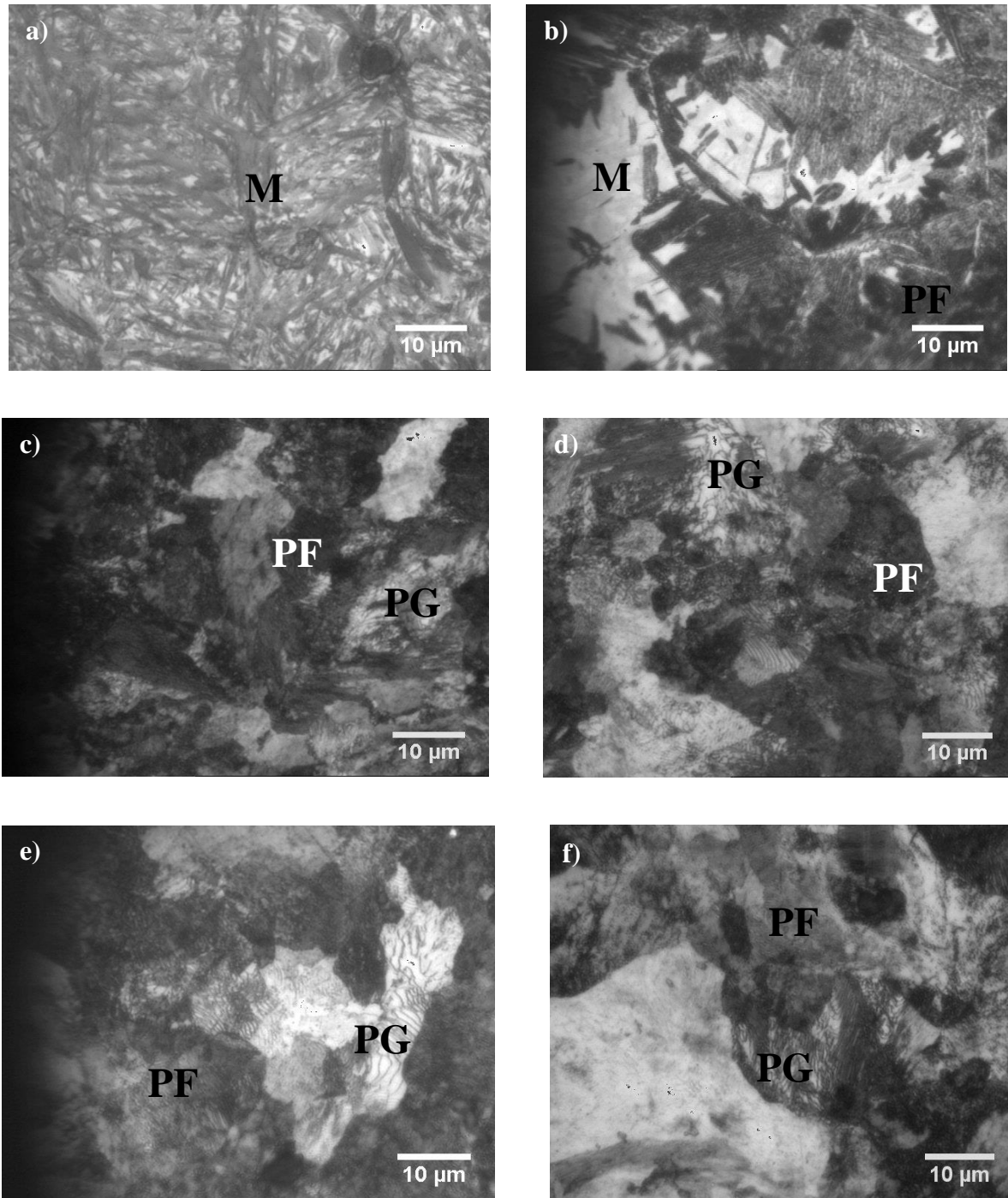


Fig. 5.6. Micrografías a 1000 X de las diferentes posiciones de la probeta Jominy del acero B después del austenizar a 840 °C por 30 minutos: a) 2 mm a 83.5 °C/s; b) 12 mm a 11.8 °C/s; c) 22 mm a 4.3 °C/s; d) 32 mm a 3 °C/s; e) 42 mm a 1.6 °C/s y f) 52 mm a 1.4 °C/s.

Acero C

En la **Figura 5.7 (a)**, se presenta la micrografía de la posición 2 mm en la probeta del acero C, observándose la presencia de agujas de martensita como principal microconstituyente y una microdureza promedio de 850 ± 5 HV. En la posición de los 12 mm aún se observa martensita en gran parte de la micrografía, así como baja proporción de perlita fina, como se ilustra en la **Figura 5.7 (b)**, donde se midió una microdureza promedio de 620 ± 7 HV.

La mezcla de perlita fina y martensita se observó incluso en las posiciones de 22 y 32 mm, como se observa en las **Figuras 5.7 (c) y (d)**, donde se midieron microdurezas promedio de 440 ± 7 HV y 396 ± 8 HV respectivamente. A diferencia de las micrografías observadas para las mismas posiciones en los aceros A y B, en el acero C la martensita se observó hasta la posición 32 mm, esto como consecuencia del incremento en el porcentaje de molibdeno en comparación con los otros aceros, y por lo tanto, una mayor templabilidad. Sumado a esto, como se puede observar en la **Figura 5.7 (d)**, en esta posición se observa no sólo la presencia de martensita, sino colonias de perlita fina y perlita gruesa.

En las posiciones de 42 y 52 mm se observan mezclas de perlita fina y gruesa, siendo la ferrita y cementita los únicos microconstituyentes en ambas posiciones, como se muestra en las **Figuras 5.7 (e) y (f)**. Las microdurezas promedio medidas en estas posiciones fueron de 369 ± 4 HV y 350 ± 5 HV, respectivamente. La menor microdureza reportada en esta probeta fue en la posición de 62 mm, donde se reportó una microdureza promedio de 329 ± 4 HV, característica de láminas de perlita gruesas.

Como consecuencia del incremento en la rapidez de enfriamiento en la probeta de acero C debido al efecto en la templabilidad del molibdeno, la microdureza promedio medida en cada posición de este acero fue mayor en comparación con los aceros A y B.

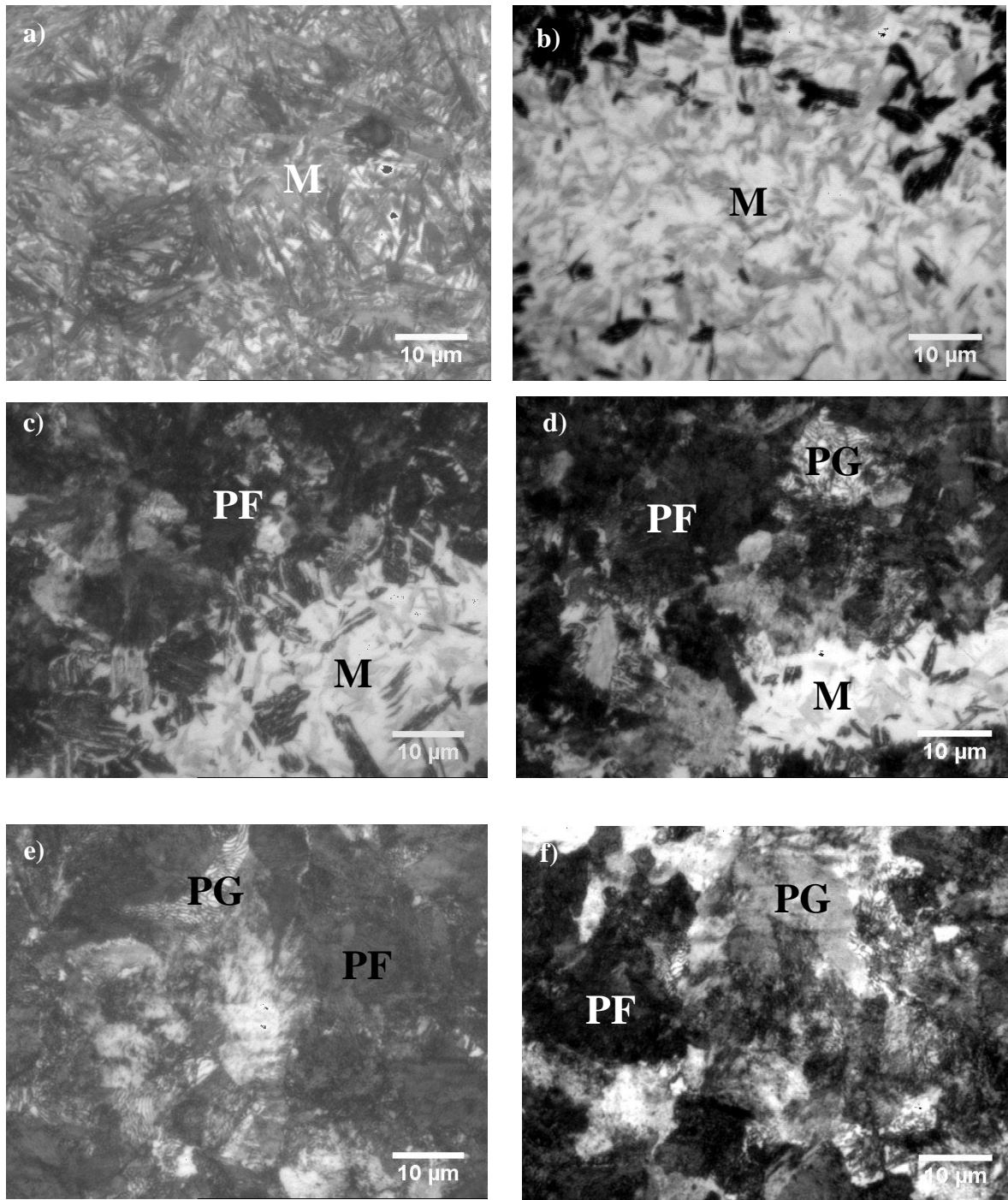


Fig. 5.7. Micrografías a 1000 X en diferentes posiciones de la probeta de acero C después del austenizar a 840 °C por 30 minutos: a) 2 mm a 130 °C/s; b) 12mm a 9.7 °C/s; c) 22 mm a 4.47 °C/s; d) 32 mm a 3.42 °C/s; e) 42 mm a 2.81 °C/s y f) 52 mm a 2.54 °C/s.

5.1.4 Nanoindentación

Las mediciones de microdureza en las probetas Jominy, revelan un perfil donde esta propiedad disminuye a medida que el punto analizado se aleja de la superficie plana de impacto (mayor rapidez de enfriamiento). Sin embargo, los perfiles obtenidos no revelan en las zonas perlíticas, el porcentaje de perlita fina y gruesa para cada condición térmica, uno de los objetivos de este trabajo. Es por ello, que se consideró el análisis de nanodurezas en las zonas donde a través de microscopía óptica y por microdureza, se observó como microconstituyente principal, la perlita.

Con una fuerza máxima de $8000 \mu\text{N}$, se realizaron 300 mediciones en las 4 piezas de $10 \times 15 \text{ mm}$ provenientes de las probetas Jominy de los aceros B y C. En la **Figura 5.8 (a)** se muestra la huella de nanoindentación para el acero B con una rapidez máxima de enfriamiento de $3 \text{ }^\circ\text{C/s}$; cuando se trata de una zona con perlita gruesa, pueden observarse láminas de ferrita y cementita con una alta rugosidad. En estas zonas, se presenta una nanodureza promedio de 4.36 GPa . En contraste, en la **Figura 5.8 (b)**, se muestran láminas de perlita fina alineadas en su respectiva colonia, con un espesor menor a simple vista. En los granos donde se observaron perlititas finas, la nanodureza promedio fue de 5.71 GPa . Las mediciones obtenidas fueron comparadas con las reportadas en otros trabajos [50][51][52] para validar los resultados.

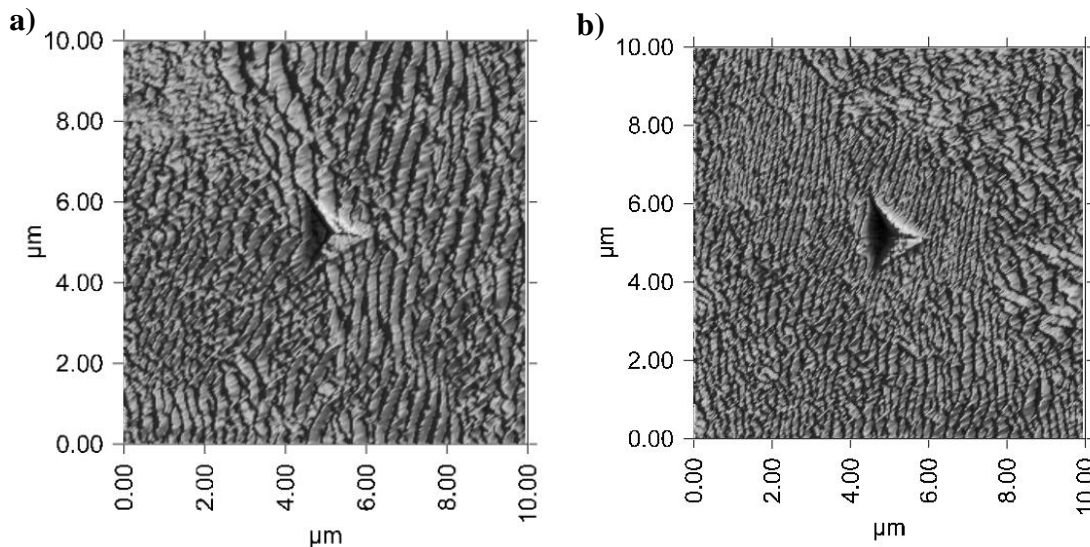


Fig. 5.8. Huella de nanoindentación para (a) perlita gruesa, y (b) perlita fina en una zona con una rapidez de enfriamiento máxima de $3 \text{ }^\circ\text{C/s}$ en el acero B.

Las nanodurezas para la misma rapidez de enfriamiento en el acero B se muestra en la **Figura 5.9**, así como el promedio y desviación estándar de los datos obtenidos. Los 300 puntos analizados se distribuyen en 3 grupos que van desde los 3.5 hasta los 6.5 GPa. El primero de ellos (de 3.5 a 4 GPa), se considera como el porcentaje de ferrita, que corresponde de acuerdo a las mediciones al 1% de la zona; el segundo grupo (de 4 a 4.5 GPa) se considera para la perlita gruesa presente en la muestra, que se encuentra alrededor del 10 % y el grupo restante, perlita fina, abarca el 89% restante entre 4.5 y 6 GPa. Como marco de referencia, se consideraron trabajos relacionados [51]–[53], donde valores de 4.0 GPa son asociados a la ferrita y valores mayores a 6 GPa, se relacionan con la martensita.

En la **Figura 5.10** se pueden observar las curvas de fuerza-desplazamiento de los microconstituyentes encontrados en esta zona. Bajo la misma fuerza máxima (8000 μN), la perlita fina tiene una menor penetración comparada con la perlita gruesa, lo cual se relaciona con la microdureza de dichos microconstituyentes, ya que a medida que esta propiedad incrementa, el desplazamiento de la huella durante el ensayo es menor.

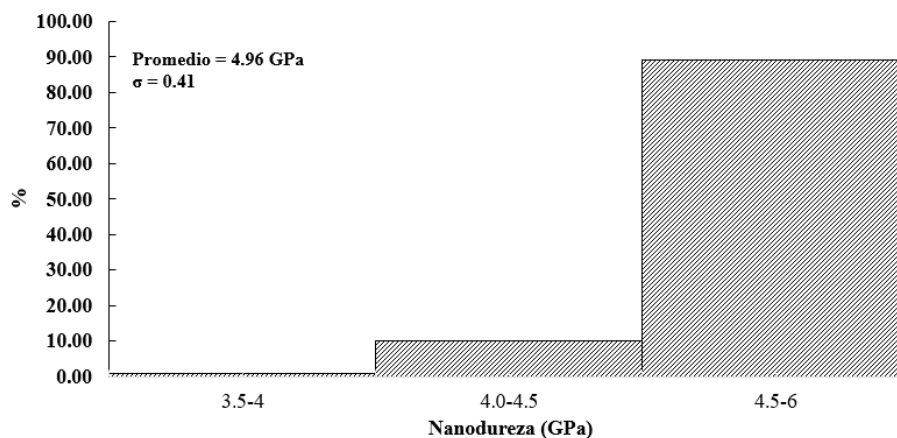


Fig. 5.9 Distribución de nanodureza para el acero B en una rapidez de enfriamiento de 3°C/s.

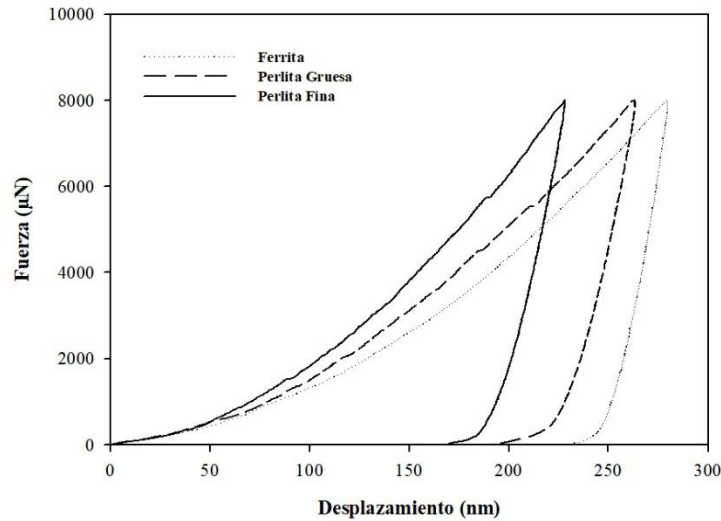


Fig. 5.10. Curva de fuerza-desplazamiento para los microconstituyentes encontrados a una rapidez de enfriamiento máxima de $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ en el acero B.

Para el acero C, con una rapidez de enfriamiento máxima de $3.42\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, se observa una disminución en el porcentaje de perlita fina, de 89 a 77% en comparación con lo reportado en el acero B, y un incremento en el porcentaje de perlita gruesa, pasando de 10 a 17%, como se indica en el histograma de la **Figura 5.11**. A su vez, se identificaron mediciones mayores a 6GPa en alrededor del 5% de los datos analizados, sin embargo, en las huellas no se revela la presencia de martensita o carburos que puedan ser atribuidos a un incremento en la nanodureza, por lo cual, se considera que dichas mediciones fueron huellas impactadas en un límite de grano que genera un incremento en la nanodureza.

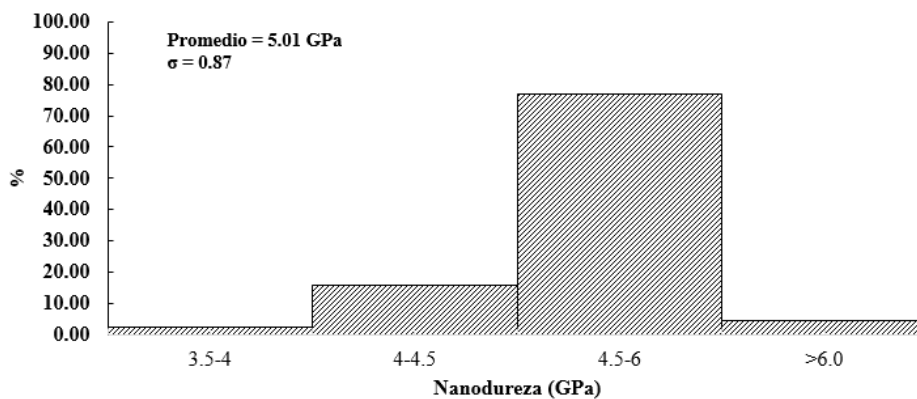


Fig. 5.11. Distribución de nanodureza para el acero C en una rapidez de enfriamiento de $3.42\text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

Cuando se analizaron las mediciones de nanoindentación en el acero B con una menor rapidez de enfriamiento, se pudo determinar que ésta es una variable dependiente en la distribución del porcentaje de perlita fina y gruesa. Para una rapidez de enfriamiento de 1.6 °C/s, el porcentaje de fue de 63%, mientras que, para la perlita gruesa, su porcentaje llegó hasta 26%, como se muestra en el histograma de la **Figura 5.12**.

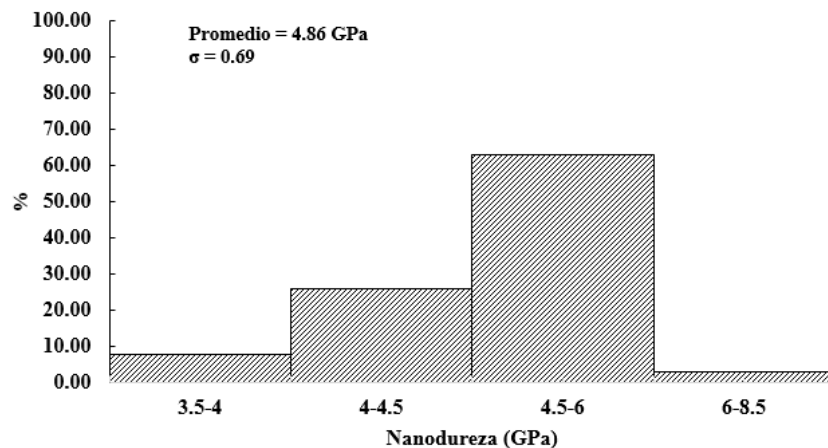


Fig. 5.12. Distribución de nanodureza para el acero B en una rapidez de enfriamiento de 1.6°C/s.

Esto datos se corroboran con las imágenes obtenidas durante el ensayo a través de microscopia de sonda de barrido (SPM), donde se presenta de manera cualitativa un incremento en el espaciado interlaminar, como se ilustra en la **Figura 5.13 (a)**. Con esto se determinó que la disminución en la rapidez de enfriamiento, incrementa el espaciado interlaminar de la perlita. En cuanto al porcentaje de ferrita cuantificado, este llega hasta el 8%. Las huellas con valores mayores a 6GPa, no superan el 2% de las mediciones realizadas, y sólo una de ellas se relaciona con carburos, como se observa en la **Figura 5.13(b)**.

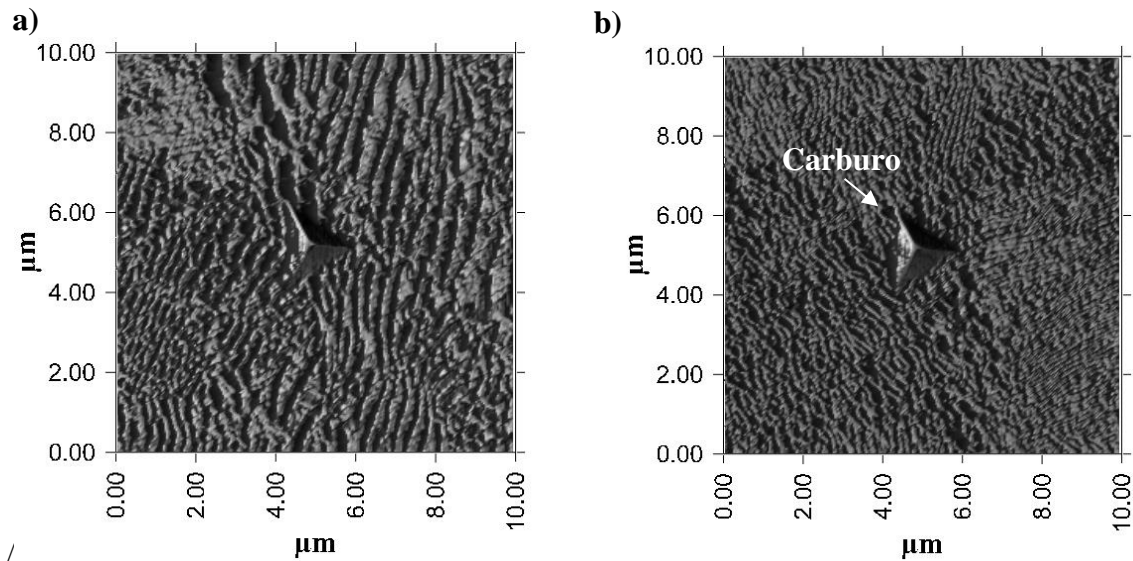


Fig. 5.13. Huella de nanoindentación para (a) perlita gruesa, y (b) carburo con una nanodureza de 6 GPa en una pieza enfriada a 1.6 °C/s del acero B.

La influencia de los elementos de aleación fue evidente para una rapidez de enfriamiento de 2.81 °C/s en el acero C, el cual presentó una alta dispersión en los resultados de nanodureza. Cabe mencionar que una de las principales diferencias entre la composición química en peso del acero B y C, es el porcentaje de molibdeno, siendo del 0.003% para el acero B y de 0.102% para el acero C. La distribución de las mediciones puede observarse en la **Figura 5.14** donde, a pesar de que el mayor porcentaje sigue correspondiendo a mediciones típicas de la perlita fina (74%), las mediciones por encima de 6 GPa se incrementan hasta representar un 18% de las mediciones totales. En esta última clasificación, se presentaron mediciones de hasta 11.5 GPa. Por ello, el promedio de nanodureza bajo esta condición de enfriamiento se incrementó hasta 5.66 GPa, así como la desviación estándar en los datos.

El efecto que tiene el molibdeno en el incremento en la templabilidad de los aceros es claro en este análisis, a partir de las mediciones de nanodureza reportadas. Acompañando a la perlita fina que se observó a través de SPM, en esta posición de la probeta se detectaron carburos como los que se muestran en las **Figuras 5.15 (a) y (b)**, con valores de nanodureza de 6 GPa. La presencia de estos carburos se atribuyó a que no se alcanzó la temperatura de austenización suficiente para su disolución total. Para esta condición térmica, es relativamente bajo el porcentaje donde las mediciones con alta nanodureza se relacionan con límites de grano.

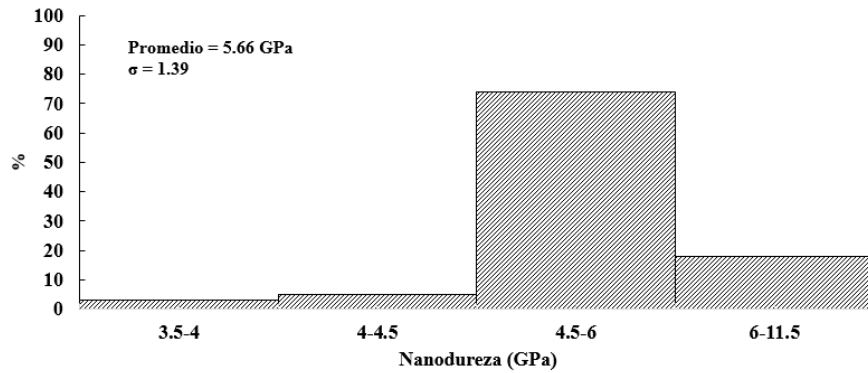


Fig. 5.14. Distribución de nanodureza para el acero C en una rapidez de enfriamiento de 2.81°C/s .

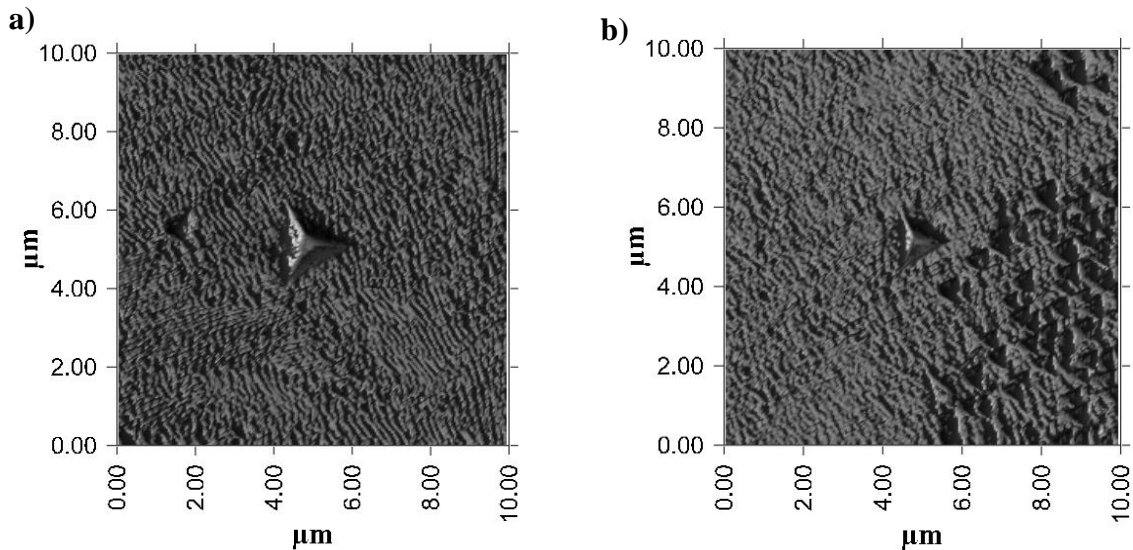


Fig. 5.15. Huella de nanoindentación para (a) perlita gruesa, y (b) carburo con una nanodureza de 6 GPa en una pieza enfriada a 2.81°C/s del acero C.

La heterogeneidad en las mediciones de nanodureza se puede observar de manera aún más clara en las curvas de fuerza-desplazamiento que se muestran en la **Figura 5.16**. El desplazamiento para las huellas características de la perlita fina es mayor en comparación a zonas donde se encontró la presencia de perlita fina - carburos, y la penetración característica de los carburos fue de 93 nm, mientras que para la perlita fina, fue del doble en magnitud, (200 nm).

A pesar de los altos valores de nanodureza, se descartó la presencia de martensita al observar las imágenes por SPM, aunado a que la rapidez de enfriamiento en esta zona de la probeta Jominy ($2.81\text{ }^{\circ}\text{C/s}$) no promueve la formación de dicho constituyente.

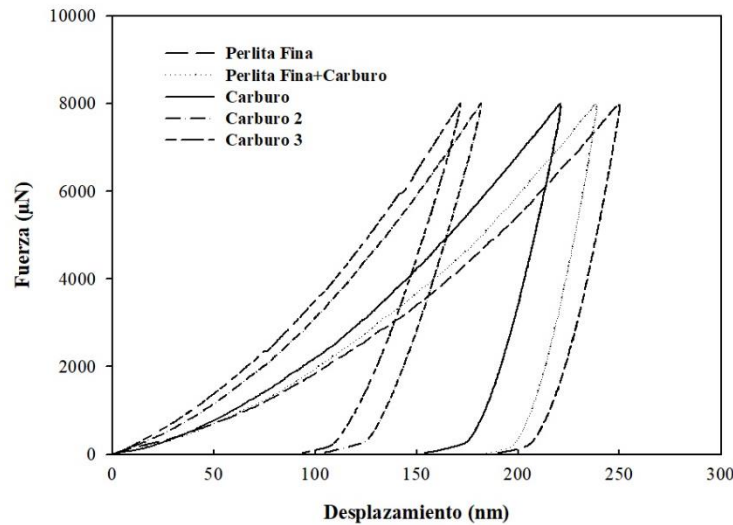


Fig. 5.16. Curva de fuerza-desplazamiento para los microconstituyentes encontrados a una rapidez de enfriamiento máxima de $2.81\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ en el acero C.

5.1.5 Medición del espaciamiento interlaminar de la perlita

Para estudiar la influencia de las temperaturas de transformación sobre el espaciamiento interlaminar de la perlita, se realizó la medición de este parámetro a través de microscopia electrónica de barrido en posiciones con una rapidez de enfriamiento menor o igual a 3°C/s . Como se mencionó, las posiciones con la mayor rapidez de enfriamiento ($73\text{ }^{\circ}\text{C/s}$) no se analizaron en este apartado debido a la mezcla de fases que se observaron en el análisis metalográfico. En la **Figura 5.17 (a) y (b)** se muestra las micrografías obtenidas por MEB de las posiciones establecidas y en la **Tabla 4.4** se muestran las relaciones entre el espaciamiento interlaminar (S_p), y la temperatura de transformación para los tres aceros estudiados.

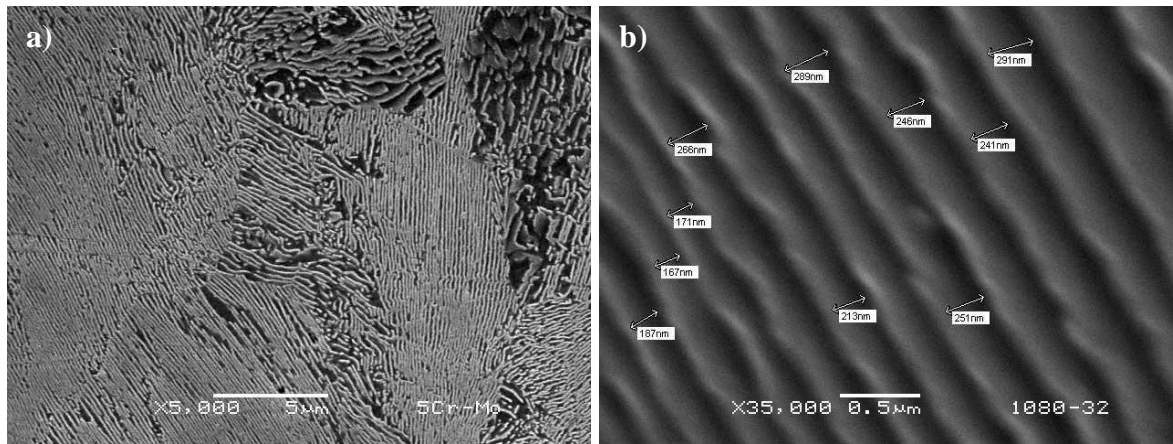


Fig. 5.17. Micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido de: (a) probeta con un enfriamiento de 2.5 °C/s del acero C y (b) probeta con un enfriamiento de 3°C/s del acero A.

De acuerdo a las mediciones obtenidas, es posible determinar la influencia de la temperatura de transformación en el espaciamiento interlaminar de la perlita. Una menor temperatura de transformación incrementa la diferencia con la temperatura eutectoide (subenfriamiento), lo que a su vez incrementa fuerza motriz que genera más colonias de perlitas [12]. Como se observa en la Tabla 5.4, el espaciado interlaminar de la perlita es menor cuando se reduce la temperatura de transformación en los 3 aceros analizados.

Tabla 5.4 Mediciones de espaciamiento interlaminar para diferentes condiciones de enfriamiento.

Acero	RE (°C/s)	T _{ini} (°C)	S _p (nm)
A	3.00	664.80	86±10
	2.50	672.20	146±7
	2.20	679.90	144±11
	1.90	681.10	437±7
B	1.60	659.40	77±10
	1.40	672.40	110+8
	1.10	673.50	359+10
C	2.80	650.70	95+11
	2.50	660.30	113+9
	2.30	663.70	345+8

En la **Figura 5.18 (a)** se muestran las regresiones lineales de las mediciones del espaciamiento interlaminar en función del subenfriamiento, para el acero A, encontrándose que a medida que se incrementa el subenfriamiento, el espaciado interlaminar es menor. Estas regresiones lineales tienen el mismo comportamiento que lo reportado por Hyzak et al. [20] para aceros completamente perlíticos. A bajas temperaturas de transformación, la transformación de austenita a perlita ocurre a mayor rapidez, y el crecimiento de grano se ve reducido por una menor difusión, esto conlleva a una microestructura más fina. Por el contrario, para temperaturas altas, la difusión permite un crecimiento de grano mayor, por lo que la formación de perlita gruesa se ve favorecida. La relación también es lineal con la microdureza, ya que a medida que ésta aumenta, dentro del intervalo en que se encuentra la perlita, el espacio interlaminar disminuye, como lo ilustra **Figura 5.18 (b)**.

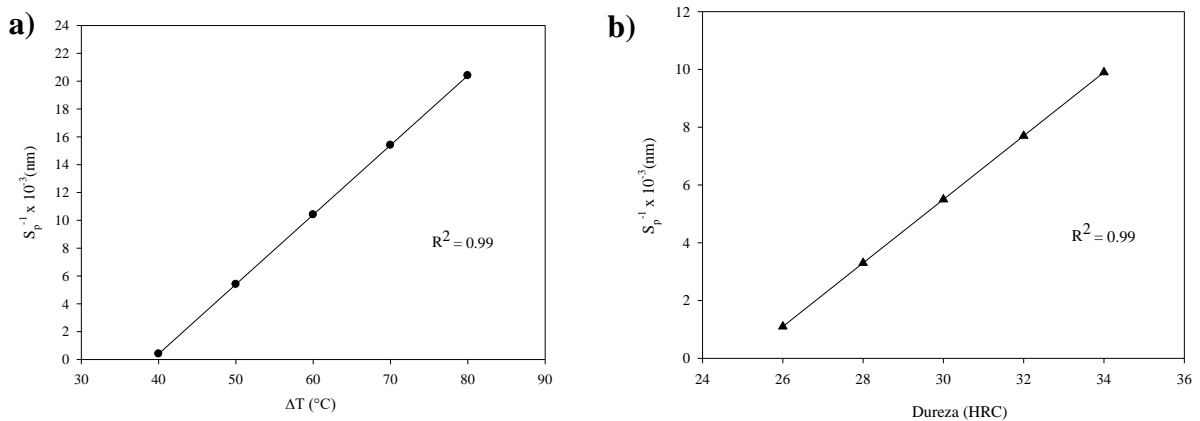


Fig. 5.18. Relación entre el espaciamiento interlaminar con: a) el subenfriamiento y b) la microdureza en el acero A para un intervalo de rapidez de 3 a 1.9 °C/s.

A partir de las mediciones obtenidas para los aceros completamente perlíticos, se establecieron las ecuaciones que describen la relación entre el espaciamiento interlaminar (S_p) en nm, el subenfriamiento (ΔT) y la dureza en escala Rockwell C (HRC), las cuales se describen en las **ecuaciones 5.1-5.6**.

Acero A

$$S_p^{-1} = 0.0005\Delta T - 0.0196 \quad (5.1)$$

$$S_p^{-1} = 0.0011HRC - 0.0275 \quad (5.2)$$

Acero B

$$S_p^{-1} = 0.0005\Delta T - 0.0225 \quad (5.3)$$

$$S_p^{-1} = 0.0022HRC - 0.0673 \quad (5.4)$$

Acero C

$$S_p^{-1} = 0.0005\Delta T - 0.0286 \quad (5.5)$$

$$S_p^{-1} = 0.0019HRC - 0.0590 \quad (5.6)$$

Las ecuaciones 4.1, 4.3 y 4.5 muestran que para las rapidezces de enfriamiento analizadas en esta sección, el espaciamiento interlaminar de la perlita es menor cuando hay un incremento en el subenfriamiento (como resultado de una menor temperatura de transformación). Las ecuaciones 4.2, 4.4 y 4.6, también permiten predecir el espaciamiento interlaminar en función de la microdureza; a medida que la microdureza se incrementa, el espaciamiento interlaminar de la perlita disminuye.

5.1.6 Diagramas de transformación de enfriamiento continuo

La construcción de los diagramas de transformación de enfriamiento continuo CCT fue posible una vez que se analizaron las microestructuras y microdurezas encontradas en las posiciones de interés. Las curvas de inicio y fin de transformación de la perlita se construyeron a partir de los puntos críticos determinados con las líneas de regresión de las historias térmicas. Cada historia térmica que se incluye en el diagrama CCT está delimitada con el microconstituyente o los microconstituyentes encontrados en cada posición a través de caracterización microestructural y son incluidos en el eje x, como se muestra en las **Figuras 5.19 (a)-(c)**. Los tres diagramas CCT van acompañados de las durezas en escala Rockwell C, determinadas a partir de la conversión de los valores medidos experimentalmente en la escala Vickers.

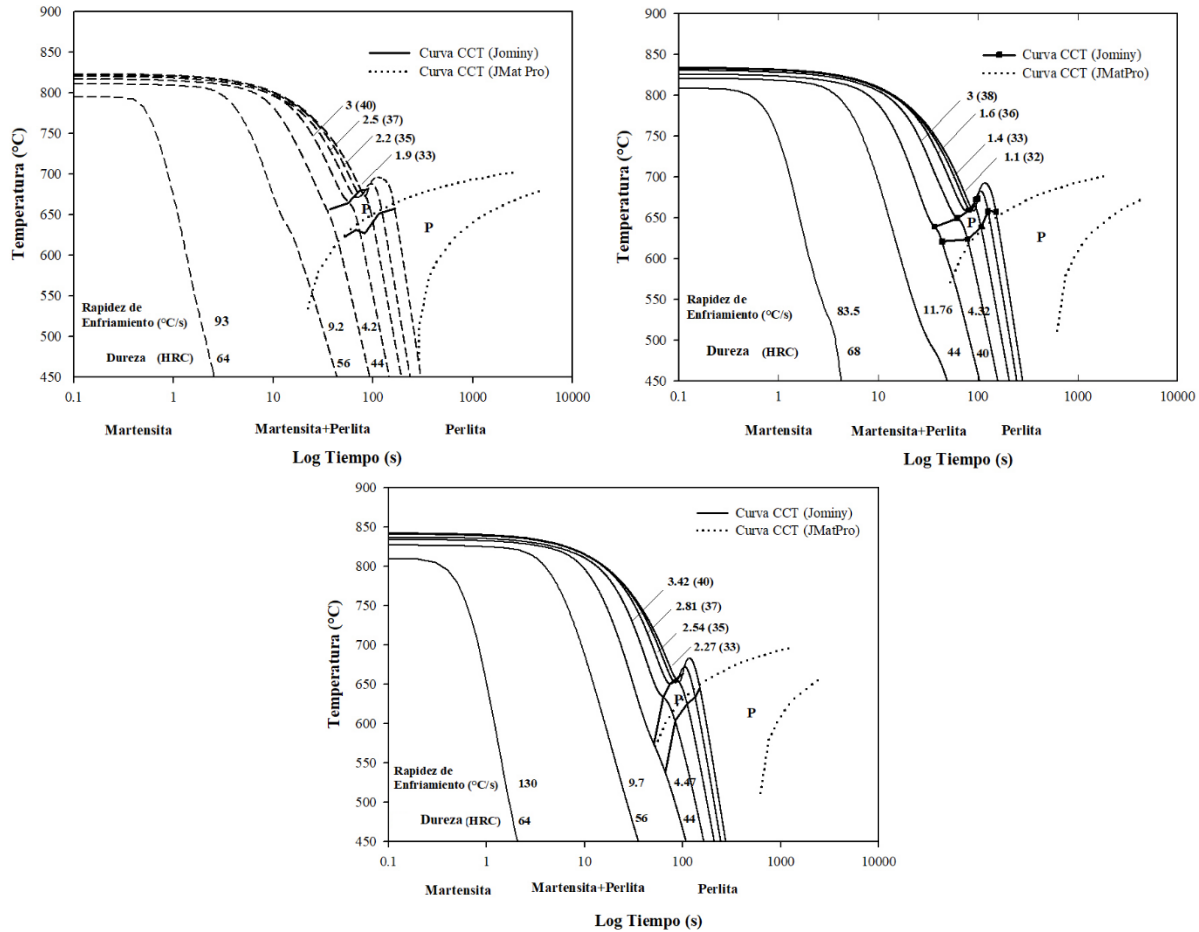


Fig. 5.19. Diagrama de enfriamiento continuo CCT para: (a) el acero A, (b) el acero B y (c) el acero C.

A partir de la construcción de los diagramas CCT experimentales, se observó la disminución en las temperaturas de transformación, como consecuencia del efecto del molibdeno en la templabilidad de los aceros. Para el acero A en una rapidez de enfriamiento de 3.00 °C/s, la temperatura de inicio de transformación de la perlita calculada experimentalmente fue de 664.8 °C; mientras que para el acero C con una rapidez de enfriamiento de 2.8 °C/s, la temperatura de transformación fue 650.7 °C, tal como se muestra en la **Tabla 4.5**. Los valores de temperatura de transformación medidos para el acero B se encontraron en un rango intermedio entre los aceros A y C, ya que la contribución del cromo para la templabilidad es de aproximadamente 80% de la aportada por el molibdeno [34], sin embargo, afecta los valores de temperatura de transformación, siendo mayores que los reportados para el acero A.

Los diagramas CCT construidos experimentalmente mostrados en las **Figuras 5.19 (a)-(c)**, se acompañan con diagramas obtenidos a partir del software JMat Pro, considerando las rapidezces de enfriamiento caracterizadas en el ensayo Jominy y la composición química de los 3 aceros analizados.

En la **Figura 5.19 (a)** se observa que para el acero A, las temperaturas de inicio (T_{ini}) y fin de la transformación (T_{fin}) son mayores en comparación a las encontradas con las curvas modeladas en JMat Pro. Lo mismo ocurre en los diagramas CCT de los aceros B y C que se presentan en las **Figuras 5.19 (b) y 5.19 (c)**, respectivamente. Esta diferencia en los diagramas construidos experimentalmente en este trabajo y los simulados por el software JMat Pro, se explica debido a que este programa considera que elementos como el cromo y el molibdeno mueven las curvas de transformación hacia la derecha, por lo que se requiere más tiempo en los aceros con microaleantes para completar la transformación completa de la perlita. Debido a esto, el tiempo que transcurre entre el inicio y fin de la transformación (Δt_T) de los diagramas CCT construidos en JMat Pro son más largos en comparación con los determinados de forma experimental, como se observa en la **Tabla 5.5**.

Tabla 5.5. Comparativo de las temperaturas de inicio de transformación determinadas experimentalmente y a través del programa JMat Pro.

Acero	RE (°C/s)	Experimental		JMat Pro	
		Δt_T (s)	T_{ini} (°C)	Δt_T (s)	T_{ini} (°C)
A	3.00	23	664.80	150	626.54
	2.50	42	672.20	260	650.42
	2.20	53	679.90	310	657.00
	1.90	77	681.10	370	664.00
B	1.60	43	659.40	170	635.50
	1.40	57	673.50	250	640.10
	1.10	68	650.70	360	643.30
C	2.80	39	650.70	150	632.20
	2.50	53	660.30	200	638.90
	2.30	76	663.70	250	650.10

5.2 Determinación de la influencia del espaciamiento interlaminar sobre la resistencia a la tensión

Con el objetivo de correlacionar el efecto de los elementos de aleación sobre el espaciamiento interlaminar y su relación con la resistencia a la tensión, se realizaron 2 tratamientos térmicos en lingotes laminados de los aceros B y C, de normalizado y recocido.

Las micrografías obtenidas por microscopía óptica para los lingotes sometidos al tratamiento de recocido de los aceros B y C se muestran en las **Figuras 5.20 (a) y (b)** respectivamente. En la Figura 5.20 (a) se observa una mezcla entre láminas de ferrita y cementita, donde la cementita se presenta en forma esferoidal para el acero B. Para el acero C en la Fig. 5.20 (b), se observa una microestructura similar, con las láminas de cementita más gruesas.

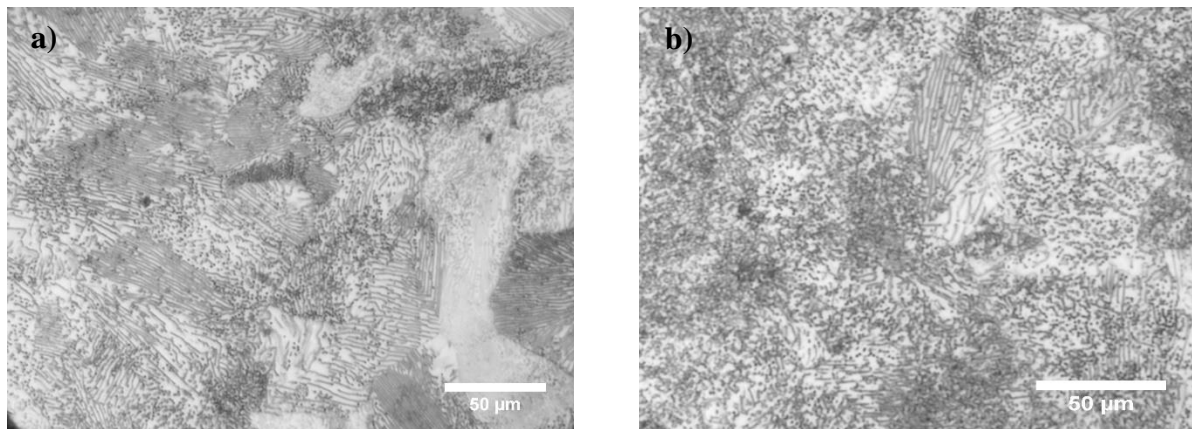


Fig. 5.20. Micrografías a 1000 X después del austenizar a 840 °C por 30 minutos y realizar el tratamiento de recocido para: a) el acero B y b) el acero C.

En las Figuras 5.21 (a) y 5.21 (b) se muestran las micrografías a 1000 X de los lingotes de los aceros B y C respectivamente, sometidos al tratamiento de normalizado. En este tratamiento térmico se observaron colonias de perlita fina y gruesa, sin observarse la presencia de ferrita o cementita esferoidal como en el caso del tratamiento de recocido.

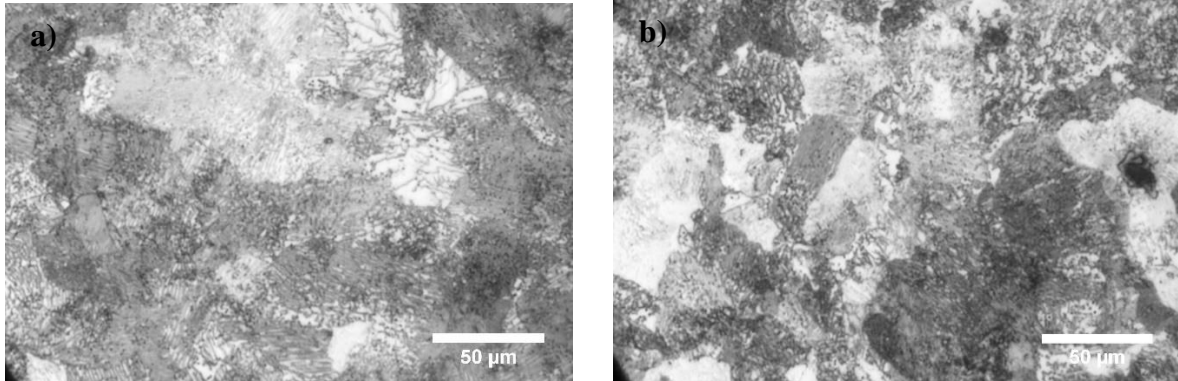


Fig. 5.21. Micrografías a 1000 X después del austenizar a 840 °C por 30 minutos y realizar el tratamiento de normalizado para: a) acero A y b) acero B.

La perlita fina tiene una microdureza mucho mayor que la perlita gruesa, por lo que entre mayor sea el espaciado interlaminar de la perlita, menor será la dureza en el acero [54]. En estructuras esferoidales originadas por un proceso de esferoidización, ocurre lo mismo. La perlita esferoidal que se observó en los lingotes sometidos al tratamiento de recocido tiende a ser mucha más suave que la perlita gruesa originada por el tratamiento de normalizado. Eso se determinó a través de mediciones de microdureza para ambos tratamientos térmicos, donde se encontró que los lingotes sometidos a recocido presentaron valores promedio de 212 ± 5 HV para el acero B y 225 ± 3 HV para el acero C.

Las microdurezas medidas para los lingotes sometidos al tratamiento de normalizado fueron mayores en comparación a los resultados del tratamiento de recocido, debido principalmente a un incremento en la rapidez de enfriamiento. Sin embargo, en este tratamiento térmico no se observó el efecto del molibdeno en la templabilidad de los aceros y como consecuencia, en el incremento de la dureza, ya que las mediciones de microdureza en los aceros B y C mostraron valores muy similares. Para el acero B sometido a normalizado, la microdureza promedio medida fue de 295 ± 4 HV y para el acero C de 305 ± 5 HV.

A través de MEB se midió el espaciado interlaminar como se muestra en las **Figuras 5.22 (a) y (b)**. Analizando la morfología de las perlitas encontradas, se observaron espaciados interlaminares promedio de 318 ± 10 nm para el acero B y 350 ± 15 nm para el acero C, para el tratamiento de recocido. En esta condición de enfriamiento se encontró una estructura heterogénea,

con mediciones de espaciado interlaminar de hasta 700 nm en algunas zonas. Asimismo, se observó una mezcla entre láminas de ferrita y cementita, donde la cementita se presentó principalmente como partículas esferoidales separadas de la lámina.

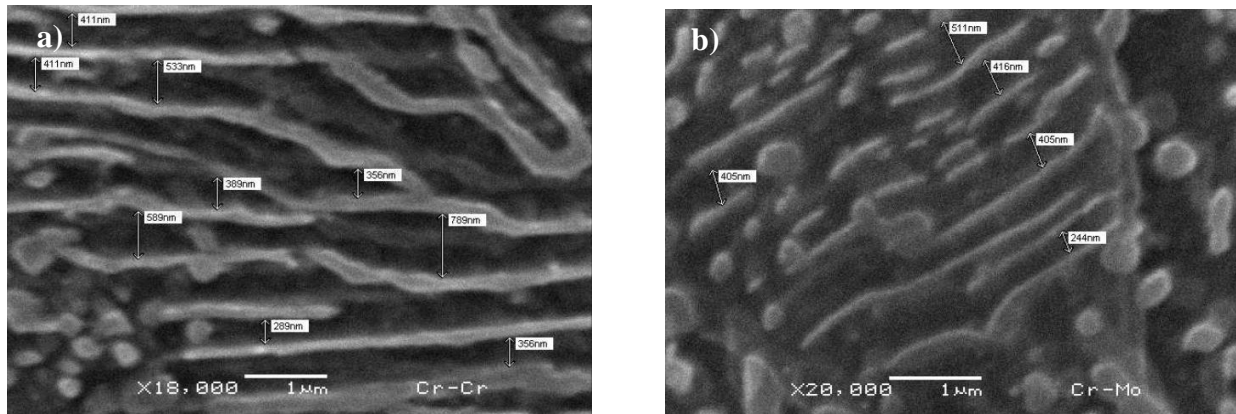


Fig. 5.22. Medición con microscopía electrónica de barrido de los espaciados interlaminares después del tratamiento de recocido para: (a) acero B y (b) acero C.

Para el tratamiento de normalizado, la morfología encontrada también fue una perlita esferoidal con características similares a las encontradas con el tratamiento de recocido, tal como se puede observar en la **Figura 5.23 (a)**. La principal diferencia encontrada en dos morfologías tan similares fue un menor espaciado interlaminar para las piezas sometidas al tratamiento de normalizado. Los espaciados interlaminares promedio medidos para este tratamiento fueron de 143 ± 10 nm para el acero B y 135 ± 8 nm para el acero C. Las partículas encontradas están relacionadas con la cementita esferoidal que se observó en la parte superior de las láminas, sin estar completamente separadas como se observó en los lingotes sometidos al tratamiento de recocido.

La disminución en el espaciado interlaminar en el tratamiento de normalizado coincide con un incremento en la microdureza, como consecuencia de un incremento en la rapidez de enfriamiento al realizar el enfriamiento fuera de la mufla. Esto demuestra que, a pesar de que se haya formado una estructura esferoidal, la rapidez de enfriamiento sigue siendo la variable que rige el espaciado interlaminar de la perlita. El promedio de la microdureza encontrada en esta condición térmica es típica de la perlita gruesa en aceros completamente perlíticos.

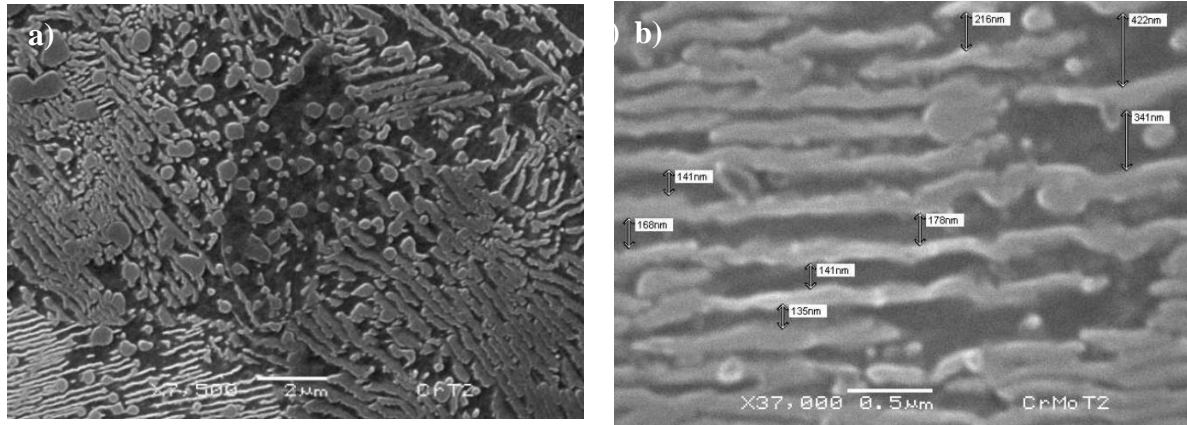


Fig. 5.23. Medición con microscopia Electrónica de Barrido de los espaciamentos interlaminares después del tratamiento de normalizado para: (a) acero B y (b) acero C.

Los factores que determinan las propiedades mecánicas de aceros con una fase continua de baja microdureza y una fase dispersa de alta microdureza, son los relacionados a la fase continua [54]. La perlita y las estructuras esferoidales tienen propiedades mecánicas similares, debido a su mezcla de microconstituyentes.

Con el objetivo de establecer la relación entre el espaciado interlaminar y las propiedades mecánicas en las estructuras esferoidales encontradas, se estudiaron los resultados de los ensayos de esfuerzo-deformación para ambos tratamientos. Para el acero B, se determinó el límite de cedencia promedio (YS) de 410 ± 7 MPa y la tensión máxima promedio (UTS) de 751 ± 10 MPa para las probetas sometidas al tratamiento de recocido. Para las probetas sometidas al tratamiento de normalizado se encontró un YS de 605 ± 5 MPa y un valor de UTS de 1050 ± 7 MPa. Los resultados obtenidos se muestran en la Figura 5.24(a).

Para las probetas sometidas a recocido del acero C, se encontró un YS en 413 ± 7 MPa y valor promedio de UTS de 770 ± 10 MPa. Por el contrario, posterior al proceso de normalizado en el mismo acero, se encontró un YS de $610 \text{ MPa} \pm 10$ y un valor de UTS de 1070 ± 6 MPa, relacionado a la reducción en la rapidez de enfriamiento para este último tratamiento. Los resultados obtenidos se muestran en la Figura 5.24 (b).

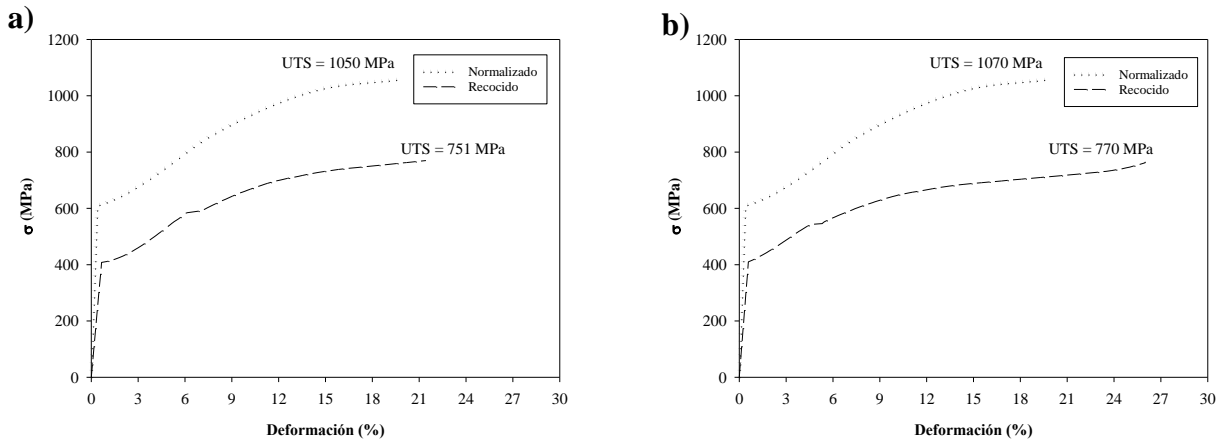


Fig. 5.24. Curvas de esfuerzo-deformación para: a) acero B y b) acero C.

Con los resultados obtenidos en este trabajo fue posible determinar que la disminución en el espaciado interlaminar incrementa el YS, así como la variable UTS, y este comportamiento puede ser descrito a través de las **ecuaciones 5.7 y 5.8**,

$$YS = 733.7 - 0.94S_p$$

$$UTS = 1250.5 - 1.455S_p$$

donde YS y UTS están dados en MPa y el S_p en nm.

A través de los resultados de los ensayos realizados, se determinó que el incremento en la rapidez de enfriamiento disminuye el porcentaje de deformación. La deformación en ambos aceros cuando fueron sometidos al tratamiento de recocido fue ligeramente mayor como se observa en las Figuras 5.24 (a) y (b), siendo más notorio el incremento en el acero C. Aún no está bien establecida la relación entre la ductilidad de estructuras esferoidales como las que resultaron en ambos tratamientos y el espaciado interlaminar. Sin embargo, el comportamiento observado en los resultados de los ensayos de tensión para los aceros sometidos a recocido demuestran que un incremento en el espaciado interlaminar incrementa la ductilidad de estructuras esferoidales. Esta propiedad se validó a través de ensayos de fractografía, que se muestran a continuación.

En la **Figura 5.25 (a)** se muestra el análisis de través de EDS de la superficie facetada por micromecanismos de clivaje obtenida para el acero B sometido al tratamiento de recocido. En la micrografía con una magnificación de 1000X se muestran largas facetas de clivaje en la dirección y sentido de propagación de la fractura, acompañadas de microhuecos de diferentes tamaños. La formación de microhuecos es resultado de la deformación plástica asociada con una fractura dúctil [55].

Las facetas de clivaje observadas en las probetas sometidas a recocido fueron más largas en comparación con las encontradas en el tratamiento de normalizado, como se puede observar en la **Figura 5.25 (b)**. Las facetas de clivaje se acompañan de microhuecos formados entre la interfaz de la matriz y las partículas microscópicas.

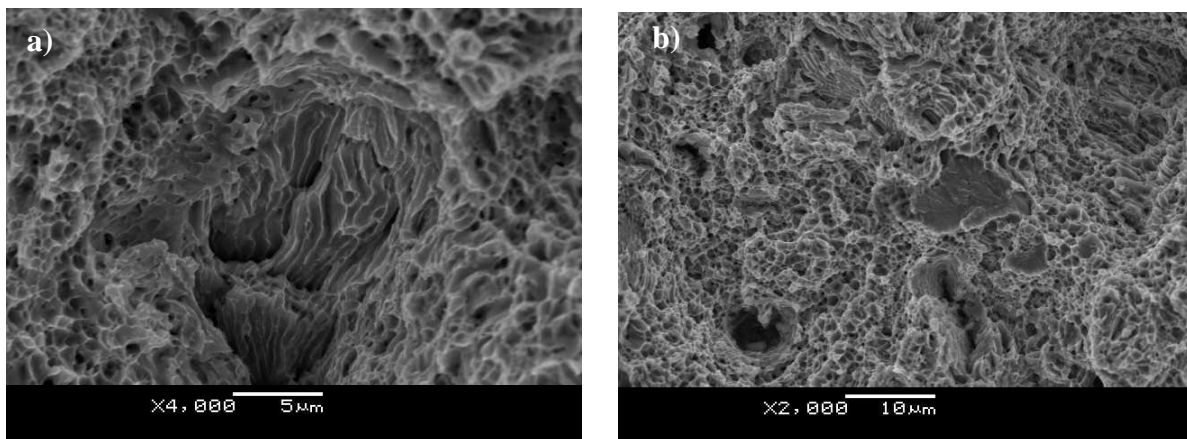


Fig. 5.25. Zonas de deformación en probetas del acero B sometidas a ensayo de tensión para: a) recocido, y b) normalizado.

La fractura de las probetas de tensión tiende a ocurrir en zonas preferenciales que llevan a la falla como dislocaciones, límites de grano o inclusiones [55]. Esto se comprobó con los ensayos de tensión realizados en este trabajo, donde algunas de las probetas sometidas a recocido presentaron valores de UTS menores a 800 MPa. Analizando las fracturas, fue posible determinar que las probetas con muy bajos valores de UTS contenían un gran número de inclusiones, principalmente esféricas, como las que se observan en la Fig. 5.26 (a). Este tipo de inclusiones se encontraron alojadas en los microhuecos principalmente, como se observa en la Fig. 5.26 (b).

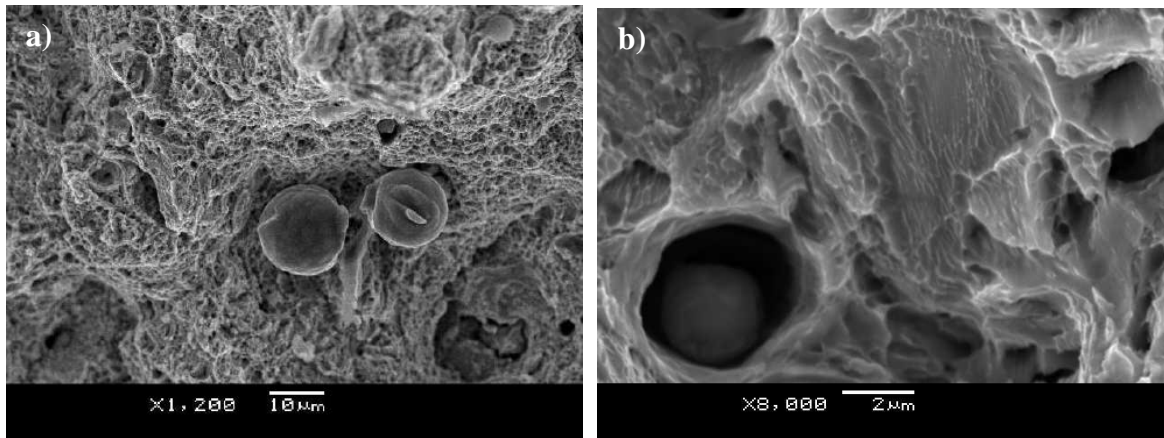


Fig. 5.26. Inclusiones esféricas encontradas en: (a) las zonas de fractura en una probeta sometida a recocido, y (b) alojadas en un microhueco.

5.3 Efecto de los elementos de aleación en la transformación perlítica

Se ha demostrado que la adición de elementos como el cromo y molibdeno mejoran la resistencia a la tensión en aceros completamente perlíticos [56]. El cromo refina el espaciamiento interlaminar de la perlita, sin embargo, este elemento puede cambiar las características de la cementita y llevar a la formación de carburos. El cromo retarda el crecimiento de la perlita debido que a los átomos de cromo deben difundir, un proceso que es mucho más lento que la difusión del carbono debido al mayor tamaño de sus átomos [11].

A partir de las probetas sometidas a los tratamientos de recocido y normalizado, se realizó espectrometría de dispersión de rayos X en el MEB para determinar la composición química, encontrando partículas esferoidales ricas en cromo (C) tal como se observa en la Figura 5.27, identificadas con la letra C. La composición química promedio fue 0.84% C, 0.6% Cr y 1% Mn.

La formación de cementita esferoidal en aceros perlíticos es similar a la formación de carburos. La fuerza motriz que lleva al crecimiento de los carburos es la reducción de la energía interfacial entre el carburo y la ferrita. Por ello, las partículas que se forman son similares a las que se presentan en estructuras esferoidales.

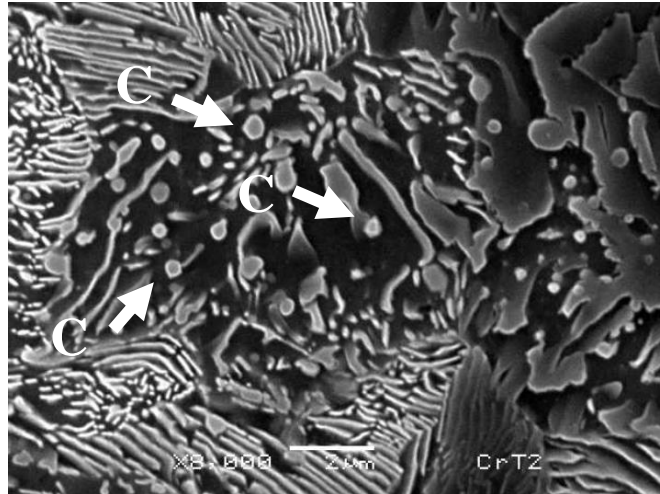


Fig. 5.27. Partículas ricas en cromo identificadas a través de espectrometría de dispersión de rayos X en el acero B sometido a recocido.

A través del análisis en MEB fue posible determinar que bajo enfriamientos lentos se presenta la formación de carburos en estos aceros. Para definir la rapidez de enfriamiento a la cual se observa la formación de carburos, se realizaron ensayos de dilatometría diferencial. Probetas cilíndricas de 5 mm de diámetro por 15 mm de longitud de los aceros B y C, fueron calentadas hasta alcanzar una temperatura de 965°C a una rapidez constante de 0.41 °C/s bajo una condición de atmósfera inerte de argón. Después del calentamiento, las probetas fueron enfriadas con una rampa de enfriamiento con una rapidez de 0.41 °C/s hasta alcanzar la temperatura de 50°C. Las **Figuras 5.28 (a)-(b)** muestran las curvas dilatométricas de enfriamiento donde se observa el cambio de longitud y su primera derivada con respecto a la temperatura, indicándose las temperaturas críticas de enfriamiento.

Un tercer ensayo de dilatometría con el acero C se realizó con una rampa de enfriamiento de 1 °C/s desde 965 °C hasta los 500 °C, una vez alcanzada dicha temperatura se mantuvo isotérmicamente durante 60 minutos y concluido este tiempo, se inició con una segunda rampa de enfriamiento a 0.41 °C/s hasta la temperatura de 50 °C. **La Figura 5.29** muestra la curva dilatométrica del tratamiento descrito y las temperaturas de transformación encontradas bajo estas condiciones térmicas. El objetivo de la permanencia a 500 °C durante 1 hora fue emular el enfriamiento del alambroón posterior a su enrollado.

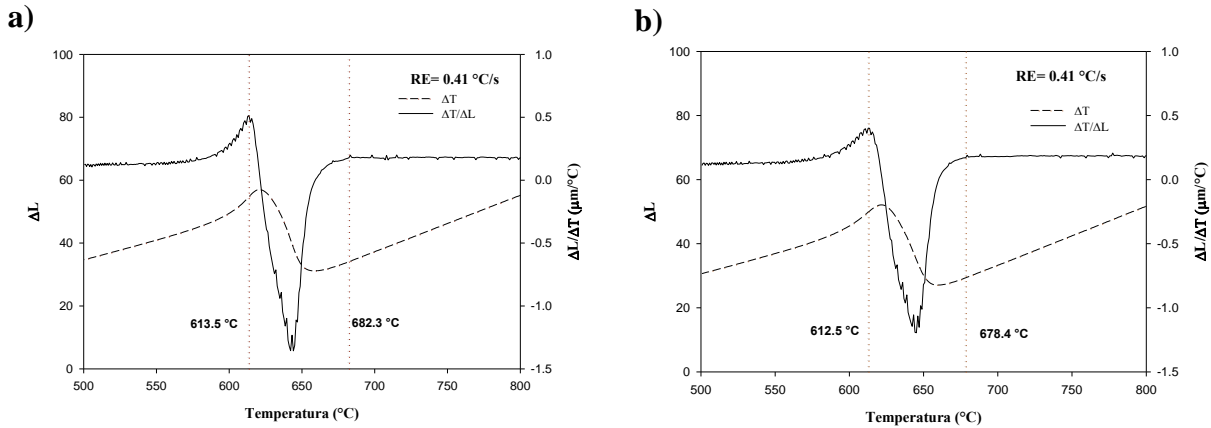


Fig. 5.28. Curva dilatométrica de enfriamiento a una rapidez de enfriamiento de $0.41 \text{ }^\circ\text{C/s}$ para: a) acero B y b) acero C.

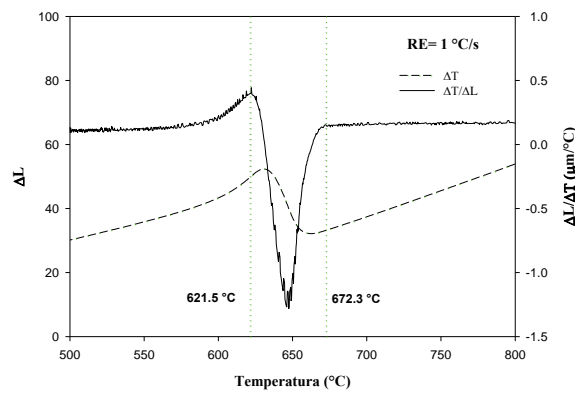


Fig. 5.29. Curva dilatométrica de enfriamiento del acero C a una rapidez de enfriamiento de $1 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

Las temperaturas de inicio de transformación encontradas para los aceros B y C enfriados a una rapidez constante de $0.41 \text{ }^\circ\text{C/s}$ fueron de $682.3 \text{ }^\circ\text{C}$ y $678.4 \text{ }^\circ\text{C}$ respectivamente. Como se había reportado en la Tabla 5.5, T_{ini} para las rapidezces de enfriamiento estudiadas en este trabajo en el acero C son mayores en comparación en las determinadas para el acero B, esto atribuido al efecto que tiene el molibdeno al incrementar la templabilidad y modificar las zonas de transformación perlítica. La expansión volumétrica que se observa en las dos pruebas al finalizar la transformación se atribuyó a la formación incipiente de carburos y se presentó en ambos aceros. Cuando se incrementó la rapidez de enfriamiento de 0.41 a $1 \text{ }^\circ\text{C/s}$ en el acero C, se observó un valor de T_{ini} menor, a los $672.3 \text{ }^\circ\text{C}$. Similar a lo observado en rapidezces de enfriamiento menores, se observó una expansión volumétrica a partir de la temperatura de fin de la transformación (T_{fin}), a los 621.5

°C). Este fenómeno fue debido a la formación de carburos, por lo que se determinó que a rapidezces de enfriamiento menores a 1 °C/s en los aceros B y C se promovió la formación de carburos.

A través de microscopia óptica y MEB se hizo la caracterización microestructural de los 3 ensayos realizados, encontrando los resultados que se ilustran en la **Tabla 4.9**. Se puede observar que el parámetro que tiene mayor influencia en el espaciamiento interlaminar encontrado es la temperatura de inicio de transformación. Se complementó en análisis con la medición de microdurezas, encontrándose valores similares en los 3 ensayos. Las micrografías obtenidas a través de MEB revelan una mezcla de colonias de perlitas finas y gruesas, como se observa en la **Figura 5.30**, lo que explica los valores de microdureza relacionados con la perlita gruesa.

Tabla 5.6. Resultados de la caracterización microestructural de los ensayos de dilatometría diferencial.

Acero	RE (°C/s)	T _{ini} (°C)	T _{fin} (°C)	S _p (nm)	HV _{0.1/15}
B	0.41	682.30	613.50	191±10	310±5
C	0.41	678.40	612.50	196±11	305±6
	1.00	672.30	621.50	137±10	315±7

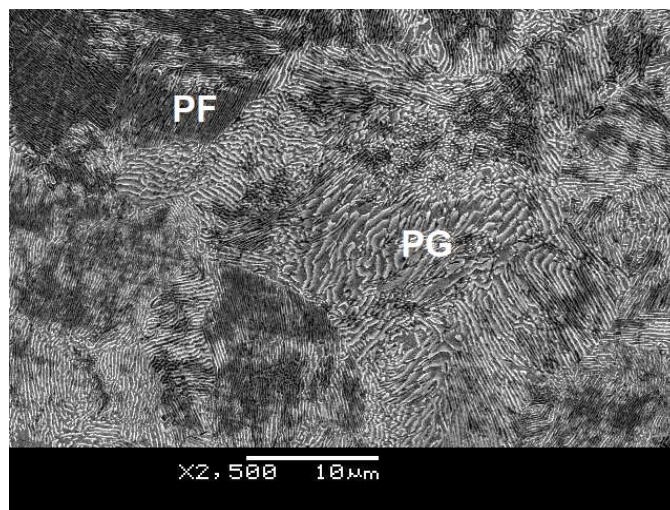


Fig. 5.30. Micrografías del acero C a una rapidez de enfriamiento de 1 °C/s, donde se observan colonias de perlita gruesa y fina.

5.4 Coeficientes de transferencia de calor en el acero A

Con el objetivo de caracterizar el enfriamiento por convección forzada en probetas con dimensiones cercanas a las del alambroón producido por el transportador de espiras Morgan Stelmor[®], se realizó el enfriamiento con aire a temperatura ambiente del acero utilizando el modelo físico descrito en la Figura 3.8 en probetas cilíndricas de 10 y 15 mm. Las historias térmicas experimentales obtenidas a través de este ensayo para probetas de 10 mm se muestran en la **Figura 5.31 (a)-(b)**. La historia térmica registrada en el centro de la pieza durante el enfriamiento con aire forzado a 9.5 m/s, se muestra en la **Figura 5.31(a)**. Calculando la derivada de la temperatura con respecto al tiempo, fue posible determinar que bajo esta condición se obtiene una rapidez máxima de enfriamiento de 10.9 °C/s. La derivada con respecto al tiempo obtenida con la historia térmica, muestra además la curva característica del incremento en temperatura debido a la recalcencia. Un comportamiento similar se observa en la historia térmica del termopar colocado en la superficie de la pieza bajo la misma condición de enfriamiento, como se muestra en la **Figura 5.31 (b)**. La principal diferencia entre ambos experimentos, es la rapidez máxima de enfriamiento calculada, siendo de alrededor de 18 °C/s para el termopar colocado en la superficie. Las temperaturas de inicio de transformación durante el enfriamiento obtenidas en estos ensayos fueron de 629°C para el centro de la pieza y 536 °C para la historia térmica medida en la superficie de la probeta cilíndrica.

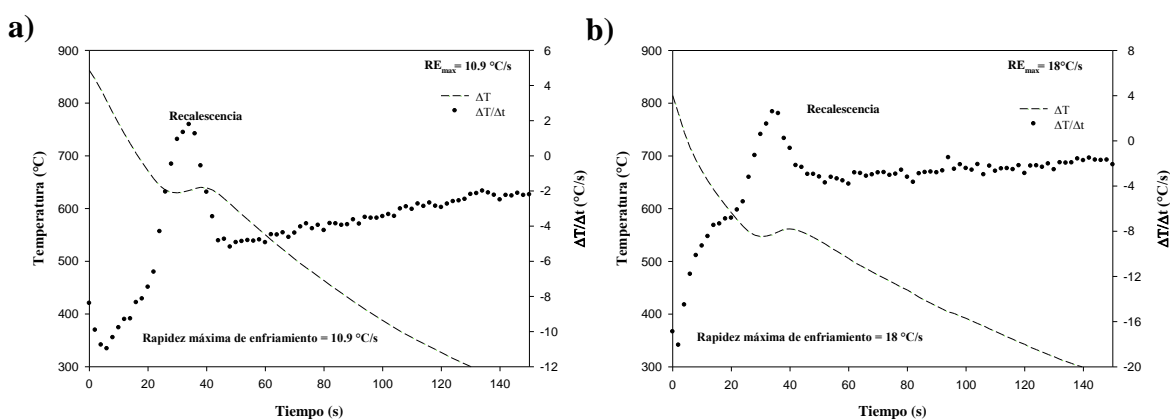


Fig. 5.31 Curva de enfriamiento con aire forzado a 9.5 m/s en una probeta de acero A de 10 mm de diámetro medida en: a) el centro de la probeta y b) en la superficie de la probeta.

En la **Figura 5.32** se muestra el comparativo de historias térmicas para ambos ensayos, comprobando el incremento en la rapidez de enfriamiento cuando ésta es medida en la superficie de la probeta. Si bien el modelo físico construido es capaz de reproducir los ensayos para diferentes condiciones de enfriamiento, los datos de temperatura registrados presentan ruido atribuido al movimiento intermitente de los termopares colocados por el aire suministrado.

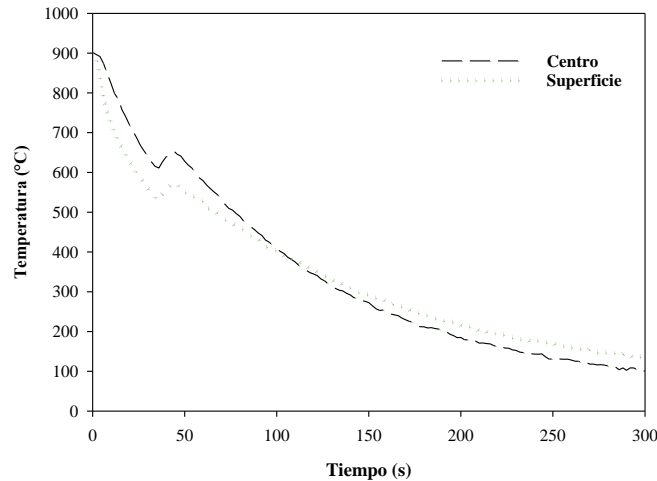


Fig. 5.32. Comparativo de las curvas de enfriamiento con aire forzado en el centro y superficie de una probeta cilíndrica de 10 mm de diámetro.

A partir de las historias térmicas obtenidas experimentalmente, se calcularon los coeficientes de transferencia de calor por convección forzada a través del método inverso de conducción de calor. En la **Figura 5.33 (a)** para una rapidez de enfriamiento de $10.9\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ en el acero A, se calculó un coeficiente de transferencia de calor máximo de $170\text{ W/m}^2\text{ K}$ durante los primeros 10 s ; posterior a este punto, se observa la recalcancia que se genera por la transformación de la perlita llegando a un máximo a los 40 s, para después disminuir a $100\text{ W/m}^2\text{ K}$. El mismo comportamiento se observó en la probeta enfriada con una rapidez de $18\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ como se observa en la **Figura 5.33 (b)**, calculando un coeficiente de transferencia máximo de $186\text{ W/m}^2\text{ K}$ durante los primeros 8 s . La recalcancia calculada para este experimento alcanza la misma magnitud que el enfriamiento a $10.9\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, con la diferencia que alcanza su punto máximo a los 30 s. Como se observó, las curvas obtenidas a través de la derivada de la temperatura con respecto al tiempo que se muestran en las Figuras 5.31 (a)-(b) tienen los mismos puntos de inflexión que las Figuras 5.33(a)-(b), con lo cual es posible calcular temperaturas y tiempos de transformación.

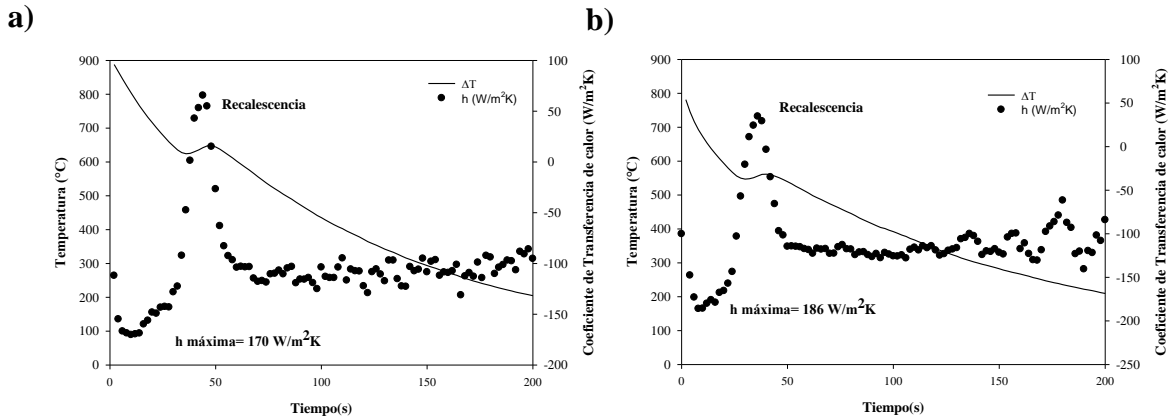


Fig. 5.33. Comportamiento del coeficiente de transferencia de calor a través del método inverso de una probeta cilíndrica de 10 mm de diámetro durante el enfriamiento con aire a 9.5 m/s en: a) el centro de la probeta y b) la superficie de la probeta.

5.5 Simulación Matemática

5.5.1 Condición de Frontera

Para la construcción del modelo de simulación acoplado térmico–microestructural en las barras de acero A, se resolvió el problema inverso de conducción de calor con las historias experimentales obtenidas a partir de los ensayos incluidos en la **Tabla 3.3**. La regresión polinomial de las 4 condiciones de enfriamiento se introdujo en el modelo matemático a través de una UDF para estimar el flux de calor en la superficie como una función de la temperatura, como se muestra en la **Figura 5.34 (a)-(b)**. La influencia del diámetro en la extracción de calor se indica en la **Figura 5.34 (a)**, en donde, para la muestra enfriada a una velocidad de aire de 9.5 m/s y un diámetro de 10 mm, la máxima rapidez de extracción ocurre en los primeros 5 s posteriores al inicio del enfriamiento, pasado este tiempo, el flux de calor disminuye progresivamente hasta el punto donde inicia la transformación perlítica y debido al efecto de la recalcescencia, se tiene un incremento en el flux de calor durante un lapso de 20 s. Una vez concluida la transformación, continúa la extracción de calor con la tendencia previa. Para una muestra de 0.015 mm de diámetro enfriada con la misma condición, se observó un comportamiento similar al descrito previamente, con la diferencia que el enfriamiento sucede más lento, ya que al aumentar el diámetro se genera mayor cantidad de energía interna almacenada por unidad de volumen. El efecto de la velocidad del aire en el flux de calor se muestra en la **Figura 5.34 (b)** para las muestras de 15 mm de diámetro

enfriadas a diferentes velocidades. Se puede observar que el flux de calor se presenta en magnitudes muy similares para ambos casos con una mínima diferencia en el tiempo de transformación. La diferencia más notable es en el inicio del enfriamiento para la muestra enfriada a velocidad de 14.7 m/s dado que la máxima extracción de calor ocurre al inicio del enfriamiento. Por otro lado, para la muestra enfriada a 9.5 m/s, esta condición de máxima extracción ocurre dentro de los primeros 5 s, similar a lo observado con las muestras de 10 mm de diámetro. Estas diferencias se pueden atribuir al chorro de aire que se forma con una mayor velocidad, y que, a su vez, genera una mayor rapidez de enfriamiento cuando impacta con la muestra. Los comportamientos observados en la Figura 5.34 (a)–(b) permiten determinar que el diámetro es la variable dependiente al presentar la mayor diferencia en el flux de calor, al incrementar el diámetro de las muestras.

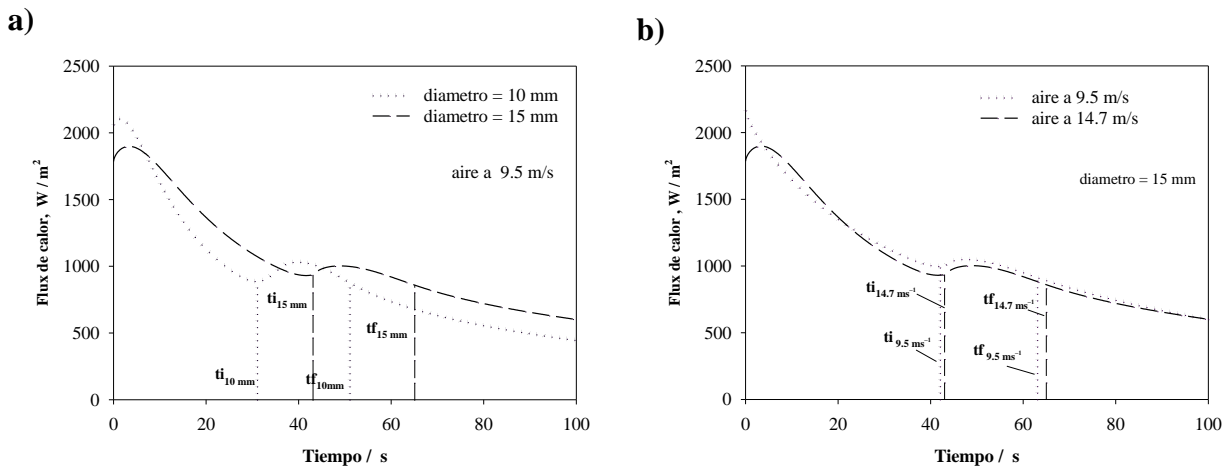


Figura 5.34. Flux de calor estimado mediante la solución del problema inverso de conducción de calor en función del (a) diámetro y la (b) velocidad de aire.

5.5.2 Estimación de la Historia Térmica

En la Figura 5.35 (a)–(d) se observa la historia térmica experimental de cada muestra analizada, así como la historia térmica predicha por el modelo de simulación. Como se apreció en las Figuras 5.34 (a)–(b), el modelo permite calcular el incremento en el flujo de calor (recalescencia) debido a la transformación de austenita en perlita como un cambio positivo en la pendiente de la curva representándose como un incremento en la temperatura. La temperatura máxima alcanzada en el período de recalescencia es menor en la historia térmica experimental que en la predicha con el modelo. Esta diferencia radica en el cálculo del coeficiente de transferencia de calor global a través

de la condición de frontera por convección forzada, ya que también considera las pérdidas de calor por radiación calculadas a partir de la ec. (4.5). Sin embargo, la temperatura de inicio de transformación estimada por el modelo tiene concordancia con la experimental, por lo que, se demuestra que el modelo puede utilizarse para estimar las historias térmicas bajo condiciones de convección forzada.

Las temperaturas de inicio y fin de transformación calculadas por el modelo, se pueden observar en la **Figura 5.35 (a)–(d)** y se determinan comparando las historias térmicas con las curvas sigmoides de la fracción en volumen de perlita transformada calculadas por el modelo cinético, considerando que la temperatura de inicio coincide cuando la fracción de perlita es de 0.01 y 0.99.

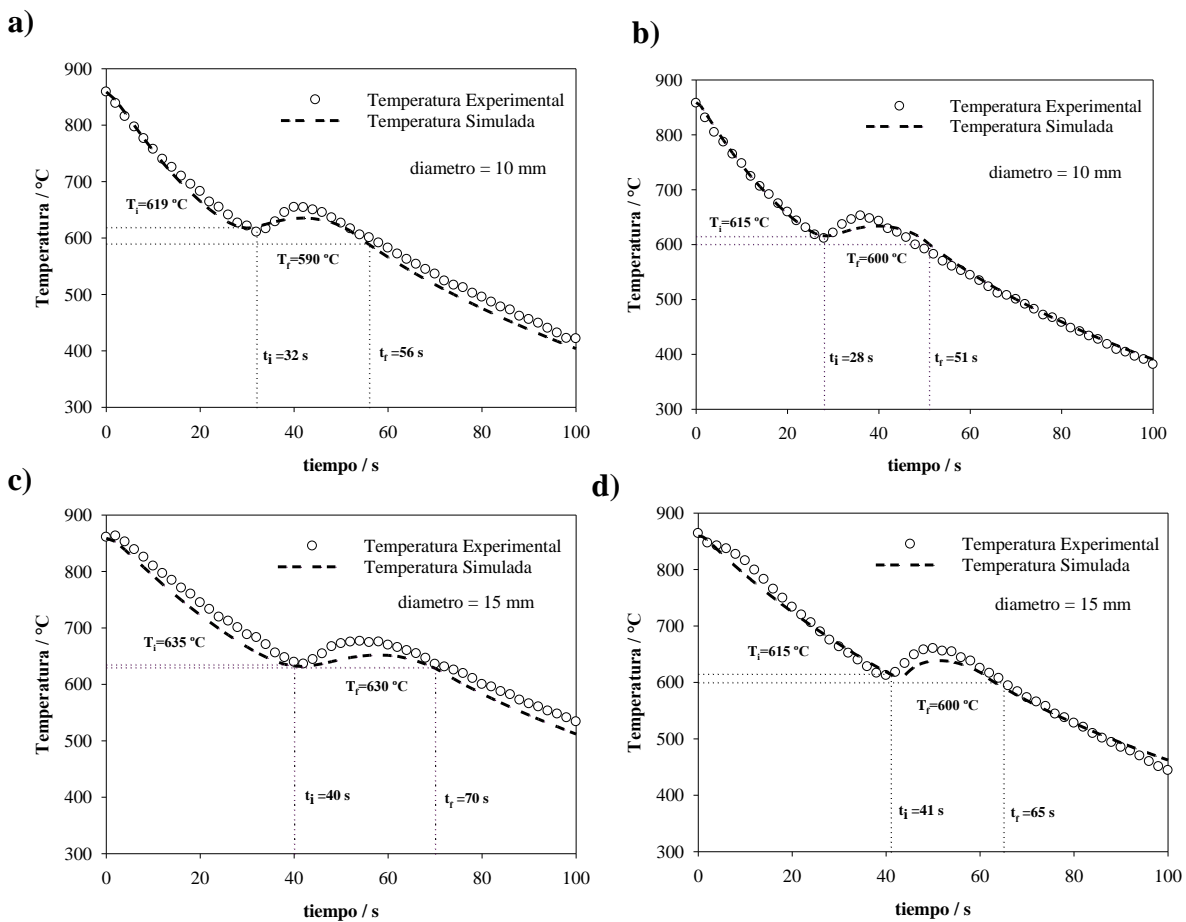


Figura 5.35. Comparación entre las historias térmicas experimentales y estimadas con el modelo de simulación para las muestras y condiciones establecidas.

5.5.3 Estimación de la Evolución Microestructural de la Perlita

La historia térmica estimada con el modelo de simulación y la curva sigmoide que describe el grado de transformación de la perlita se observan en la **Figura 5.36 (a)–(b)** como una función del diámetro de la muestra de acero. Para el caso de una muestra de 10mm de diámetro enfriada a una velocidad de 7.8 m/s, el inicio de transformación ocurre a los 32 s de iniciar el enfriamiento, hasta alcanzar el 100 % de la transformación a los 56 s. Para la muestra del mismo diámetro, enfriada a una velocidad de 9.5 m/s, el inicio de la transformación ocurre a los 28 s posteriores al inicio de su enfriamiento, concluyendo a los 51 s. Para la muestra de 15 mm de diámetro bajo la misma condición de enfriamiento, la transformación no inicia sino hasta los 40 s, llegando al 100% de transformación 70 s después del inicio del enfriamiento. El efecto del incremento en el diámetro de la muestra se observa como un aumento en los tiempos de inicio de transformación simulados t_{i-s} , y por consecuencia, el tiempo total de transformación Δt_T , el cual se define como la diferencia entre el tiempo final t_{f-s} y de inicio de transformación t_{i-s} .

El tiempo total de transformación Δt_T , pasó de 23 a 30 s al aumentar el diámetro en 5 mm y el subenfriamiento ΔT calculado respecto a la temperatura de equilibrio, A_{e1} , disminuye de 112 a 92 °C. Esto indica que, al aumentar el diámetro de la muestra, la cantidad de calor por unidad de volumen es mayor en comparación a la muestra de 10 mm, por lo que, el tiempo total de transformación se incrementa al reducirse la rapidez de enfriamiento. Lo anterior, se confirma con el valor subenfriamiento requerido; es decir, al reducirse la rapidez de enfriamiento en la muestra, el ΔT disminuye debido a que existe una mayor cantidad de calor para que ocurra la transformación de austenita en perlita.

El efecto de la velocidad del aire sobre los tiempos para alcanzar el 100% de la transformación perlítica se observa en la **Figura 5.36 (c)–(d)** para las muestras de 15 mm de diámetro enfriadas a diferente velocidad. Para la muestra enfriada a 14.7 m/s, el Δt_T es menor a medida que la velocidad aumenta, observándose una mayor recalcancia en la muestra, como se ilustra en la **Figura 5.36 (d)**, en comparación con la muestra del mismo diámetro indicada en la **Figura 5.36 (c)**. Por otra parte, la temperatura de inicio de transformación T_{ini} también disminuye al aumentar la velocidad del aire debido principalmente a una mayor rapidez de enfriamiento. Esto indica que, al aumentar

la velocidad del aire, el inicio de transformación se recorre a temperaturas más bajas y tiempos más cortos. También se puede observar que a pesar de aumentar la velocidad hasta 14.7 m/s, la transformación se completa por arriba de los 60 s de enfriamiento, como se aprecia en la fracción en volumen de perlita transformada, por lo que el diámetro es la variable controlante, ya que independiente de incrementar la capacidad de extracción de calor mediante la velocidad del aire y el área de transferencia, la transformación de perlita se retrasa.

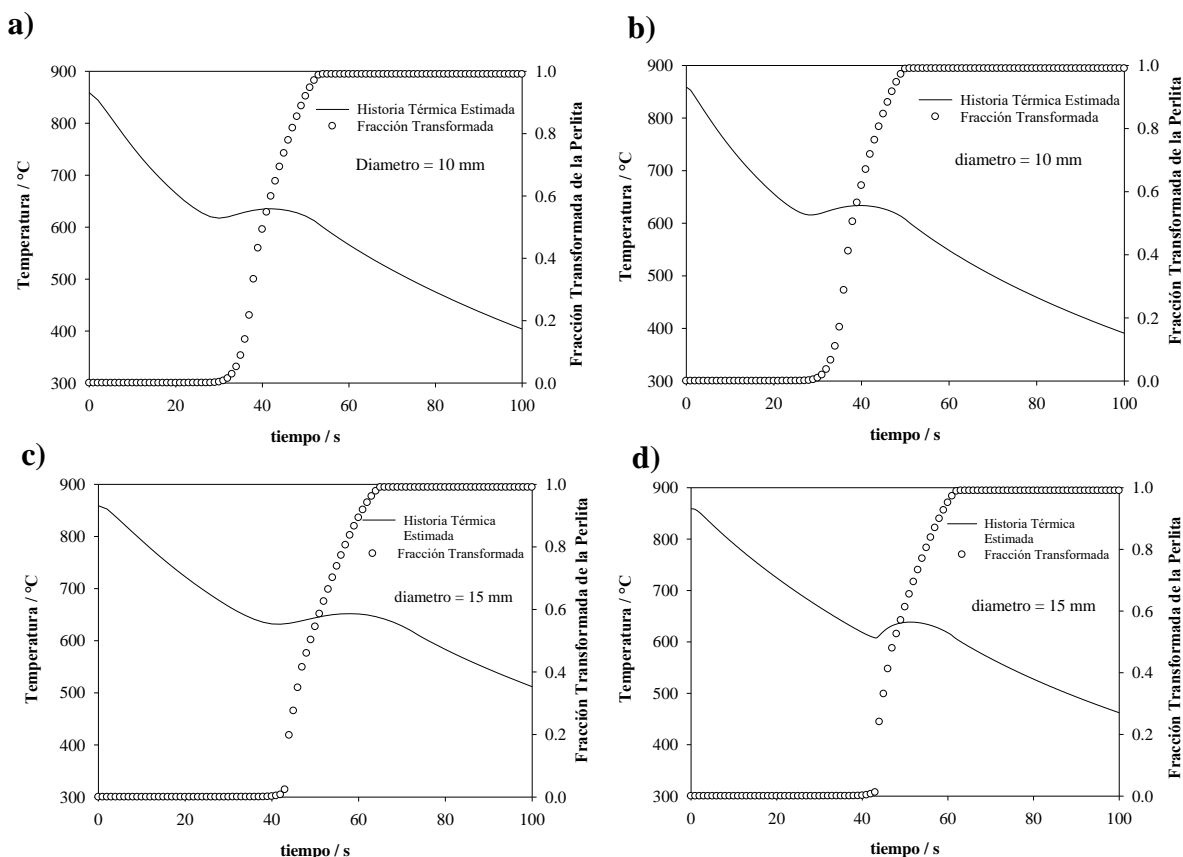


Figura 5.36. Evolución microestructural de la perlita sobrepuesta sobre la historia térmica estimada de cada una de las muestras variando el diámetro y la velocidad de aire.

En la **Figura 5.37 (a)–(d)** se observan las micrografías obtenidas por MEB del centro geométrico de las muestras, analizadas posterior al tratamiento térmico, esto con el objetivo de validar de forma indirecta los resultados de la simulación con las mediciones del espaciamiento interlamilar para cada condición de enfriamiento. La microestructura en las cuatro muestras revela la presencia de perlita en colonias de diferentes tamaños, así como la completa transformación de perlita en las condiciones analizadas. En la **Tabla 5.7** se muestran los resultados del espaciamiento interlamilar

y microdureza promedio en HV, y su relación con los parámetros microestructurales calculados a partir del modelo propuesto. La diferencia entre el espaciamiento interlaminar de cada muestra está determinada por la rapidez de enfriamiento y el subenfriamiento; ambos parámetros son gobernados por la velocidad de aire y el diámetro de las probetas.

Se observó que un incremento en la velocidad conlleva a una mayor rapidez de enfriamiento, así como subenfriamiento, disminuyendo el espaciamiento interlaminar [14], como se pudo observar en las probetas 1 y 2 de la Tabla 5.7, ambas con un diámetro de 10 mm y los valores más bajos de espaciamiento interlaminar. Sin embargo, para las probetas 3 y 4, un incremento en el diámetro, incrementa el espaciamiento interlaminar aún a velocidades de 14.7 m/s. La microdureza promedio mostró una correlación lineal con el grado de subenfriamiento; a medida que este último se incrementa, fueron más altos los valores de microdureza, lo cual se observó al comparar las probetas 3 y 4. La probeta 3 mostró el valor más bajo de microdureza promedio debido a la disminución en el subenfriamiento, como efecto del diámetro de la probeta.

Tabla 5.7 Parámetros microestructurales para las condiciones de enfriamiento analizadas.

Probeta	D (m)	V_a (m/s)	T_{ini} (°C)	t_{i-s} (s)	ΔT	Δt_T (s)	S_p (nm)	HV_{0.1/15}
1	0.010	7.8	619	32	108	24	110±15	337±10
2	0.010	9.5	615	28	112	23	100±10	343±10
3	0.015	9.5	635	40	92	30	180±17	313±11
4	0.015	14.7	615	41	112	24	170±16	343±12

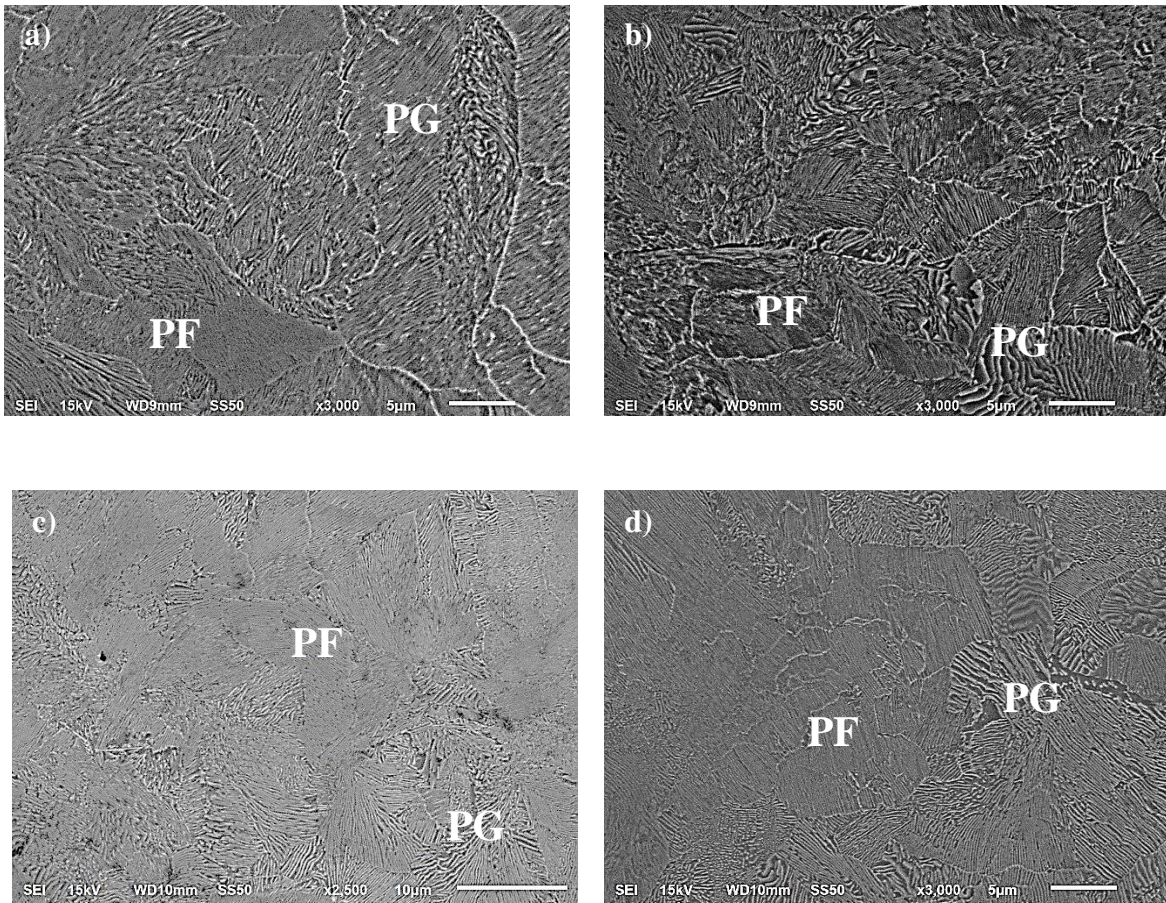


Figura 5.37. Micrografías de SEM mostrando los diferentes tamaños de colonia de perlita para (a) probeta 1; (b) probeta 2; (c) probeta 3; and (d) probeta 4.

Conclusiones

A través de los datos obtenidos con el ensayo Jominy para los aceros A, B y C, fue posible calcular experimentalmente temperaturas de inicio y fin de transformación, encontrando que a medida que se incrementa la rapidez de enfriamiento en la probeta, se reduce el espaciado interlaminar de la perlita en zonas donde se encontró dicho microconstituyente. Las historias térmicas, sumadas al análisis de a los análisis de microscopía electrónica de barrido (MEB), nanoindentación y ensayos de microdureza, permitieron la construcción de diagramas CTT experimentales para los tres aceros.

La adición de cromo y molibdeno en los aceros B y C, redujo las temperaturas de inicio y fin de transformación de la perlita, incrementando la rapidez de enfriamiento en cada una de las zonas analizadas en las probetas del ensayo Jominy. Esta reducción en la rapidez de enfriamiento, redujo el espaciado interlaminar e incrementó los valores de microdureza medidos. Este comportamiento se presentó debido al efecto que tienen el cromo y molibdeno en la templabilidad de los aceros.

La formación de carburos en los aceros B y C se estudió a través de MEB y nanoindentación, encontrando que su formación se presenta a rapidezces de enfriamiento menores a $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

A partir de los resultados de ensayos de tensión y análisis por microscopía electrónica de barrido, fue posible determinar una correlación entre la tensión máxima y el espaciado interlaminar, estableciendo que a medida que este último disminuye, tanto el límite de cedencia como la tensión máxima, incrementan sus valores.

Fue posible construir un modelo acoplado térmico-microestructural a partir de historias térmicas obtenidas experimentalmente durante el enfriamiento por convección forzada de barras cilíndricas de aceros completamente perlíticos.

Se comprobó que es posible calcular la condición de frontera térmica de manera experimental y cuantificar la extracción de calor por convección forzada. Además, se acopló el modelo JMAK para estimar la evolución microestructural de austenita a perlita mediante rutinas de usuario UDF's y la condición de frontera térmica de manera simultánea en Fluent®.

Las historias térmicas estimadas se validaron con las historias experimentales llegando a la conclusión de que el modelo de simulación tiene la capacidad de predecir de manera satisfactoria la evolución microestructural de la perlita, la cual se verificó a través de análisis metalográfico para revisar el efecto del diámetro y la velocidad de aire.

De forma experimental se observó que un incremento en la velocidad del aire suministrado, permite incrementar la rapidez de enfriamiento y reducir el espaciado interlaminar de la perlita. Sin embargo, este incremento está limitado por el efecto del diámetro de la probeta. En las muestras de 15 mm de diámetro, el tiempo necesario para llevar al 100 % de la transformación perlítica fue de hasta 70 s posteriores al inicio del enfriamiento, por lo cual es necesario incrementar la extracción de calor para reducir los tiempos de transformación.

Referencias

- [1] M. Kazeminezhad and A. Karimi Taheri, “The effect of controlled cooling after hot rolling on the mechanical properties of a commercial high carbon steel wire rod,” *Mater. Des.*, vol. 24, no. 6, pp. 415–421, 2003, doi: 10.1016/S0261-3069(03)00095-5.
- [2] I. Jain, S. Lenka, S. K. Ajmani, and S. Kundu, “An approach to heat transfer analysis of wire loops over the stelmor conveyor to predict the microstructural and mechanical attributes of steel rods,” *J. Therm. Sci. Eng. Appl.*, vol. 8, no. 2, 2016, doi: 10.1115/1.4032709.
- [3] Ternium, “Manual Laminación Largos,” *Planta*, vol. 1, pp. 1–24.
- [4] A. Lindemann, J. Schmidt, and H. Boye, “Numerical simulation and infrared-thermographic measurement of the cooling of wire rod,” *Heat Transf.*, vol. 4, pp. 735–740, 2002.
- [5] G. Langford, “Deformation of pearlite,” *Metall. Trans. A*, vol. 8, no. 6, pp. 861–875, 1977, doi: 10.1007/BF02661567.
- [6] J. J. Kramer, G. M. Pound, and R. F. Mehl, “The free energy of formation and the interfacial enthalpy in pearlite,” *Acta Metall.*, vol. 6, no. 12, pp. 763–771, 1958, doi: 10.1016/0001-6160(58)90051-8.
- [7] H. Izumida, K. Shimizu, S. Takamura, Y. Shimoda, O. Momozawa, and T. Murai, “Development of high-strength steel wire with superior weldability,” *SEI Tech. Rev.*, no. 75, pp. 141–145, 2012.
- [8] L. Hong *et al.*, “A three-dimensional mathematical model to predict air-cooling flow and temperature distribution of wire loops in the Stelmor air-cooling system,” *Applied Thermal Engineering*, vol. 116, pp. 766–776, 2017, doi: 10.1016/j.applthermaleng.2017.02.025.
- [9] J. Huang *et al.*, “Effect of controlled cold air distribution on temperature profile and phase transformation of wire loops in the Stelmor air-cooling process,” *Appl. Therm. Eng.*, vol. 143, no. July, pp. 340–349, 2018, doi: 10.1016/j.applthermaleng.2018.07.109.
- [10] I. Jain, S. Lenka, S. K. Ajmani, and S. Kundu, “An Approach to Heat Transfer Analysis of Wire Loops Over the Stelmor Conveyor to Predict the Microstructural and Mechanical Attributes of Steel Rods,” *J. Therm. Sci. Eng. Appl.*, vol. 8, no. 2, p. 021019, 2016, doi: 10.1115/1.4032709.

- [11] B. Chalmers, *Metalurgia Física*, Segunda Ed. 1959.
- [12] G. Krauss, “Steels - Processing, Structure, and Performance,” pp. 39–60, 2015, doi: 10.1361/spsap2005p033.
- [13] H. K. D. H. B. S.J.Jones, “Kinetics of the Simultaneous Decomposition of Austenite into Several Transformation Products,” vol. 6454, no. 96, 1997.
- [14] C. Zener, “Kinetics of the Decomposition of Austenite,” *Met. Technol.*, no. January, pp. 550–595, 1945, doi: 10.1016/0026-0657(94)92088-5.
- [15] M. Dollar, I. M. Bernstein, and A. W. Thompson, “Influence of deformation substructure on flow and fracture of fully pearlitic steel,” *Acta Metall.*, vol. 36, no. 2, pp. 311–320, Feb. 1988, doi: 10.1016/0001-6160(88)90008-9.
- [16] C. M. Bae, C. S. Lee, and W. J. Nam, “Effect of carbon content on mechanical properties of fully pearlitic steels,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 18, no. 11, pp. 1317–1321, 2002, doi: 10.1179/026708302225007556.
- [17] M. Umemoto, Z. G. Liu, S. Sugimoto, and K. Tsuchiya, “Tensile Stress-Strain Analysis of Single-Structure Steels,” vol. 31, no. July, 2000.
- [18] A. R. Marder and G. Krauss, “The Effect of Morphology on The Strength of Lath Martensite,” *Proc. Int. Conf. Strength Met. Alloy.*, vol. 7, no. March, pp. 822–823, 1970.
- [19] B. L. Bramfitt and B. S. Corporation, “Structure / Property Relationships in Irons and Steels,” *Met. Handb. Desk Ed. Second Ed.*, pp. 153–173, 1998.
- [20] J. M. Hyzak and I. M. Bernstein, “The role of microstructure on the strength and toughness of fully pearlitic steels,” *Metall. Trans. A*, vol. 7, no. 7, pp. 1217–1224, 1976, doi: 10.1007/BF02656606.
- [21] P. Carlone, G. S. Palazzo, and R. Pasquino, “Finite element analysis of the steel quenching process: Temperature field and solid-solid phase change,” *Comput. Math. with Appl.*, vol. 59, no. 1, pp. 585–594, 2010, doi: 10.1016/j.camwa.2009.06.006.
- [22] S. Serajzadeh, “Modelling of temperature history and phase transformations during cooling of steel,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 146, no. 3, pp. 311–317, 2004, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2003.11.010.
- [23] T. T. Pham, E. B. Hawbolt, and J. K. Brimacombe, “Predicting the onset of transformation under noncontinuous cooling conditions: Part I. Theory,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 26, no. 8, pp. 1987–1992, 1995, doi: 10.1007/BF02670670.

- [24] T. T. Pham, E. B. Hawbolt, and J. K. Brimacombe, “Predicting the Onset of Transformation under Noncontinuous Cooling Conditions - Part II. Application to the Austenite Pearlite Transformation.pdf,” vol. 26, no. August, pp. 1987–1992, 1995.
- [25] O. Vázquez-Gómez; J. Barrera-Godínez; B. Hernández-Morales; H. Vergara-Hernández; E. López-Martínez, “Mathematical Model of Thermal and Microstructural Evolution during Austempering of Ductile Iron,” *Mater. Perform. Charact. 1*, vol. 1, pp. 1–14, 2012.
- [26] M. Victor Li, D. V. Niebuhr, L. L. Meekisho, and D. G. Atteridge, “A computational model for the prediction of steel hardenability,” *Metall. Mater. Trans. B Process Metall. Mater. Process. Sci.*, vol. 29, no. 3, pp. 661–672, 1998, doi: 10.1007/s11663-998-0101-3.
- [27] E. B. Hawbolt; B. Chau; J. K. Brimacombe, “Kinetics of austenite-pearlite transformation in eutectoid carbon steel,” *Metall. Trans. A*, vol. 14, no. 9, pp. 1803–1815, 1983, doi: 10.1007/BF02645550.
- [28] M. Umemoto, K. Horoichi, and I. Tamura, “Transformation Kinetics of Bainite During Isothermal Holding and Continuous Cooling,” *Tetsu-To-Hagane/Journal Iron Steel Inst. Japan*, vol. 68, no. 3, pp. 461–470, 1982, doi: 10.2355/tetsutohagane1955.68.3_461.
- [29] M. P. Puls and J. S. Kirkaldy, “The pearlite reaction,” *Metall. Trans.*, vol. 3, no. 11, pp. 2777–2796, 1972, doi: 10.1007/BF02652844.
- [30] J. Apraiz, *Aceros Especiales y otras aleaciones*, Cuarta Edi. 1971.
- [31] T. Materials and I. Company, *ASM Handbook Vol 9 Metallography and Microstructures*. 1992.
- [32] M. Pietrzyk and R. Kuziak, “Computer aided interpretation of results of the Jominy test,” *Arch. Civ. Mech. Eng.*, vol. 11, no. 3, pp. 707–722, 2011, doi: 10.1016/s1644-9665(12)60111-3.
- [33] ASTM International, “Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel 1,” *ASTM Int.*, vol. 10, no. Reapproved 2014, pp. 1–26, 2016, doi: 10.1520/A0255-10R14.1.
- [34] Karl-Erik Thelning, “Steel and its Heat Treatment, Bofors Handbook,” in *Steel and its Heat Treatment*, Elsevier, 1975, pp. 126–176.
- [35] P. K. Agarwal and J. K. Brimacombe, “Mathematical model of heat flow and austenite-pearlite transformation in eutectoid carbon steel rods for wire,” *Metall. Trans. B*, vol. 12, no. 1, pp. 121–133, 1981, doi: 10.1007/BF02674765.
- [36] P. C. Campbell, E. B. Hawbolt, and J. K. Brimacombe, “Microstructural engineering

- applied to the controlled cooling of steel wire rod: Part III. Mathematical model-formulation and predictions,” *Metall. Trans. A*, vol. 22, no. November, pp. 2791–2805, 1991, doi: 10.1007/BF02851373.
- [37] P. C. Campbell, E. B. Hawbolt, and J. K. Brimacombe, “Microstructural engineering applied to the controlled cooling of steel wire rod: Part I. Experimental design and heat transfer,” *Metall. Trans. A*, vol. 22, no. 11, pp. 2769–2778, 1991, doi: 10.1007/BF02851371.
- [38] P. C. Campbell, E. B. Hawbolt, and J. K. Brimacombe, “Microstructural engineering applied to the controlled cooling of steel wire rod: Part II. Microstructural evolution and mechanical properties correlations,” *Metall. Trans. A*, vol. 22, pp. 2779–2790, 1991, doi: 10.1007/BF02851372.
- [39] R. D. Morales, R. D. Morales, A. G. López, and M. Olivares, “MATHEMATICAL MODEL OF STELMOR Mathematical simulation of Stelmor process,” no. January 1991, 2014.
- [40] A. Lindemann and J. Schmidt, “ACMOD-2D - A heat transfer model for the simulation of the cooling of wire rod,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 169, no. 3, pp. 466–475, 2005, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.04.073.
- [41] ASTM, “Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel 1,” pp. 1–26, 2015, doi: 10.1520/A0255-10R14.1.
- [42] ASTM, “Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials 1,” pp. 1–27, 2010, doi: 10.1520/E0008.
- [43] K. Babu and T. S. Prasanna Kumar, “Comparison of austenite decomposition models during finite element simulation of water quenching and air cooling of AISI 4140 steel,” *Metall. Mater. Trans. B Process Metall. Mater. Process. Sci.*, vol. 45, no. 4, pp. 1530–1544, 2014, doi: 10.1007/s11663-014-0069-0.
- [44] S. J. Lee, E. J. Pavlina, and C. J. Van Tyne, “Kinetics modeling of austenite decomposition for an end-quenched 1045 steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 13–14, pp. 3186–3194, 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.01.081.
- [45] F.M.B. Fernandes; S. Denis. A. Simon, “Mathematical model coupling phase transformation and temperature evolution during quenching of steels,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 1, no. October, pp. 838–844, 1985.
- [46] J. J. Kramer, G. M. Pound, and R. F. Mehl, “The free energy of formation and the interfacial





- enthalpy in pearlite,” *Acta Metall.*, vol. 6, no. 12, pp. 763–771, 1958, doi: 10.1016/0001-6160(58)90051-8.
- [47] P. Carlone, G. S. Palazzo, and R. Pasquino, “Finite element analysis of the steel quenching process: Temperature field and solid-solid phase change,” *Comput. Math. with Appl.*, vol. 59, no. 1, pp. 585–594, 2010, doi: 10.1016/j.camwa.2009.06.006.
- [48] M. P. Puls *et al.*, “Effect of Cooling Rate and Alloying on the Transformation of Austenite,” *Metall. Trans.*, vol. 7, no. 7, pp. 2291–2301, 2002, doi: 10.1007/BF02700982.
- [49] ASM International, *Atlas of isothermal transformation and cooling transformation diagrams*. 1977.
- [50] E. López-Martínez, O. Vázquez-Gómez, H. J. Vergara-Hernández, S. Serna, and B. Campillo, “Mechanical characterization of the welding of two experimental HSLA steels by microhardness and nanoindentation tests,” *Met. Mater. Int.*, vol. 22, no. 6, pp. 987–994, 2016, doi: 10.1007/s12540-016-6271-7.
- [51] V. H. Baltazar Hernandez, S. K. Panda, M. L. Kuntz, and Y. Zhou, “Nanoindentation and microstructure analysis of resistance spot welded dual phase steel,” *Mater. Lett.*, vol. 64, no. 2, pp. 207–210, 2010, doi: 10.1016/j.matlet.2009.10.040.
- [52] J. Li, T. Ohmura, and K. Tsuzaki, “Microstructure effect on nanohardness distribution for medium-carbon martensitic steel,” *Sci. China, Ser. E Technol. Sci.*, vol. 49, no. 1, pp. 10–19, 2006, doi: 10.1007/s11431-004-5228-0.
- [53] E. López-Martínez, O. Vázquez-Gómez, H. J. Vergara-Hernández, S. Serna, and B. Campillo, “Mechanical characterization of the welding of two experimental HSLA steels by microhardness and nanoindentation tests,” *Met. Mater. Int.*, vol. 22, no. 6, pp. 987–994, 2016, doi: 10.1007/s12540-016-6271-7.
- [54] M. Gensamer, E. B. Pearsall, W. S. Pellini, and J. R. Low, “The Tensile Properties of Pearlite, Bainite, and Spheroidite,” *Metallogr. Microstruct. Anal.*, vol. 1, no. 3–4, pp. 171–189, 2012, doi: 10.1007/s13632-012-0027-7.
- [55] S. B. Luyckx, *Fractography: a Tool for Failure Analysis*. Pergamon Press Ltd, 2014.
- [56] M. Wang, F. Zhang, and Z. Yang, “Effects of alloying elements and cooling rates on the high-strength pearlite steels,” *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, vol. 33, no. 14, pp. 1673–1680, 2017, doi: 10.1080/02670836.2017.1312209.

Anexos

Publicaciones y Aportes

Article

Numerical Simulation of Wire Rod Cooling in Eutectoid Steel under Forced-Convection

Montserrat Sofía López-Cornejo ¹, Héctor Javier Vergara-Hernández ^{1,*}, Sixtos Antonio Arreola-Villa ², Octavio Vázquez-Gómez ^{1,3} and Martín Herrejón-Escutia ⁴

- ¹ Tecnológico Nacional de México/I.T.Morelia, Av. Tecnológico 1500, Col. Lomas de Santiaguito, Morelia 58120, Mexico; monserrat.lc@morelia.tecnm.mx (M.S.L.-C.); octavio.vg@morelia.tecnm.mx (O.V.-G.)
² Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Barranquilla S/N Col. Guadalupe, Monclova 25280, Mexico; svilla@uadec.edu.mx
³ Consejo Nacional de Ciencias y Tecnología, Av. Insurgentes Sur 1582, Crédito Constructor, Ciudad de México 03940, Mexico
⁴ Facultad de Ingeniería Mecánica, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Av. Francisco J. Múgica S/N, Morelia 58030, Mexico; 0203089g@umich.mx
 * Correspondence: hector.vh@morelia.tecnm.mx; Tel.: +52-443-335-7888

Abstract: A coupled thermal-microstructural simulation model was developed to estimate the thermal history in a eutectoid steel wire rod under continuous cooling and forced-convection. The model coupled the phenomena of heat transfer, phase transformation and estimation of the cooling bound-acquired and used to calculate the forced-convection heat transfer coefficients through the solution of the Inverse Heat Conduction Problem, while the phase transformation was approximated with the Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov (JMAK) kinetic model. From the heat transfer coefficients and the kinetic parameters, a user-defined function (UDF) was coded and employed in the ANSYS Fluent[®] software. The model results were compared and validated with the experimental histories, obtaining a good agreement between both responses, while the microstructural evolution of the pearlite was validated using Scanning Electron Microscopy (SEM) and Vickers microhardness. It was found that specimen diameter and air velocity are the main variables to modify the undercooling and therefore the pearlite interlamellar spacing.

Keywords: numerical simulation; eutectoid steel; pearlite; forced convection; phase transformation



Citation: López-Cornejo, M.S.; Vergara-Hernández, H.J.; Arreola-Villa, S.A.; Vázquez-Gómez, O.; Herrejón-Escutia, M. Numerical Simulation of Wire Rod Cooling in Eutectoid Steel under Forced-Convection. *Metals* **2021**, *11*, 224. <https://doi.org/10.3390/met11020224>

Received: 29 December 2020

Accepted: 21 January 2021

Published: 28 January 2021

Publisher's Note: MDPI stays neutral with regard to jurisdictional claims in published maps and institutional affiliations.



Copyright: © 2021 by the authors. Licensee MDPI, Basel, Switzerland.

1. Introduction

Fully pearlitic high carbon steels are employed in applications that demand high tensile strength and ductility such as tire reinforcements, saw cables, prestressed concrete, and piano wires [1,2]. These mechanical properties are closely related to the interlamellar spacing between the ferrite and cementite which compose the pearlite; as this parameter decreases, the plastic limit and the maximum yield stress increase [3–6].

The continuous cooling that takes place in the controlled cooling conveyor is one of the most complex processes for the industrial production of high carbon steel wire rod. This process starts in the laying head, where the rod from hot rolling is looped continuously into coils and placed on the line where temperatures between 850 and 950 °C are measured. Subsequently, the coil is then cooled using forced air through fans installed in the lower

Pearlite Spheroidization and Its Relationship with Tensile Strength in Hypoeutectoid Steels

Mrs. Monserrat Sofía López-Cornejo, Dr. Héctor Javier Vergara-Hernández, Dr. Pedro Garnica-González, Dr. Octavio Vázquez-Gómez
TECNOLOGICO NACIONAL DE MÉXICO/I. T. Morelia, Morelia, Michoacán, México.

Dr. Sixtos Antonio Arreola-Villa
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE COAHUILA, Monclova, Coahuila, México.

Abstract

One steel containing 0.6 wt pct C, 0.78 wt pct Mn, and 0.32 wt pct Cr was austenitized at 840 °C for 1 hour and cooled at two rates. Microstructural evaluation by light optical and scanning electron metallography showed a change in the pearlite microstructure. Cooling in air as compared to furnace cooling reduced the pearlite interlamellar spacing and increased the hardness. The slower cooling resulted in a lower tensile strength, higher tensile elongation, and a different fracture appearance.

Introduction

Pearlite is a microconstituent that consists of ferrite and cementite laminated in a lamellar arrangement. that is used in applications where high tensile strength and ductility required [1]. The strength of pearlite would be expected to increase as the interlamellar spacing is decreased. Gensamer [2] y Woodhead [3] showed the relationship between yield stress of eutectoid plain carbon steel and the free ferrite path in the pearlite. Their work confirmed a relationship inversely proportional between interlamellar spacing and undercooling that concluded that both the yield strength and the ultimate tensile stress (UTS) can be determined with the reciprocal of the square root of the interlamellar spacing or of the degree of undercooling.

In a similar way, for hypoeutectoid steels, the tensile strength can be determined directly by the interlamellar spacing of the pearlite. In a general form, strength has been observed to follow a relationship similar to Hall-Petch type with the interlamellar spacing instead grain size, considering a constant for hypoeutectoid steels and the interlamellar spacing measurement in nm [4]. Nevertheless, the ferrite-pearlite structure observed in hypoeutectoid steels affects the ductility in comparison with fully pearlitic steels, besides strength, which has not been express with a relationship before [5].

Additions of alloying elements, specially Cr, is an effective way to improve the strength of pearlitic steel wires. The refinement of the interlamellar spacing due to a Cr addition effectively increases the strength of patented wire. [6]. However, Cr addition can modify the equilibrium conditions or the kinetics

of the transformations in non-isothermal conditions, making them slower. This may be because they are less soluble in ferrite than in austenite, or to form carbides in competition with cementite. The other carbides do not act as effective nuclei for the formation of cementite and slow down the nucleation processes [7].

This work studies the effect of cooling on interlamellar spacing and mechanical properties obtained through standard tensile test of hypoeutectoid steels, with the objective of increasing the ultimate tensile strength.

Experimental development

Rectangular ingots of 3 kilograms and 25.4 mm diameter were produced by casting in the laboratory with the chemical composition by weight shown in Table 1. During the melting process before casting, carbon and sulfur content were controlled by LECO CS 200 equipment and chemical composition was determined by spark spectrometry with SPECTROMAX LMM14.

Table 1: Chemical composition (wt pct) of the steel studied

Chemical composition (%wt) of the steel studied							
C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	Cu	EC
0.60	0.38	0.78	0.32	0.00	0.06	0.032	0.82

Once the ingots completely solidified, in order to control and reduce grain size, the ingots were rolled at 1100°C to obtain 50% of reduction, going from 25.4 mm to 12.7 diameter, and then cooled at ambient air. For the heat treatment procedure, the first step was to determine the austenization temperature through dilatometry for the steel under study. The furnace employed for the annealing process works in a heating rate of 17 °C/min, so this condition was reproduced in a LINSEIS L75V vertical dilatometer in cylindrical pieces of 5 mm diameter and 15 mm of length. Thus, it was established that the A₁ temperature for a steel with 0.66% C was 728 °C and the A₃ temperature, where there is only austenite, was 766 °C at a heating rate of 17 °C/s.

PEARLITE SPHEROIDIZATION AND ITS RELATIONSHIP WITH TENSILE STRENGTH.

Mrs. Monserrat Sofia López-Cornejo, Dr. Héctor Javier Vergara-Hernández, Dr. Pedro Garnica-González, Dr. Octavio Vázquez-Gómez¹, Dr. Sixtos Antonio Arreola-Villa²

¹TECNOLOGICO NACIONAL DE MÉXICO/I T Morelia, Morelia, Michoacán, México.
²UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE COAHUILA, Monclova, Coahuila, México.

Keywords: spheroidization, pearlite, tensile strength

Abstract

In this work, continuous cooling treatments were carried out in steels with 0.75% C, with the aim of characterizing the spheroidal pearlite obtained in slow cooling treatments and its relationship with the ultimate tensile strength (UTS). With the use of Scanning Electron Microscopy, the pearlite interlamellar spacing for each cooling condition was determined, as well as the diameter of the pearlite colony. Also, with the Abrams method of three circles and the ASTM E-122 Standard, the prior austenitic grain size was determined for the mixture of present phases. With the microstructural parameters and the results obtained through tensile tests, it was determined that the ultimate tensile strength increases with the cooling rate in spheroidization process.

Introduction

Pearlite is a ferrite and cementite lamellar compound, produced during isothermal or continuous cooling transformations of austenite in eutectoid steels. The ferrite and cementite lamellae are oriented parallel to each other growing a colony region [1]. A high density of pearlite colonies results in an increase in the austenite-pearlite interface area, and a smaller interlamellar spacing results in a higher energy in the ferrite-cementite interface [2].

According to several authors [3]–[6], the spheroidization process promotes the coalescence of cementite lamellas to form spheroid particles in medium and high-carbon steels having a microstructure containing coarse pearlite. This process results from a decrease in the superficial energy, the particles that grow preferentially and take a spherical form are commonly located in the grain boundaries, although some particles can remain in the matrix. The grain boundaries are preferential sites because there is greater diffusion in these areas.

As an heterogeneous mechanism, the spheroidization process generates areas where the cementite is completely spheroidal, while, in others, the lamellas are thinner. A slow diffusion that occurs



ESTUDIO MICROESTRUCTURAL DE ACEROS ALTO CARBONO PARA APLICACIONES ESTRUCTURALES

Montserrat Sofía López Cornejo¹⁾, Héctor Javier Vergara Hernández¹⁾, Pedro Garnica González¹⁾, Octavio Vázquez Gómez¹⁾, Sixto Antonio Arreola Villa²⁾ y Jennifer de la Concepción Merlo Ramírez³⁾.

¹⁾TECNOLÓGICO NACIONAL DE MÉXICO/ I.T. Morelia, Morelia, Michoacán, México.

²⁾UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE COAHUILA, Monclova, Coahuila, México.

³⁾TERNIUM MÉXICO, San Miguel Xoxtla, Puebla, México.

Resumen

En este trabajo se realizó la caracterización microestructural de aceros alto carbono a diferentes rapidezces de enfriamiento, con el objetivo de identificar las fases presentes bajo cada condición térmica. Con los datos obtenidos, se construyeron diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT) para la determinación de fases y microconstituyentes. Los datos térmicos analizados se alimentaron en un modelo numérico capaz de optimizar las condiciones de enfriamiento para obtener la rapidez máxima en la cual podemos encontrar la formación de perlita fina, microconstituyente típico de aceros alto carbono completamente perlíticos, que provee una alta resistencia a la tensión en las aplicaciones estructurales.

Introducción

Con el incremento en la competencia de la industria siderúrgica, las empresas están dirigiendo sus esfuerzos hacia el desarrollo de nuevos aceros con mayores propiedades mecánicas y de procesos que ofrezcan estabilidad en la calidad de los productos y por consecuencia, una mejora en su comportamiento mecánico. Esta tendencia no sólo permite ventajas para los usuarios finales, en el caso de productores nacionales, da la pauta para reducir las importaciones de acero y fortalecer el desarrollo de nuevas tecnologías de fabricación de acero.

Los aceros alto carbono completamente perlíticos son utilizados para refuerzos de neumáticos, cables de sierra, cables de hormigón pretensado y alambres de piano, ya que este tipo de aplicaciones demandan alta resistencia a la tensión, ductilidad, resistencia al desgaste y bajo costo de producción [1].

El microconstituyente perlita, relacionado con dichas propiedades, es un compuesto laminar de ferrita y cementita. La alta resistencia de la cementita durante el doblado es utilizada en la perlita al atraparse con las láminas de ferrita, permitiendo así un comportamiento dúctil incluso grandes esfuerzos como los aplicados durante el trefilado. [2]

Por ello, la resistencia a la tensión en estos aceros se rige por diferentes parámetros microestructurales. La resistencia a la tensión es inversamente proporcional al espaciado interlaminar de la perlita (la distancia

DETERMINACIÓN DE COEFICIENTES DE TRANSFERENCIA DE CALOR A TRAVÉS DEL MÉTODO INVERSO

Ing. José Samuel Ponciano Reyes¹, Dr. Héctor Javier Vergara Hernández²,
M.C. Monserrat Sofía López Cornejo³ Dr. Sixtos Antonio Arreola Villa⁴ Dr. Rafael Lara Hernández⁵

RESUMEN— En este trabajo se realizó el estudio del enfriamiento por convección forzada en piezas cilíndricas de acero AISI 304 con diferentes diámetros, bajo condiciones de presión y velocidad de aire controladas. Se construyó un modelo experimental donde se calentaron piezas hasta 950 °C y se les suministró aire forzado a diferentes velocidades para graficar con las respuestas térmicas que provee un termopar tipo K, las historias térmicas características. Con estos datos se aplicó el método inverso para calcular los coeficientes de transferencia de calor por convección, encontrándose que estos aumentan a medida que se incrementa la presión y velocidad del aire suministrado para enfriamiento. El modelo físico construido presenta repetibilidad y reproducibilidad, por lo cual puede ser utilizado para cualquier tipo de acero.

PALABRAS CLAVE—problema inverso de transferencia de calor; AISI 304; convección forzada; espreea.

Introducción

El enfriamiento continuo a través de aire forzado que se realiza en el transportador de espiras Morgan Stelmor® [1] permite llevar a cabo un enfriamiento controlado desde los molinos acabadores de laminación en caliente, contando con la capacidad de procesar una inmensa gama de aceros, tanto bajo, medio, como alto carbono. En el transportador de espiras, el acero inicia su enfriamiento entre los 840 y 940 °C hasta alcanzar los 500°C al final de la línea, que facilitan su manejo para embarque. Para aceros bajo carbono, el aire suministrado por ventiladores colocados en la parte inferior del transportador se encuentra a bajas velocidades para alcanzar las altas temperaturas de transformación típicas de estos aceros [2]. Para el caso de aceros con alto porcentaje de carbono, donde se desea una microestructura perlítica fina [3], se utilizan las velocidades de enfriamiento máximas. Así, la eficacia del proceso de enfriamiento estará relacionada con la temperatura inicial del acero y su tamaño inicial de grano austenítico, el diámetro del alambroón, la geometría de la espira, la velocidad del alambroón a lo largo del transportador, la configuración de los ventiladores (porcentajes de apertura y velocidades del aire) e incluso la composición química del acero.

Para el estudio de los factores relacionados a la transferencia de calor en este proceso, es necesaria la modelación física, lo que permitirá caracterizar a diferentes velocidades de aire los coeficientes de transferencia de calor [4] y así poder determinar las condiciones para producción de acero de un proceso Stelmor® [1], con los resultados obtenidos de los coeficientes de transferencia de calor y las velocidades de los ventiladores [5].

Descripción del Método

Material

Se empleo un acero AISI 304 de sección cilíndrica para realizar los experimentos con diámetros distintos 10, 15 y 20 mm con un barreno en el centro de 1/16” donde se colocó un termopar tipo K para el registro de la historia térmica en cada una de las probetas del acero.

Modelo experimental

Con el objetivo de representar físicamente el enfriamiento con aire forzado en una barra metálica, se construyó un dispositivo experimental integrado por: un compresor (potencia de 1 Hp y salida de presión de aire de 10 a 150 Psi), una estructura metálica donde se coloca la probeta y las espreeas para el enfriamiento, un horno tipo libro.

¹ José Samuel Ponciano Reyes es Alumno de la Maestría en Ciencias en Metalurgia en el Tecnológico Nacional de México/ ITMorelia, Morelia, Michoacán. samy90@hotmail.com (autor correspondiente)

² El Dr. Héctor Javier Vergara Hernández es Profesor-Investigador en el Tecnológico Nacional de México/ ITMorelia, Morelia, Michoacán. hvergarah@yahoo.com

³ La M.C. Monserrat Sofía López Cornejo es Alumna del Doctorado en Ciencias de la Ingeniería en el Tecnológico Nacional de México/ ITMorelia, Morelia, Michoacán. monselopezc@gmail.com

⁴ El Dr. Antonio Sixtos Arreola Villa es Profesor-Investigador del Departamento de Ingeniería Mecánica de la Universidad Autónoma de Coahuila. sxtsaav@gmail.com

⁵ El Dr. Rafael Lara Hernández es profesor-Investigador del Tecnológico Nacional de México/IT Morelia, Morelia Michoacán