



Universidad Autónoma de San Luis Potosí
Facultad de Ingeniería
Centro de Investigación y Estudios de Posgrado

**Efecto del recocido de banda caliente sobre la
microestructura, textura y propiedades magnéticas de
aceros eléctricos con 2.5 %Si**

Tesis

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

Presenta:

Ing. Frida Marcela Villegas Lopez

Asesor:

Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda

Co-asesor:

Dr. Fernando Hernández Navarro

San Luis Potosí, S. L. P.

Diciembre, 2025.





UASLP
Universidad Autónoma
de San Luis Potosí



FACULTAD DE
INGENIERÍA



CENTRO DE
**INVESTIGACIÓN
Y ESTUDIOS
DE POSGRADO**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE SAN LUIS POTOSÍ

FACULTAD DE INGENIERÍA

Área de Investigación y Estudios de Posgrado

DECLARACIÓN

El presente trabajo que lleva por título:

Efecto del recocido de banda caliente sobre la microestructura, textura y propiedades magnéticas de aceros eléctricos con 2.5 %Si

se realizó en el periodo agosto de 2024 a diciembre de 2025 bajo la dirección del Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda y la co-dirección del Dr. Fernando Hernández Navarro

Originalidad

Por este medio aseguro que he realizado el trabajo reportado, y la escritura de este documento de tesis para fines académicos sin ayuda indebida de terceros y sin utilizar otros medios más que los indicados.

Las referencias e información tomadas directa o indirectamente de otras fuentes se han definido en el texto como tales y se ha dado el debido crédito a las mismas.

El autor exime a la UASLP de las opiniones vertidas en este trabajo escrito y asume la responsabilidad total del mismo.

Este trabajo no ha sido sometido como tesis o trabajo terminal a ninguna otra institución nacional o internacional en forma parcial o total, exceptuando el caso cuando existe un convenio específico de doble titulación celebrado entre ambas instituciones.

Se autoriza a la UASLP para que divulgue este documento para fines académicos.

La autora del trabajo escrito, Frida Marcela Villegas López

17 de julio de 2025

**ING. FRIDA MARCELA VILLEGAS LOPEZ
P R E S E N T E.**

En atención a su solicitud de Temario, presentada por el **Dres. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda y Fernando Hernández Navarro**, Asesor y Coasesor de la Tesis que desarrollará Usted, con el objeto de obtener el Grado de **Maestro en Ingeniería en Metalurgia e Ingeniería de Materiales**. Me es grato comunicarle que en la sesión del H. Consejo Técnico Consultivo celebrada el día 17 de julio del presente, fue aprobado el Temario propuesto:

TEMARIO:

"Efecto del recocido de banda caliente sobre la microestructura, textura y propiedades magnéticas de aceros eléctricos con 2.5 %Si"

Introducción

1. Influencia de la composición química, microestructura, textura y condiciones de procesamiento sobre el comportamiento magnético de aceros eléctricos.
2. Metodología empleada para investigar los efectos del tiempo y la temperatura del recocido de banda caliente, sobre la microestructura, textura y propiedades magnéticas de aceros eléctricos con 2.5 %Si.
3. Resultados y discusión de los efectos del tiempo y la temperatura del recocido de banda caliente, sobre la microestructura, textura y propiedades magnéticas de aceros eléctricos con 2.5 %Si.

Conclusiones.

Referencias.

"MODOS ET CUNCTARUM RERUM MENSURAS AUDEBO"

A T E N T A M E N T E

DR. EMILIO JORGE GONZÁLEZ GALVÁN

DIRECTOR



www.uaslp.mx

Av. Manuel Nava 8
Zona Universitaria - CP 78290
San Luis Potosí, S.L.P.
tel. (444) 826 2330 al39
fax (444) 826 2336

Ccp. Archivo
-bvlg

"1945-2025: 80 años formando profesionales de la Ingeniería en beneficio de la sociedad"

AGRADECIMIENTOS.

Se extiende un agradecimiento especial al Instituto de Metalurgia de la Universidad Autónoma de San Luis Potosí, al Centro de Investigación y de Estudios Avanzados Campus Saltillo, y al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, por las facilidades brindadas para el desarrollo de este proyecto de investigación.

Se agradece debidamente el apoyo económico otorgado por parte de la Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (SECIHTI), mediante la beca de posgrado con clave de becario 1286318.

Quiero expresar mi más sincero agradecimiento al Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda y al Dr. Fernando Hernández Navarro por su asesoría, orientación constante y compromiso a lo largo del desarrollo de este proyecto. Asimismo, valoro enormemente las aportaciones de la Dra. Esperanza Elizabeth Martínez Flores, Dr. Salvador Antonio Palomares Sánchez y Dra. Sandra Luz Rodríguez Reyna; sus observaciones, sugerencias y recomendaciones representan una aportación muy importante para este trabajo.

Quiero expresar un especial agradecimiento al personal técnico y administrativo del Instituto de Metalurgia por su disposición, compromiso y acompañamiento a lo largo de las distintas etapas experimentales de este trabajo, en particular doy gracias a:

Lorena Hernández Hernández, Rosa Lina Tovar Tovar, Nubia Arteaga Larios, Antonio Alberto Torres Castillo, Martha Imelda Franco Vázquez, José de Jesús Flores Valdez y Juan Zaragoza Márquez, por su valiosa colaboración en la caracterización de materiales, la preparación, análisis y procesamiento de muestras.

RESUMEN.

El estudio se divide fundamentalmente en tres partes: recocido de banda caliente (en dos etapas), laminación en frío (0.5 mm de espesor) y recocido final (850°C-10, 20 y 30 min). Los resultados obtenidos, se comparan con los obtenidos mediante la ruta de procesamiento convencional (sin HBA), así como con los resultados obtenidos en aceros eléctricos GNO con contenidos de silicio menores al 1.0%. Las técnicas empleadas para la caracterización de las muestras procesadas fueron: microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido, difracción de electrones retrodispersados y magnetometría. Los resultados obtenidos mediante las técnicas de microscopía demuestran que el incremento en la temperatura del recocido de banda caliente causa un incremento en el tamaño de grano y una reducción en el contenido de carbono. Asimismo, los análisis mediante difracción de electrones retrodispersados indican que la textura cristalográfica de muestras sometidas a HBA, es más favorable que la obtenida en muestras sin dicho tratamiento. Estos cambios microestructurales, son consistentes con los resultados obtenidos mediante magnetometría, los cuales muestran que las propiedades magnéticas del producto final se mejoran con la aplicación del HBA. También se observó que las propiedades magnéticas de aceros Fe-2.5%Si son mejores que las reportadas para aceros con contenidos de Si menores al 1.0%.

Las muestras sometidas a recocido de banda caliente en dos etapas (1150°C, 5 min + 1000°C, 60 min), presentan los ciclos de histéresis más estrechos, resultando en las menores pérdidas de energía (2.69 W/kg) y la mayor permeabilidad magnética (5000). Desde el punto de vista científico, la aplicación del HBA causa cambios microestructurales que permiten mejorar las propiedades magnéticas de estos aceros. Desde el punto de vista tecnológico, se pudieron reducir tiempos de recocido de banda caliente reportados en la literatura desde 720 min hasta 65 min (5 min en la primera etapa + 60 min en la segunda etapa). Esto representa una disminución significativa en el tiempo de procesamiento. Lo cual permite concluir que el HBA, representa una ruta alternativa atractiva para el procesamiento de aceros eléctricos GNO Fe-2.5%Si con excelentes propiedades magnéticas.

ABSTRACT.

The study is divided into three main stages: hot band annealing (in two steps), cold rolling (up to 0.5 mm thickness), and final annealing (850°C-10, 20 and 30 min). The results obtained are compared with those obtained using the conventional processing route (without HBA), as well as with the results obtained in GNO electrical steels with silicon contents (less than 1.0%). The techniques used to characterize the processed samples were: optical microscopy, scanning electron microscopy, backscattered electron diffraction, and magnetometry. The results obtained using microscopy techniques demonstrate that the increase in the hot band annealing temperature causes an increase in grain size and a reduction in carbon content. The backscattered electron diffraction analyses indicate that the crystallographic texture of samples subjected to HBA is more favorable than that obtained in samples without this treatment. These microstructural changes are consistent with the results obtained by magnetometry, which show that the magnetic properties of the final product are improved with the application of HBA. Magnetic properties are even better than those reported for steels with HBA, but with lower Si contents (below 1%).

Samples subjected to the two-step hot band annealing (1150°C, 5 min + 1000 °C, 60 min) exhibited the narrowest hysteresis loops, resulting in the lowest energy losses (2.69 W/kg) and the highest magnetic permeability (5000). From a scientific point of view, the application of HBA induces microstructural changes that improve the magnetic properties of these steels. From a technological point of view, the times for HBA reported in the literature were reduced from 720 min to 65 min (5 min in the first step + 60 min in the second step), which represents a significant decrease in processing time. This allows us to conclude that HBA is an attractive alternative processing method for GNO Fe-2.5%Si electrical steels with excellent magnetic properties.

CONTENIDO

AGRADECIMIENTOS.....	i
RESUMEN.....	ii
ABSTRACT.....	iii
LISTA DE SÍMBOLOS, ABREVIATURAS Y ACRÓNIMOS.....	vi
ÍNDICE DE FIGURAS.....	viii
ÍNDICE DE TABLAS.....	xiii
INTRODUCCIÓN.....	1
JUSTIFICACIÓN.....	4
HIPÓTESIS.....	5
OBJETIVOS.....	5
CAPÍTULO 1. INFLUENCIA DE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA, MICROESTRUCTURA, TEXTURA Y CONDICIONES DEL PROCESAMIENTO SOBRE EL COMPORTAMIENTO MAGNÉTICO DE ACEROS ELÉCTRICOS.....	6
1.1 <i>Comportamiento magnético de los aceros eléctricos.....</i>	<i>6</i>
1.2 <i>Factores que afectan las propiedades magnéticas de los aceros eléctricos...8</i>	<i>8</i>
1.2.1 <i>Composición Química.....</i>	<i>9</i>
1.2.2 <i>Microestructura.....</i>	<i>12</i>
1.2.3 <i>Textura cristalográfica.....</i>	<i>13</i>
CAPÍTULO 2. METODOLOGÍA EMPLEADA PARA INVESTIGAR LOS EFECTOS DEL TIEMPO Y LA TEMPERATURA DEL RECOCIDO DE BANDA CALIENTE, SOBRE LA MICROESTRUCTURA, TEXTURA Y PROPIEDADES MAGNÉTICAS DE ACEROS ELÉCTRICOS CON 2.5 %Si.....	18
2.1 <i>Fusión, corte y homogeneizado del lingote.....</i>	<i>19</i>
2.2 <i>Laminación en caliente.....</i>	<i>20</i>
2.3 <i>Recocido de banda caliente.....</i>	<i>22</i>
2.4 <i>Laminación en frío y recocido final.....</i>	<i>26</i>
2.5 <i>Preparación metalográfica y caracterización de muestras.....</i>	<i>27</i>
2.6 <i>Medición de la textura cristalográfica.....</i>	<i>32</i>

CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE LOS EFECTOS DEL TIEMPO Y LA TEMPERATURA DEL RECOCIDO DE BANDA CALIENTE, SOBRE LA MICROESTRUCTURA, TEXTURA Y PROPIEDADES MAGNÉTICAS DE ACEROS ELÉCTRICOS CON 2.5 %Si.....	33
3.1 <i>Recocido de banda caliente.....</i>	33
3.2 <i>Laminación en frío.....</i>	51
3.3 <i>Recocido final.</i>	54
3.4 <i>Textura cristalográfica.....</i>	63
3.5 <i>Propiedades magnéticas.....</i>	69
3.5.1 <i>Ciclos de histéresis.....</i>	69
3.5.2 <i>Remanencia.....</i>	75
3.5.3 <i>Permeabilidad magnética relativa.....</i>	77
3.5.4 <i>Coercitividad.....</i>	79
3.5.5 <i>Pérdidas de energía.....</i>	81
3.5.6 <i>Comparación de las condiciones de HBA y las pérdidas de energía de aceros eléctricos GNO Fe-2.5%Si, con las pérdidas de energía de aceros con contenidos de Si menores al 1%.....</i>	85
CONCLUSIONES.....	87
REFERENCIAS.....	89

LISTA DE SÍMBOLOS, ABREVIATURAS Y ACRÓNIMOS.

GO	Aceros eléctricos de grano orientado, por sus siglas en inglés
GNO	Aceros eléctricos de grano no orientado, por sus siglas en inglés
HBA	Recocido de banda caliente, por sus siglas en inglés
T	Tesla, unidad de inducción magnética
B	Densidad de flujo magnético o inducción magnética
H	Intensidad del campo magnético
μ_r	Permeabilidad magnética relativa
μ_o	Permeabilidad del vacío
W	Pérdidas de energía
W_h	Pérdidas de energía por histéresis
W_e	Pérdidas de energía por corrientes de eddy
W_a	Pérdidas de energía anómalas
W/kg	Watts/kilogramo
B_s	Saturación de inducción magnética
B_r	Inducción magnética remanente
H_c	Campo coercitivo
$\varphi_1, \Phi, \varphi_2$	Ángulos de Euler
h, k, l	Índices de Miller de un plano cristalográfico
u, v, w	Índices de Miller de una dirección cristalográfica
DL	Dirección longitudinal
DN	Dirección normal
DT	Dirección transversal
BCC	Estructura cúbica centrada en el cuerpo, por sus siglas en inglés
FCC	Estructura cúbica centrada en las caras, por sus siglas en inglés
OIM	Microscopía de imágenes de orientación, por sus siglas en inglés
EBSD	Difracción de electrones retrodispersados, por sus siglas en inglés
ODF	Función de distribución de orientación, por sus siglas en inglés
IPF	Figura de polos inversa, por sus siglas en inglés
RGB	Sistema de color utilizado en la imagen digital: rojo, verde y azul, por sus siglas en inglés

MEB	Microscopía electrónica de barrido
MO	Microscopía óptica
CI	Índice de confiabilidad, por sus siglas en inglés
A/m	Ampere/metro, unidad de la intensidad del campo magnético
α	Fase ferrita en el acero con estructura BCC
γ	Fase austenita en el acero con estructura FCC
K_i	Anisotropía magnetocristalina
T	Tesla, unidad de inducción magnética
Fibra- γ	Conjunto de orientaciones que poseen un eje en común $\langle 111 \rangle // \text{DN}$
Fibra- α	Orientaciones relacionadas por rotaciones en torno al eje $\langle 110 \rangle // \text{DL}$
Fibra- θ	Orientaciones caracterizadas por rotaciones en torno al eje $\langle 001 \rangle // \text{DN}$
HCl	Ácido clorhídrico
M (emu/cm ³)	Magnetización, cantidad de momentos magnéticos dipolares por unidad de volumen
Hz	Hertz, unidad de frecuencia
L.F.	Laminado en frío
R.F.	Recocido final
ρ	Densidad
f	Frecuencia

ÍNDICE DE FIGURAS.

Figura 1. Ciclo de histéresis de un material ferromagnético [15].....	7
Figura 2. Diagrama de equilibrio de fases para el sistema Fe-Si [4].....	9
Figura 3. Efecto del silicio sobre la constante de anisotropía magnetocristalina K_1 , inducción de saturación B_s , resistividad eléctrica ρ y porcentaje de elongación de láminas de 0.47 mm de espesor [4].....	11
Figura 4. Sección $\varphi_2 = 45^\circ$ del espacio de Euler que muestra los componentes de textura comunes y las fibras formadas durante el laminado y recocido de metales y aleaciones BCC [5]	15
Figura 5. Sección 45° de la función de distribución de orientaciones de un acero eléctrico recocido previo a la laminación en frío [8]	16
Figura 6. Efecto de la orientación sobre la magnetización de un cristal. El cubo representa la red Fe-Si la cual puede ser magnetizada en diferentes direcciones [4].....	17
Figura 7. Metodología empleada para el desarrollo de este estudio.....	19
Figura 8. Horno de inducción al vacío en el que fue realizada la fusión del lingote..	20
Figura 9. A la izquierda, horno en el que fue realizado el proceso de homogeneizado. A la derecha, lingote luego de dicho proceso.....	21
Figura 10. Molino reversible Hille Helicon MK4, empleado para la laminación en caliente.....	21
Figura 11. a) Horno utilizado para recalentar las piezas laminadas y b) toma más cercana de los rodillos en el molino de laminación.....	22
Figura 12. Material obtenido después de la laminación en caliente (espesor 2.3 mm).....	23
Figura 13. Cortadora de disco de alta velocidad empleada para cortar el material laminado en caliente.....	23
Figura 14. Muestras empleadas para obtener probetas para realizar pruebas preliminares y pruebas finales.....	24
Figura 15. Decapado de muestras empleando una solución de HCl al 10%.....	24
Figura 16. Condiciones empleadas para el recocido de banda caliente en dos etapas.....	25

Figura 17. Muestras empleadas para realizar el recocido de banda caliente en dos etapas y proceder con las etapas de laminación en frío y recocido final.....	25
Figura 18. Molino IRM 3350 empleado para las pruebas de laminación en frío.....	26
Figura 19. Piezas obtenidas después de la laminación en frío. De izquierda a derecha: ruta típica, 950°C-60 min, 1000°C-60 min, 1050°C-60 min y 1100°C-60 min.....	26
Figura 20. Dimensiones de las láminas procesadas para su posterior caracterización.....	27
Figura 21. Esquema que muestra las zonas representativas de una muestra.....	28
Figura 22. Montaje de muestras para su observación y análisis mediante técnicas de microscopía.....	28
Figura 23. Polvo y endurecedor empleados para el montaje en frío.....	29
Figura 24. Lijas de carburo de silicio y pasta de diamante empleadas para la preparación metalográfica de las muestras.....	29
Figura 25. a) Microscopio óptico Olympus GX51 y b) microscopio electrónico de barrido Jeol JSM-6610LV.....	30
Figura 26. Magnetómetro SOKEN DAC-BHW-D3.....	31
Figura 27. Muestras empleadas para pruebas de magnetometría.....	31
Figura 28. Comparación microestructural del material de llegada a y c) con la primera etapa del HBA (1150°C, 5 min) b y d) por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.....	34
Figura 29. Evolución de la microestructura después de HBA a 950°C (columna izquierda por MO y columna derecha por MEB) por a-b) 20 min, c-d) 40 min y e-f) 60 min.....	36
Figura 30. Evolución de la microestructura después de HBA a 1000°C (columna izquierda por MO y columna derecha por MEB) por a-b) 20 min, c-d) 40 min y e-f) 60 min.....	38
Figura 31. Evolución de la microestructura después de HBA a 1050°C (columna izquierda por MO y columna derecha por MEB) por a-b) 20 min, c-d) 40 min y e-f) 60 min.....	40

Figura 32. Evolución de la microestructura después de HBA a 1100°C (columna izquierda por MO y columna derecha por MEB) por a-b) 20 min, c-d) 40 min y e-f) 60 min.....	41
Figura 33. Evolución del tiempo de recocido de banda caliente sobre el tamaño de grano de la ferrita para las diferentes temperaturas: a) 950°C, b) 1000°C, c) 1050°C y d) 1100°C.....	42
Figura 34. Evolución de la microestructura después de 20 min de HBA (columna izquierda por MO y columna derecha por MEB): a, b) 950°C; c, d) 1000°C; e, f) 1050°C y g, h) 1100°C.....	45
Figura 35. Evolución de la microestructura después de 40 min de HBA (columna izquierda por MO y columna derecha por MEB): a, b) 950°C; c, d) 1000°C; e, f) 1050°C; g, h) 1100°C.....	46
Figura 36. Evolución de la microestructura después de 60 min de HBA (columna izquierda por MO y columna derecha por MEB): a, b) 950°C; c, d) 1000°C; e, f) 1050°C; g, h) 1100°C.....	48
Figura 37. Evolución del tamaño de grano en función de la temperatura de recocido de banda caliente (HBA) para los diferentes tiempos: a) 20 min, b) 40 min y c) 60 min.....	49
Figura 38. Microestructuras después de laminación en frío de a-b) muestra sin modificar y muestras procesadas por HBA a: c-d) 950°C; e-f) 1000°C, g-h) 1050°C; i-j) 1100°C.....	53
Figura 39. Microestructuras obtenidas después del recocido final a 850 °C por 10 min: a, b) muestra sin modificar; muestras procesadas por HBA a: c, d) 950°C; e, f) 1000°C; g, h) 1050°C; i, j) 1100°C.....	55
Figura 40. Evolución del tamaño de grano después del recocido final a 850 °C por 10 min para los aceros sin y con modificación mediante HBA.....	56
Figura 41. Microestructuras después de laminación en frío y con recocido final a 850 °C por 20 min: a, b) muestra sin modificar y muestras procesadas por HBA: c, d) 950°C; e, f) 1000°C, g, h) 1050°C y i, j) 1100°C.....	58
Figura 42. Evolución del tamaño de grano después del recocido final a 850 °C por 20 min para los aceros sin y con modificación mediante HBA.....	59

Figura 43. Microestructuras después de laminación en frío y con recocido final a 850 °C por 30 min: a, b) muestra sin modificar; muestras procesadas por HBA a: c, d) 950°C, e-f) 1000°C, g-h) 1050°C y i-j) 1100°C.....	60
Figura 44. Evolución del tamaño de grano después del recocido final a 850 °C por 30 min para los aceros sin y con modificación mediante HBA.....	61
Figura 45. a) Representación esquemática de la sección analizada mediante EBSD, b) figura de polos inversa (IPF), c-f) mapas de orientación coloreados con respecto a la orientación en la IPF. c, d) Muestras sin y e, f) con recocido de banda caliente. Obtenidas después de: c, e) la laminación en frío y d, f) del recocido final.....	65
Figura 46. Sección $\varphi_2 = 45^\circ$ de la función de distribución de orientaciones de muestras procesadas: a,b) sin y c,d) con recocido de banda caliente. Después de: a, c) la laminación en frío y b, d) del recocido final (850°C, 30 min).....	67
Figura 47. Ciclos de histéresis de muestras laminadas en frío y con recocido final, procesadas mediante la ruta convencional (sin recocido de banda caliente): a) 50Hz, b) 60 Hz, c) 100 Hz y d) 200 Hz.....	70
Figura 48. Ciclos de histéresis de muestras laminadas en frío y con recocido final, previamente sometidas a recocido de banda caliente a 950°C: a) 50Hz, b) 60 Hz, c) 100 Hz y d) 200 Hz.....	71
Figura 49. Ciclos de histéresis de muestras laminadas en frío y con recocido final, previamente sometidas a recocido de banda caliente a 1000°C: a) 50Hz, b) 60 Hz, c) 100 Hz y d) 200 Hz.....	72
Figura 50. Ciclos de histéresis de muestras laminadas en frío y con recocido final, previamente sometidas a recocido de banda caliente a 1050°C: a) 50Hz, b) 60 Hz, c) 100 Hz y d) 200 Hz.....	73
Figura 51. Ciclos de histéresis de muestras laminadas en frío y con recocido final, previamente sometidas a recocido de banda caliente a 1100°C: a) 50Hz, b) 60 Hz, c) 100 Hz y d) 200 Hz.....	74
Figura 52. Efecto de la laminación en frío (L.F.) y del recocido final (R.F.) sobre la remanencia de muestras: a) sin y b, c, d y e) con recocido de banda caliente a 950, 1000, 1050 y 1100°C, respectivamente, obtenidas en función de la frecuencia....	76

Figura 53. Efecto de la laminación en frío (L.F.) y del recocido final (R.F.) sobre la permeabilidad magnética relativa de muestras: a) sin y b, c, d y e) con recocido de banda caliente a 950, 1000, 1050 y 1100°C, respectivamente, obtenidas en función de la frecuencia.....	78
Figura 54. Efecto de la laminación en frío (L.F.) y del recocido final (R.F.) sobre la coercitividad de muestras: a) sin y b, c, d y e) con recocido de banda caliente a 950, 1000, 1050 y 1100°C, respectivamente, obtenidas en función de la frecuencia.....	80
<i>Figura 55.</i> Efecto de la laminación en frío (L.F.) y del recocido final (R.F.) sobre las pérdidas de energía de muestras: a) sin y b, c, d y e) con recocido de banda caliente a 950, 1000, 1050 y 1100°C, respectivamente, obtenidas en función de la frecuencia.....	82

ÍNDICE DE TABLAS.

Tabla 1. Composición química del acero experimental.....	22
Tabla 2. Composición química obtenida a distintas temperaturas de recocido de banda caliente, después de 60 min.....	51
Tabla 3. Efecto de las condiciones de procesamiento sobre las pérdidas de energía obtenidas a 50Hz.....	83
Tabla 4. Efecto de las condiciones de procesamiento sobre las pérdidas de energía obtenidas a 60Hz.....	83
Tabla 5. Efecto de las condiciones de procesamiento sobre las pérdidas de energía obtenidas a 100Hz.....	84
Tabla 6. Efecto de las condiciones de procesamiento sobre las pérdidas de energía obtenidas a 200Hz.....	84
Tabla 7. Comparación entre las variables de procesamiento y las pérdidas de energía empleadas en este trabajo y las reportadas en la literatura para aceros eléctricos de menor contenido de silicio, en los cuales también se empleó el recocido de banda caliente.....	86

INTRODUCCIÓN.

Los aceros eléctricos son materiales esenciales en la fabricación de núcleos para transformadores, motores y generadores, debido a su capacidad para conducir el flujo magnético con bajas pérdidas de energía. Su importancia abarca desde aplicaciones domésticas hasta sistemas eléctricos de alta eficiencia utilizados en la industria automotriz y aeroespacial. Para estas aplicaciones, se requieren bajas pérdidas energéticas y alta permeabilidad magnética, propiedades fuertemente influenciadas por la composición química, la microestructura, la textura cristalográfica y las condiciones de procesamiento del acero [1, 2]. El desarrollo de aceros eléctricos con propiedades magnéticas mejoradas es clave para incrementar la eficiencia de los dispositivos electromecánicos, contribuyendo al mejor aprovechamiento de la energía eléctrica [3].

El término eléctrico en estos materiales proviene de su importancia en el sistema de la electricidad desde su generación, distribución y consumo. La reducción de las pérdidas energéticas en estos aceros es un objetivo fundamental en la industria, lo que ha llevado a la investigación de rutas alternativas de procesamiento. Entre los factores con mayor impacto se encuentra el **contenido de silicio**, que eleva la resistividad eléctrica y reduce las pérdidas por corrientes de eddy. Sin embargo, contenidos elevados de Si dificultan el procesamiento y afectan la ductilidad, por lo que requieren **rutas de procesamiento específicas** para obtener microestructuras y texturas favorables [3]. Otro factor determinante es el tamaño de grano, ya que un mayor tamaño reduce las pérdidas por histéresis al facilitar el movimiento de las paredes de dominios magnéticos. De igual forma, la densidad de dislocaciones, la presencia de carburos y la textura cristalográfica inciden directamente en la coercitividad, la magnetización de saturación, permeabilidad magnética y, en general, en la eficiencia del material [4].

Existen dos tipos de aceros eléctricos: orientados y no orientados; la principal diferencia entre estos aceros es su textura cristalográfica. En aceros eléctricos de grano orientado (GO, por sus siglas en inglés) se requiere una textura de tipo $\{011\} \langle 100 \rangle$, es decir, una microestructura en donde los cristales de ferrita se orienten de

tal forma que los planos $\{011\}$ sean paralelos al plano normal de la lámina y las direcciones $\langle 100 \rangle$ sean paralelas a la dirección de la laminación [4, 5]. Esta característica permite obtener excelentes propiedades magnéticas en la dirección de la laminación y, por lo tanto, estas láminas son recomendadas para la fabricación de núcleos de aparatos eléctricos en los cuales la dirección del flujo magnético coincide con la dirección de laminación, como en el caso de los transformadores de potencia donde el flujo es unidireccional [4].

En el caso de aceros eléctricos de grano no orientado (GNO, por sus siglas en inglés) se requiere una textura de tipo $\{100\} \langle 0vw \rangle$, es decir, se busca que los cristales de ferrita se orienten de tal forma que sus planos $\{100\}$ sean paralelos al plano normal de la lámina y con todas las orientaciones posibles obtenidas mediante rotaciones en torno a la dirección normal del acero [4, 6]. Esta textura permite que las láminas exhiban excelentes propiedades magnéticas en todas direcciones y por lo tanto son recomendadas para la fabricación de núcleos en donde el flujo magnético no es unidireccional como en el caso de los generadores de energía, alternadores, motores eléctricos, etc. [7]. Durante su aplicación, estos materiales son sometidos a campos magnéticos alternantes, parte de la energía es utilizada para realizar el proceso de magnetización/desmagnetización, sin embargo, otra parte se pierde en forma de calor (pérdidas de núcleo) [7]. Para reducir estas pérdidas es necesario producir las características apropiadas mediante cambios en la composición química, microestructura y de textura cristalográfica dependiendo de la aplicación a la cual están destinados [3, 7-9].

Diversos estudios han evaluado los efectos del recocido de banda caliente (HBA, por sus siglas en inglés) como etapa previa a la laminación en frío en aceros eléctricos de grano no orientado, principalmente en composiciones con contenidos bajos de silicio ($\sim 0.6\%$ Si) [1, 3, 8, 10-13]. Se ha reportado que la aplicación del HBA promueve el crecimiento de grano, la reducción de carburos mediante descaburación, y la formación de texturas preferenciales favorables, lo que en conjunto disminuye la coercitividad y las pérdidas por histéresis, mejorando de manera notable las propiedades magnéticas [1, 3, 8, 10-13].

A pesar de estos avances, existe poca información sobre el efecto del HBA en aceros Fe-2.5 %Si, lo cual representa un reto particular para el procesamiento de dichos aceros. El silicio, incrementa la resistividad eléctrica del acero, contribuyendo con una reducción en las pérdidas de energía [14], lo cual aunado a los efectos del HBA, puede contribuir con el desarrollo de aceros eléctricos de alta eficiencia.

En este contexto, el presente trabajo se enfoca en estudiar el efecto del recocido de banda caliente en dos etapas sobre un acero eléctrico GNO Fe-2.5 %Si, evaluando su influencia en la microestructura, la textura cristalográfica y las propiedades magnéticas. Los resultados obtenidos se comparan con los de la ruta convencional (sin HBA), y con aquellos reportados para aceros con contenidos de silicio menores al 1 %. Este análisis permitirá entender cómo las variables de recocido de banda caliente (temperatura y tiempo) modifican la relación microestructura–textura–propiedades magnéticas, y establecer bases científicas y tecnológicas para optimizar el desarrollo de aceros eléctricos Fe-2.5%Si de alta eficiencia.

JUSTIFICACIÓN.

Las propiedades magnéticas de aceros eléctricos pueden ser mejoradas mediante reducciones en el contenido de C, el desarrollo de una textura adecuada y un tamaño de grano óptimo. La textura requerida en estos materiales, $\{001\}\langle uvw \rangle$, que permite mejorar su comportamiento magnético, no puede ser obtenida mediante la ruta de procesamiento típica y, por lo tanto, es necesario proponer métodos alternativos que permitan su desarrollo.

F. Hernández y cols. reportaron los efectos del recocido de banda caliente sobre la microestructura y las propiedades magnéticas de un acero de bajo C con 0.5%Si y 0.2%Al [3]. Se encontró que dicho tratamiento promueve un rápido crecimiento de grano y una rápida descaburación, lo cual permitió mejorar la calidad magnética de dichos materiales. Por otra parte, es bien conocido que el Si permite incrementar la resistividad eléctrica y reducir las pérdidas de energía en estos materiales [14]. Incrementos en el contenido de silicio hasta 2.5% pueden promover la transformación de ferrita a austenita durante el calentamiento del acero, lo cual puede favorecer la descaburación y el crecimiento de grano. Sin embargo, hasta la fecha, no existe información relacionada con los efectos del recocido de banda caliente en aceros con 2.5%Si, siendo el objetivo principal de este proyecto.

Desde el punto de vista científico, la generación de información científica relacionada con los efectos del recocido de banda caliente sobre los cambios químicos, microestructurales y propiedades magnéticas de aceros eléctricos Fe-2.5%, permitirá sentar las bases para el desarrollo de aceros eléctricos de alta eficiencia. Además, debido a que en México se fabrican principalmente aceros de bajo carbono y bajo silicio, los resultados reportados por F. Hernández [3], representan una gran motivación para establecer rutas de procesamiento alternativas, para el desarrollo de aceros eléctricos 2.5%Si de alta eficiencia.

HIPÓTESIS.

Es posible mejorar las propiedades magnéticas de aceros eléctricos de grano no orientado Fe-2.5%Si, mediante la aplicación de un recocido de banda caliente en dos etapas. Este tratamiento térmico puede promover un incremento en el tamaño de grano, reducir la cantidad de carburos y modificar la textura cristalográfica, lo cual aunado al efecto del silicio (aumenta la resistividad eléctrica, reduce las pérdidas por corrientes de Foucault), puede mejorar las propiedades magnéticas de estos aceros.

OBJETIVOS

Investigar los efectos del tiempo y la temperatura de recocido de banda caliente sobre la microestructura, textura y las propiedades magnéticas de aceros eléctricos de grano no orientado con 2.5% Si.

Objetivos específicos:

- ▶ Promover el crecimiento de grano, la descaburación del acero, y la modificación de la textura cristalográfica, mediante la aplicación del recocido de banda caliente.
- ▶ Establecer la correlación entre los cambios químicos y microestructurales producidos mediante el recocido de banda caliente, sobre la microestructura, la textura cristalográfica y las propiedades magnéticas del producto final.
- ▶ Realizar un estudio comparativo entre las propiedades magnéticas de aceros eléctricos GNO procesados mediante recocido de banda caliente, con contenidos de 0.6% Si (reportados en la literatura) y 2.5% Si (procesadas en este estudio).

CAPÍTULO 1. INFLUENCIA DE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA, MICROESTRUCTURA, TEXTURA Y CONDICIONES DEL PROCESAMIENTO SOBRE EL COMPORTAMIENTO MAGNÉTICO DE ACEROS ELÉCTRICOS.

Los aceros eléctricos GNO utilizados en máquinas eléctricas rotatorias deben de tener alta permeabilidad magnética y bajas pérdidas de energía, con el fin de hacer más eficiente el uso de la energía eléctrica [9]. A continuación, se describen los factores que afectan las propiedades magnéticas de estos materiales.

1.1 Comportamiento magnético de los aceros eléctricos.

Cuando pasa una corriente eléctrica a través de una bobina se produce un campo magnético. Cuando este campo magnético interactúa con el material, los dominios magnéticos con orientación favorable crecen con mayor facilidad [4]. La inducción magnética de saturación (punto B_s en la fig. 1) producida cuando todos los dominios quedan correctamente orientados, es la máxima inducción magnética que el material puede alcanzar. Al retirar el campo magnético, la resistencia ofrecida por las paredes de los dominios evita el nuevo crecimiento de estos hacia orientaciones aleatorias [4]. Como resultado, muchos de los dominios se mantienen orientados aproximadamente en la dirección del campo magnético original y el material exhibe una inducción magnética remanente conocida como remanencia (punto B_r en la Fig. 1). Si ahora se aplica un campo magnético en la dirección inversa, los dominios crecen alineándose en esa nueva dirección. La intensidad del campo magnético inverso que se necesita para desmagnetizar por completo un material ferromagnético se conoce como campo coercitivo o coercitividad (punto H_c en la fig. 1). Incrementos adicionales en la intensidad del campo magnético alinearán finalmente los dominios hacia la saturación en la dirección opuesta. Si el campo magnético aplicado se alterna continuamente, la relación magnetización-campo magnético trazará un ciclo de histéresis como el que se muestra en la fig. 1 [4].

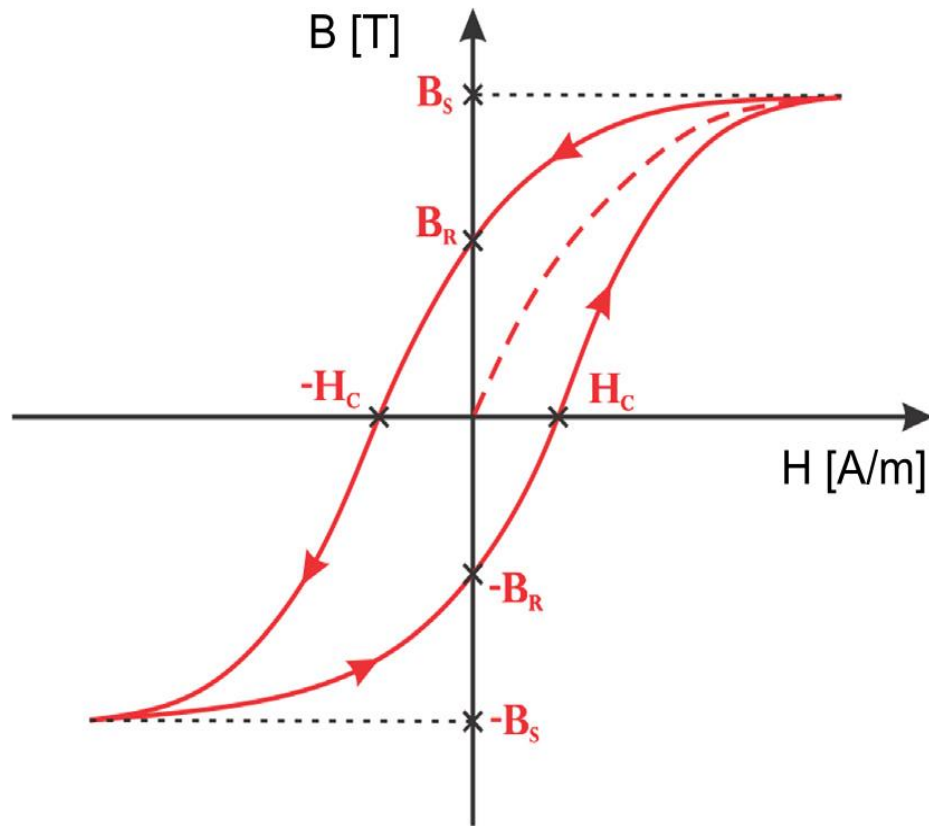


Figura 1. Ciclo de histéresis de un material ferromagnético [15].

En general, estos los aceros eléctricos deben tener las siguientes propiedades [2, 7, 9, 16]:

- Inducción de saturación alta. Lo cual permite que el material haga trabajo mecánico.
- Permeabilidad alta. Lo cual permite alcanzar la saturación con la aplicación de campos magnéticos pequeños.
- Ciclo de histéresis pequeño. Con lo cual se minimizan las pérdidas de energía durante la operación.
- Campo coercitivo pequeño. Lo cual indica que los dominios magnéticos se pueden reorientar con campos magnéticos pequeños.
- Resistividad eléctrica alta. Con lo cual se pueden limitar las pérdidas por corrientes de eddy y, por lo tanto, los materiales tienen menor probabilidad de calentarse durante el servicio.

Con lo anterior descrito, debemos entender que, para considerarse útiles, estos materiales necesitan presentar ciclos de histéresis estrechos, baja magnetostricción, alta polarización y la mayor permeabilidad posible. La ecuación 1 representa la relación entre la inducción magnética (B) y la intensidad del campo magnético (H) para un material magnético suave en donde la permeabilidad relativa $\mu_r = \mu/\mu_0$ es adimensional ($\mu_0 = 4\pi \times 10^{-7}$) [4]:

$$B = \mu_0 \mu_r H \quad (\text{Ec. 1})$$

Existen tres tipos principales de pérdidas de energía:

- Pérdidas por histéresis (W_h)
- Pérdidas por corrientes de eddy (W_e)
- Pérdidas anómalas (W_a)

Al sumar las contribuciones de las tres se obtienen las pérdidas totales, como se observa en la ecuación 2 [4].

$$W_{tot} = W_h + W_e + W_a \quad \text{Ec. 2.}$$

Las pérdidas por histéresis pueden calcularse a partir de la Ec. 3 [4].

$$W_h = \frac{f}{\rho} \oint H dB \quad \text{Ec. 3.}$$

Para valores de frecuencia (f) y densidad (ρ) constantes, estas pérdidas son función del área del ciclo de histéresis trazado en el plano B-H. W_h aumenta a medida que el campo magnético se incrementa, debido al aumento en el área del ciclo de histéresis [4].

1.2 Factores que afectan las propiedades magnéticas de los aceros eléctricos.

En esta sección se describen los efectos de la composición química, la microestructura y textura sobre las propiedades magnéticas de los aceros eléctricos no orientados.

1.2.1 Composición Química.

La figura 2 presenta una parte del diagrama de equilibrio de fases para el sistema Fe-Si. La fase “ γ ” o austenita, se encuentra a altas temperaturas en un rango de composición muy limitado, por debajo del 3%Si. La fase “ α ” o ferrita abarca una amplia región del diagrama desde 0-14%Si. Concentraciones entre el 3.0 y 14%Si, pueden estabilizar la ferrita desde temperatura ambiente hasta la temperatura de fusión del acero. Para concentraciones mayores, el silicio puede formar compuestos intermetálicos (Fe_3Si , Fe_5Si_3 y FeSi), los cuales son frágiles y tienen propiedades magnéticas bajas. Por otra parte, como se observa en el diagrama, para un rango específico de temperatura y %Si, existe una región bifásica, donde la ferrita y la austenita coexisten [4].

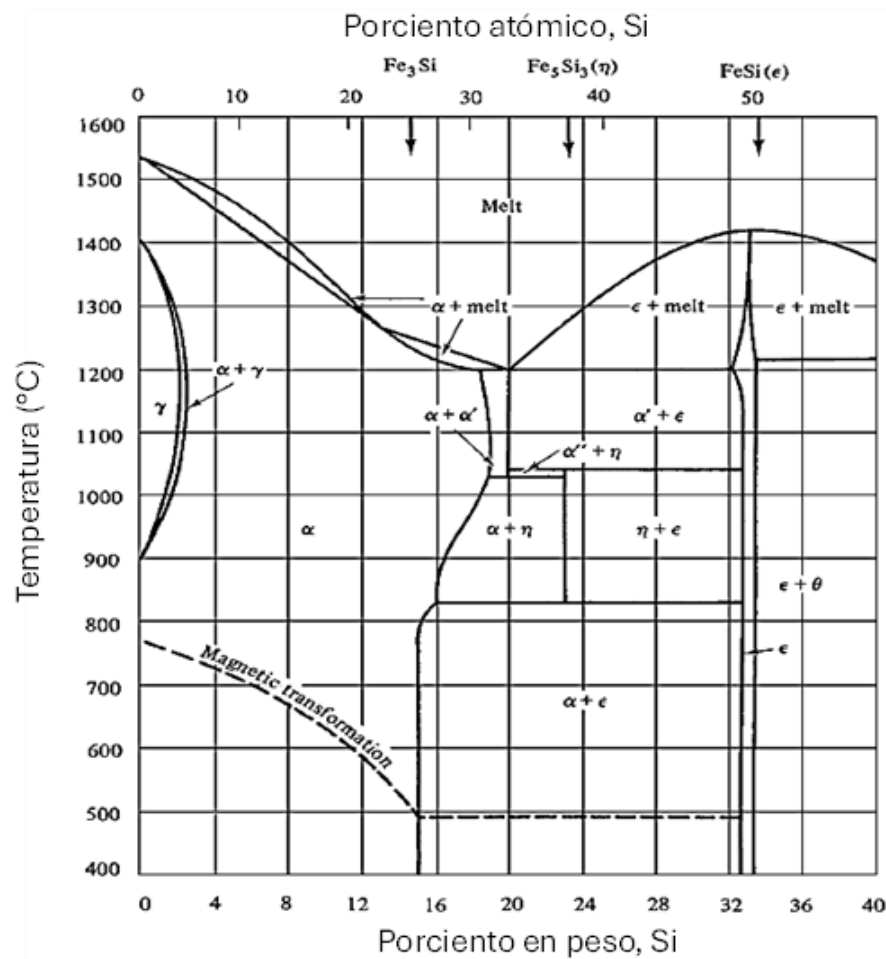


Figura 2. Diagrama de equilibrio de fases para el sistema Fe-Si [4].

Esta zona es importante en el tratamiento térmico de aceros eléctricos ya que se ha demostrado que, cuando la ferrita y la austenita coexisten, la descaburación del acero ocurre más rápido. En este sentido, adiciones de 2.5%Si en aceros eléctricos, podrían permitir una rápida descaburación del acero, favoreciendo la remoción de carburos y facilitando el crecimiento de grano, lo cual facilita el proceso de magnetización y conduce a una mejora de las propiedades magnéticas.

Añadir silicio al hierro trae múltiples beneficios sobre las propiedades magnéticas, tales como [4]:

1. Aumento en la resistividad eléctrica, causando una reducción significativa en las corrientes de eddy y, por consiguiente, en las pérdidas.
2. Reducción en la anisotropía magnetocristalina (K_I), lo que causa un aumento en la permeabilidad magnética.
3. Menor magnetostricción, lo que se traduce en una mayor estabilidad dimensional del material al ser magnetizado y desmagnetizado.

Aunque la adición de silicio es mayormente benéfica, este elemento disminuye la fuerza magnética máxima (B_s) que puede alcanzar el material y lo vuelve más frágil. Contenido de Si superiores al 3% dificultan el proceso de laminación, en la figura 3 podemos observar el efecto del contenido de Si en distintas propiedades [4, 14].

Por otra parte, además del contenido de silicio, es importante mantener bajos los niveles de carbono, azufre, oxígeno y nitrógeno al momento obtener el acero, ya que estos elementos son formadores de carburos, sulfuros, óxidos y nitruros, respectivamente, los cuales aún en pequeñas cantidades, pueden aumentar las pérdidas por histéresis y reducir la permeabilidad magnética [4, 17]. La presencia del carbono en la aleación causa también cambios en la región ($\alpha+\gamma$) del diagrama mostrado en la fig. 1 [4, 17].

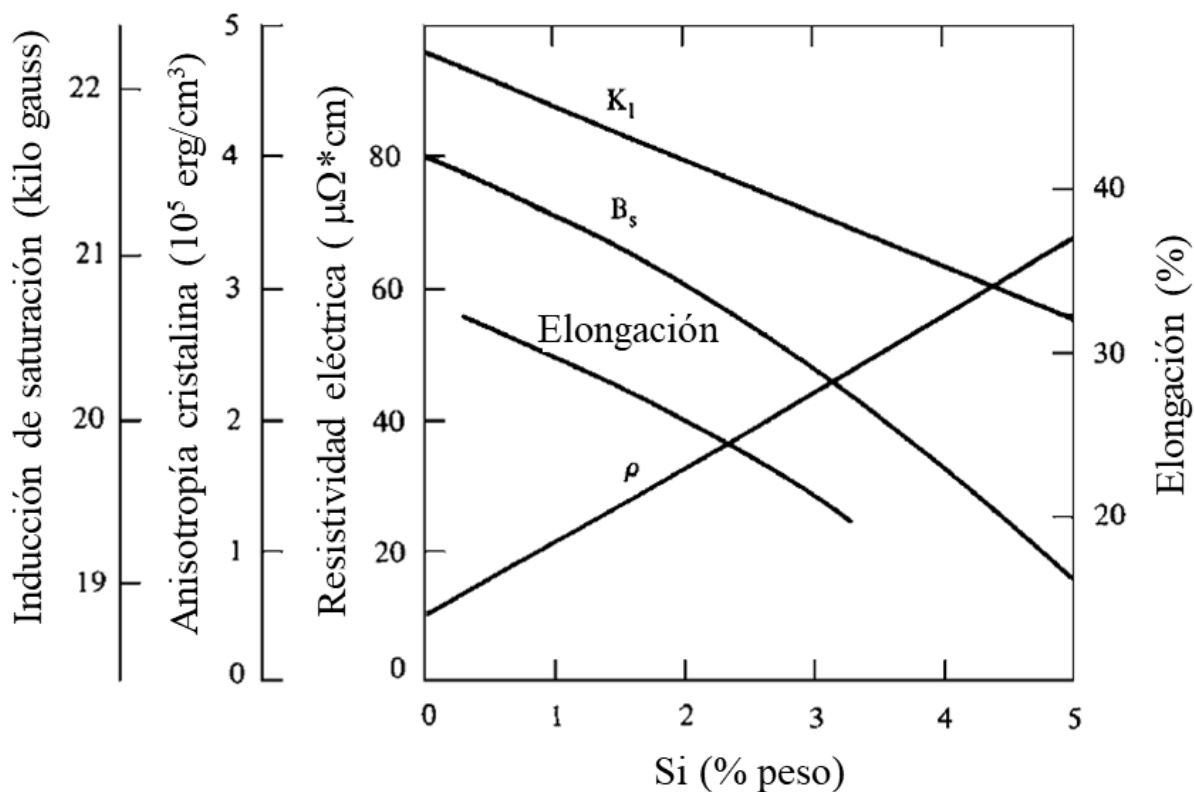


Figura 3. Efecto del silicio sobre la constante de anisotropía magnetocristalina K_1 , inducción de saturación B_s , resistividad eléctrica ρ y porcentaje de elongación de láminas de 0.47 mm de espesor [4].

Se ha investigado también la posibilidad de sustituir al silicio por otros elementos de aleación o usarlos en combinación con él. El aluminio también causa un incremento en la resistividad eléctrica del hierro, y reduce las pérdidas de energía. Sin embargo, el efecto es menor que el del silicio [4, 8]. Diversos autores han investigado el efecto de la composición química sobre las propiedades magnéticas en aceros eléctricos. Navarro, A. F. [12] evaluó un acero con la siguiente composición química: 0.055%C, 0.594%Si, 0.214%Al, 0.543%Mn, 0.004%S, 0.014%Cr, 0.014%Mo, 0.05%Sb y Fe en balance con el que obtuvo una pérdida de energía de 4.95 W/kg. Alfaro Juárez, E. [13] trabajó con una composición similar: 0.05%C, 0.05%Sb, 0.6%Si, 0.21%Al, 0.54%Mn, 0.003%P y 0.004%S y obtuvo pérdidas de ~5.5-6 W/kg. Hernández-Navarro, F. [11] evaluó un acero con 0.006%C, 0.607%Si, 0.071%Al, 0.819%Mn, 0.173%Cu y 0.038%Sb obteniendo un valor de pérdida de 6.7 W/kg. En todos estos trabajos, los aceros fueron sometidos a recocido de banda caliente, aunque es

importante aclarar que, todos ellos tienen contenidos de silicio (alrededor de 0.6%Si) menores a los que se emplearán en esta tesis (2.5%Si).

1.2.2 Microestructura.

Las propiedades magnéticas de estos materiales están directamente relacionadas a su microestructura. Las curvas de magnetización se ven afectadas por el tamaño de grano, inclusiones, defectos superficiales, etc. [19]. Investigaciones previas han encontrado que para aceros eléctricos con contenidos entre 1.85-3.2%Si el tamaño de grano óptimo para tener el menor valor de pérdidas de energía (a 1.5 T y 50 Hz) está entre 100-150 μm . A mayor contenido de Si, se requiere un mayor tamaño de grano. A mayores frecuencias de servicio las pérdidas por corrientes de eddy aumentan. En resumen, se debe encontrar un equilibrio entre la composición química y condiciones de operación para determinar el tamaño de grano óptimo en un acero en particular [20].

La microestructura también es resultado del procesamiento del acero. En las investigaciones realizadas por Hernández-Navarro, F. [11], Navarro, A. F. [12] y Alfaro Juárez, E. [13], se propuso una ruta de trabajo alterna a la que se utiliza en la fabricación de aceros eléctricos a nivel industrial. Estos autores promovieron la descaburación y el crecimiento de grano después del HBA, lo que favoreció el movimiento de las paredes de dominios magnéticos, causando una disminución en la coercitividad y un incremento en la permeabilidad magnética. Todo esto en conjunto, redujo de manera significativa las pérdidas por histéresis [11, 12, 13].

1.2.3 Textura cristalográfica.

En un material policristalino, donde el cristal de volumen V_1 posee una orientación g_1 , el cristal de volumen V_2 posee una orientación g_2 , y así sucesivamente, una textura puede ser descrita cuantitativamente por medio de una función de distribución de orientaciones. En general, existe una función de distribución de la función g , definida por la ecuación 4:

$$f(g)dg = \frac{dV}{V} \quad \text{Ec. 4}$$

donde dV/V representa la fracción en volumen de material que posee un valor de la función f comprendida entre g y $g+dg$. Así, en el caso de un policristal debe cumplirse que [5, 21]:

$$\int f(g) dg = 1 \quad \text{Ec. 5}$$

Es decir, que la suma de las fracciones de los granos individuales que conforman un policristal debe igual a la unidad. La matriz g puede ser descrita de acuerdo con la notación de Bunge a partir de los ángulos de Euler $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ como [21]:

$$g = \begin{vmatrix} \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 + \cos \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \sin \varphi_2 \sin \phi \\ -\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \phi & -\sin \varphi_1 \sin \varphi_2 - \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \phi & \cos \varphi_2 \sin \phi \\ \sin \varphi_1 \sin \phi & \cos \varphi_1 \sin \phi & \cos \phi \end{vmatrix} \quad \text{Ec. 6}$$

Esta matriz puede ser resuelta si se determinan los ángulos de Euler a partir de las siguientes ecuaciones [21]:

$$\varphi_1 = \arcsen \frac{w}{\sqrt{u^2+v^2+w^2}} \sqrt{\frac{h^2+k^2+l^2}{h^2+k^2}} \quad \text{Ec. 7}$$

$$\phi = \arccos \frac{1}{h^2+k^2+l^2} \quad \text{Ec. 8}$$

$$\varphi_2 = \arccos \left[\frac{k}{\sqrt{h^2+k^2}} \right] \quad \text{Ec. 9}$$

donde h, k, l son los índices de Miller que definen un plano cristalográfico; u, v, w son los índices de una dirección cristalográfica. Si estos ángulos se hacen variar

entre 0 y 90° es posible construir un dominio tridimensional conocido como espacio de Euler [4]. El análisis de textura cristalográfica en el espacio tridimensional de Euler no es común; regularmente, esta es interpretada en dos dimensiones, donde uno de los ángulos se mantiene constante. Una orientación ideal se define por la notación [21]:

$$(hkl) [uvw] \quad \text{Ec. 10}$$

donde (hkl) es el plano cristalográfico del cristal que es paralelo al plano normal de la lámina, y $[uvw]$ es la dirección cristalográfica del cristal, la cual es paralela a la dirección de la laminación. La notación $(hkl)[uvw]$ define una orientación de grano con respecto al sistema de referencias de la lámina. La gran cantidad de investigaciones referentes al desarrollo de texturas en materiales con estructura cubica centrada en el cuerpo (BCC), ha permitido establecer las componentes de texturas ideales relacionadas con su comportamiento magnético. La figura 4 ilustra algunas componentes de textura ideales a lo largo de cada fibra (α , γ y θ) en la sección $\varphi_2 = 45^\circ$ de la función de distribución de orientaciones, en la cual se presentan las componentes de textura ideales, relacionadas con el comportamiento magnético de estos materiales. Es importante mencionar que, con base en esta figura, se realizará la interpretación de los cambios causados en la textura por el procesamiento del acero [5].

Las orientaciones que pertenecen a la fibra- α están relacionadas por rotaciones en torno al eje $\langle 110 \rangle // DL$. Las orientaciones de la fibra- γ poseen un eje en común $\langle 111 \rangle // DN$. Las fibras DL y DN se denominan usualmente como fibras α y γ , respectivamente. Finalmente, otra fibra importante relacionada con el comportamiento magnético de materiales BCC es la fibra- θ . Las orientaciones que pertenecen a esta fibra se caracterizan por rotaciones en torno al eje $\langle 001 \rangle // DN$. Las componentes de cubo $(001)[0\bar{1}0]$, de cubo rotado $(001)[1\bar{1}0]$, $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$, facilitan el proceso de magnetización del acero, mientras que las componentes de la fibra- γ tienen un efecto nocivo sobre el comportamiento magnético de estos aceros [5].

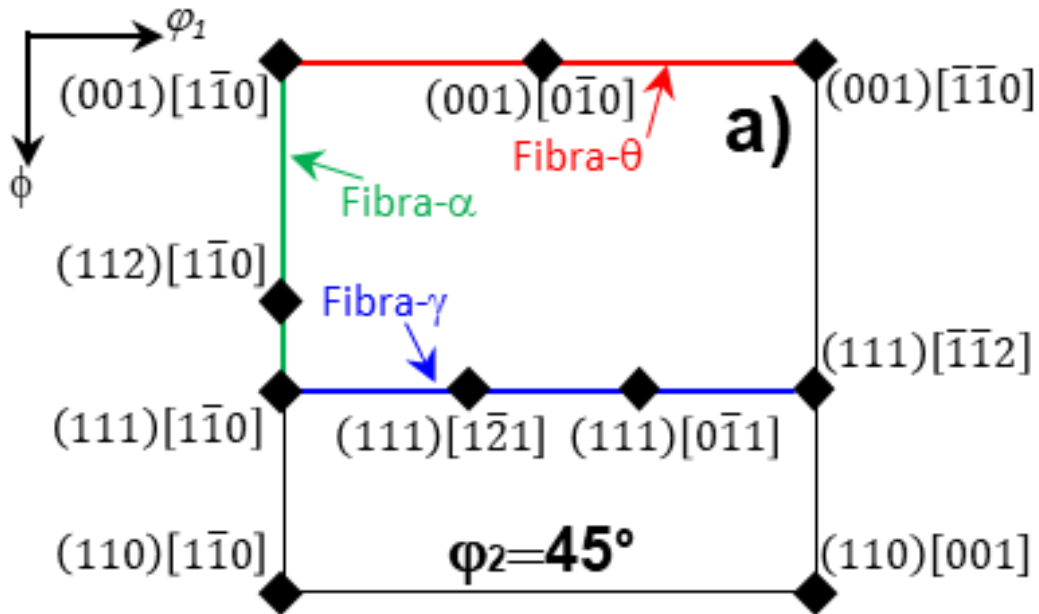


Figura 4. Sección $\phi_2 = 45^\circ$ del espacio de Euler que muestra los componentes de textura comunes y las fibras formadas durante el laminado y recocido de metales y aleaciones BCC [5].

La figura 5 muestra las funciones de distribución de orientaciones (ODF) ($\phi_2 =$ constante) obtenida experimentalmente en un acero eléctrico [8]. Los colores de las líneas en estas figuras indican la frecuencia con la que se presentan cada una de las orientaciones. Una línea de color rojo indica que todas las orientaciones a lo largo de la misma se presentan con la misma intensidad. En esta figura, se muestran las texturas cristalográficas de un acero eléctrico laminado en caliente (fig. 5a) y las texturas obtenidas después de aplicar un recocido de banda caliente a temperaturas de 700, 850 y 1050°C por 150 min (figs. 5b, 5c y 5d, respectivamente).

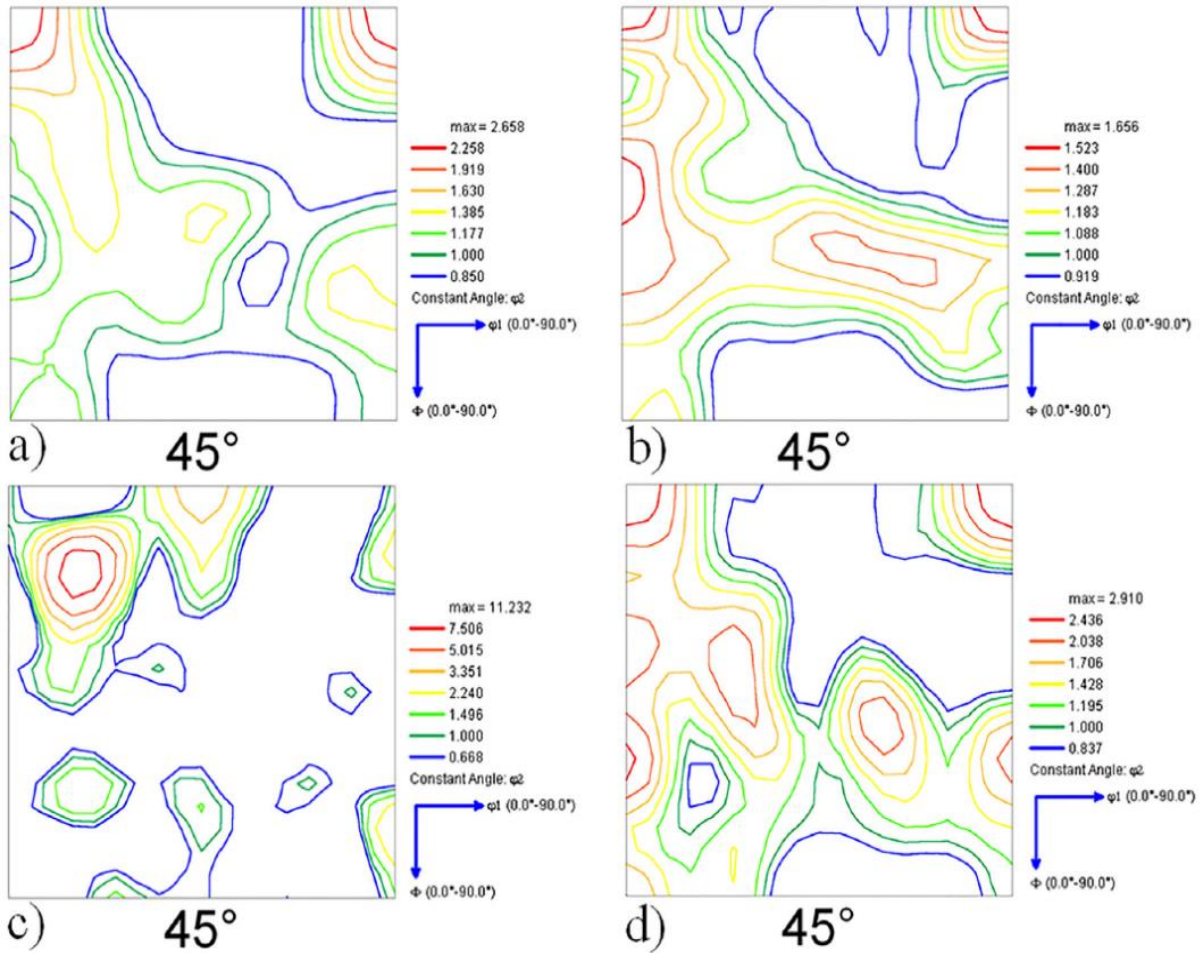


Figura 5. Sección 45° de la función de distribución de orientaciones de un acero eléctrico recocido previo a la laminación en frío [8].

Se variaciones importantes en la textura cristalográfica en función de la temperatura del recocido de banda caliente. En el caso de las ODF de las figuras 9a, 9b y 9d, se observan componentes $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$, $(001)[1\bar{1}0]$ y un grupo de orientaciones a lo largo de la fibra γ , $(111)//PN$. Por el contrario, en la muestra procesada a 850°C (fig. 9c) se observó una reducción en la intensidad de las fibras α y γ , y un aumento en la intensidad de la componente $(001)[0\bar{1}0]$ y de un grupo de orientaciones cercanas a la componente $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$.

El hierro BCC presenta anisotropía magnética cristalina, lo que indica que la magnetización depende de la dirección cristalográfica como se puede observar en la figura 6:

- [100] (fácil magnetización). Esta dirección requiere de menos energía para poder alinear los momentos magnéticos, la permeabilidad es más alta y se considera la orientación más favorable para aplicaciones en dispositivos eléctricos.
- [110] (intermedia). Esta dirección presenta mayor energía magnética que [100] pero menor que [111] por lo que se considera de nivel intermedio.
- [111] (difícil magnetización). Requiere mayor energía para magnetizar el cristal, permeabilidad más baja y por consiguiente tiene menor eficiencia ya que las pérdidas son mayores [3].

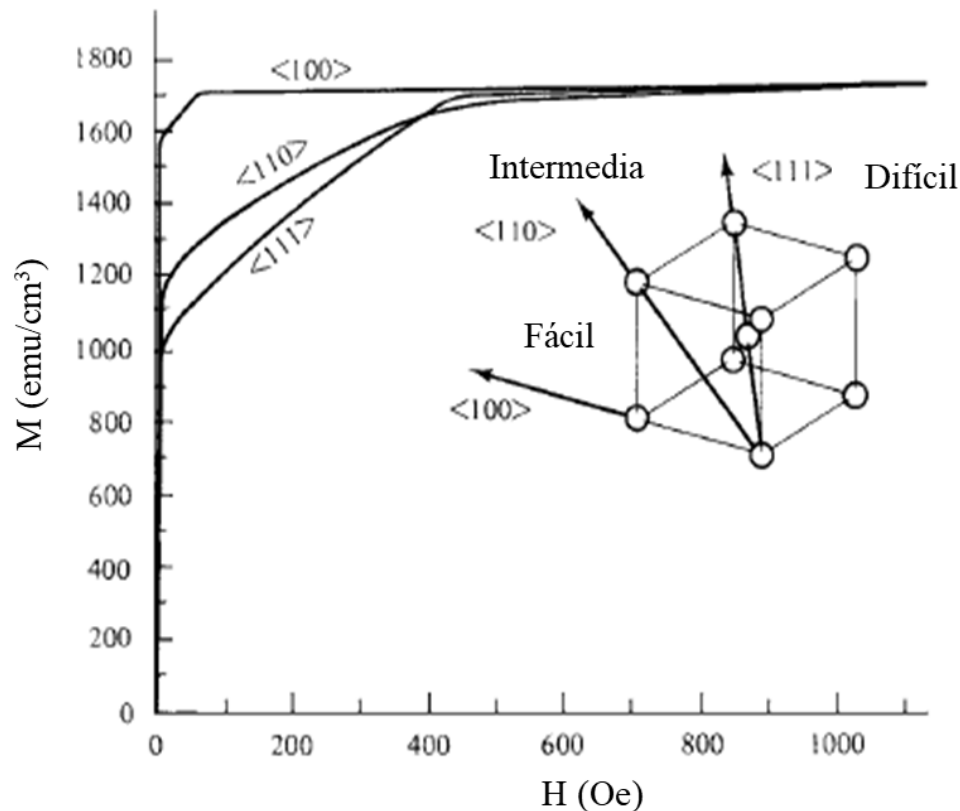


Figura 6. Efecto de la orientación sobre la magnetización de un cristal. El cubo representa la red Fe-Si la cual puede ser magnetizada en diferentes direcciones [4].

Con base en la información descrita en esta sección, se puede concluir que, para un acero de composición química determinada, es necesario conocer los efectos de las variables de procesamiento sobre la relación microestructura-textura-propiedades magnéticas, para proponer rutas de procesamiento para el desarrollo de aceros eléctricos de mayor eficiencia.

CAPÍTULO 2. METODOLOGÍA EMPLEADA PARA INVESTIGAR LOS EFECTOS DEL TIEMPO Y LA TEMPERATURA DEL RECOCIDO DE BANDA CALIENTE, SOBRE LA MICROESTRUCTURA, TEXTURA Y PROPIEDADES MAGNÉTICAS DE ACEROS ELÉCTRICOS CON 2.5 %Si.

La figura 7 muestra esquemáticamente la metodología experimental empleada para el desarrollo de este estudio. De manera simple se observan las etapas propuestas para cumplir con los objetivos de este trabajo de investigación.

El acero experimental fue obtenido a través de técnicas de fusión y colada convencionales. El lingote obtenido fue sometido a un proceso de homogeneizado y posteriormente laminado en caliente. Del lado izquierdo se observan las etapas de la ruta convencional (sin recocido de banda caliente): laminación en caliente, laminación en frío hasta lograr un espesor de 0.5 mm y un recocido final a 850°C por 10, 20 y 30 min.

La ruta alternativa (lado derecho), consistió en lo siguiente: laminación en caliente, recocido de banda caliente en dos etapas, laminación en frío y recocido final. La primera etapa del recocido de banda caliente consistió en un calentamiento a 1150°C por 5 min, seguido de una segunda etapa en la cual se variaron el tiempo y la temperatura como sigue: 950°C (20, 40 y 60 min), 1000°C (20, 40 y 60 min), 1050°C (20, 40 y 60 min) y 1100°C (20, 40 y 60 min). A partir de la realización de estas pruebas, se eligió el tiempo óptimo que permitiera una mayor uniformidad en la microestructura (60 min). Una vez establecido el tiempo óptimo, se repitieron los experimentos, pero empleando probetas más largas, posteriormente, se continuó con las etapas de laminación en frío (espesor de 0.5 mm) y de recocido final (850°C por 10, 20 y 30 min).

Las muestras en condición de laminado en frío y recocido final, obtenidas por ambas rutas, fueron caracterizadas para determinar la composición química, evaluar los cambios en la microestructura (tamaño de grano, fases secundarias, textura) y evaluar las propiedades magnéticas (coercitividad, remanencia, permeabilidad magnética relativa y pérdidas de núcleo). A continuación, se describe cada una de estas etapas.

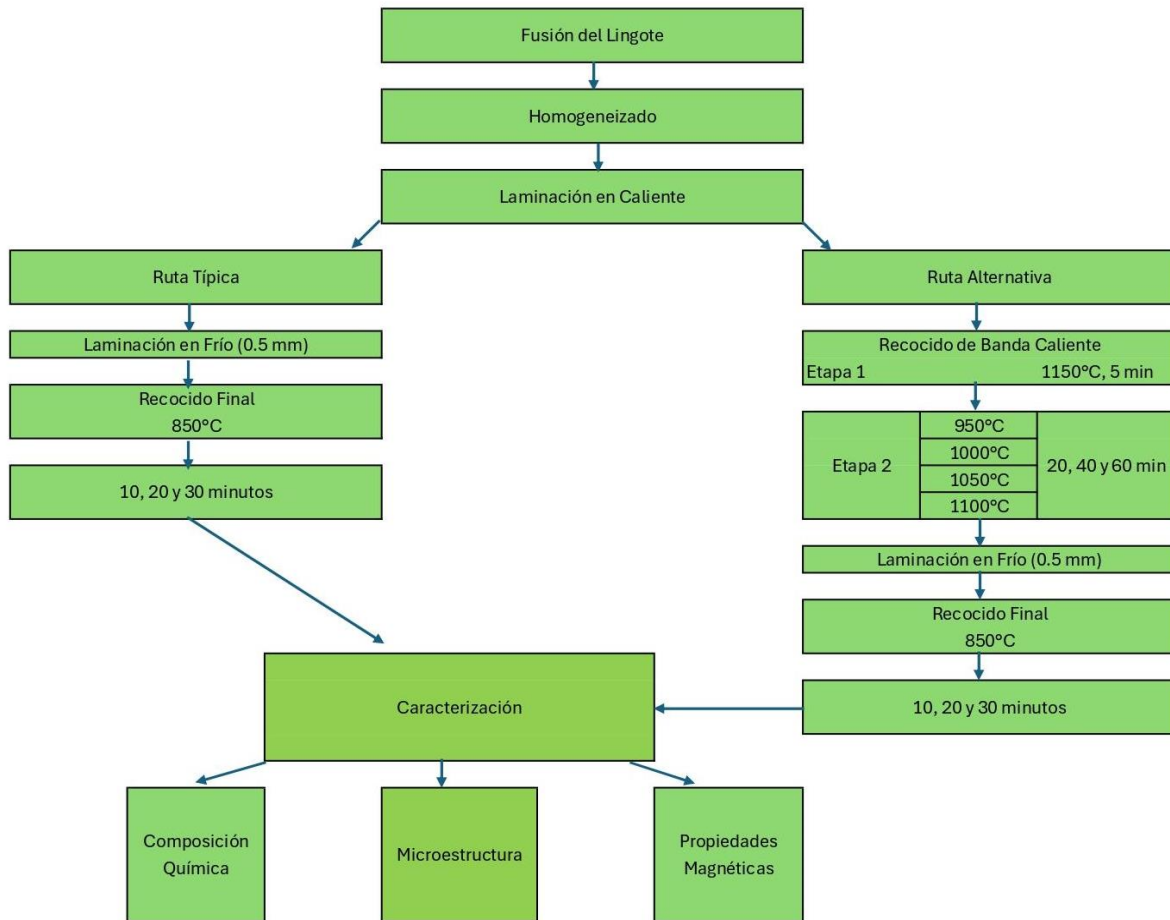


Figura 7. Metodología empleada para el desarrollo de este estudio.

2.1 Fusión, corte y homogeneizado del lingote.

La fusión del lingote fue realizada en la Universidad Michoacana de San Nicolás Hidalgo, en un horno de inducción al vacío. Primeramente, se realizó un balance de cargas, buscando obtener un acero con 2.5%Si, y con una composición similar a la empleada en otros trabajos con contenido de silicio menores al 1%. Esto para poder evaluar el efecto de dicho elemento. En la figura 8 se observa la carga de material que se añadió al horno (fig. 8-a) para la obtención del lingote, el horno (fig. 8-b) y la cámara de éste (fig. 8-c). Esta último permitió observar en tiempo real cómo se llevaba a cabo la fusión. El acero líquido fue vaciado en las lingoteras metálicas para su solidificación.

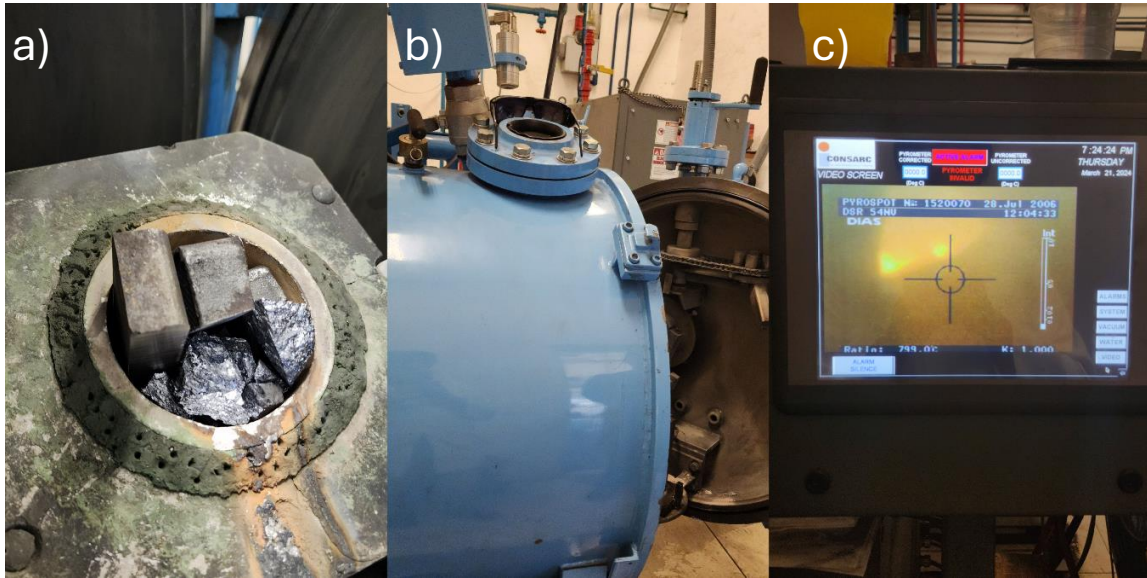


Figura 8. Horno de inducción al vacío en el que fue realizada la fusión del lingote.

2.2 Laminación en caliente.

El lingote obtenido fue sometido a un tratamiento de homogeneizado en un horno de resistencias (figura 9a); este proceso se realizó a una temperatura de 1200°C por 30 min. En la figura 9b se observa el lingote extraído de la mufla una vez completada la homogeneización. El lingote se cortó en piezas de 15 x 5 x 4 cm, se recalentó a 1200°C por 10 min (figura 10) y se laminó en caliente en un molino de laminación reversible Hille Helicon MK4 (figura 11), hasta alcanzar un espesor de 2.3 mm.

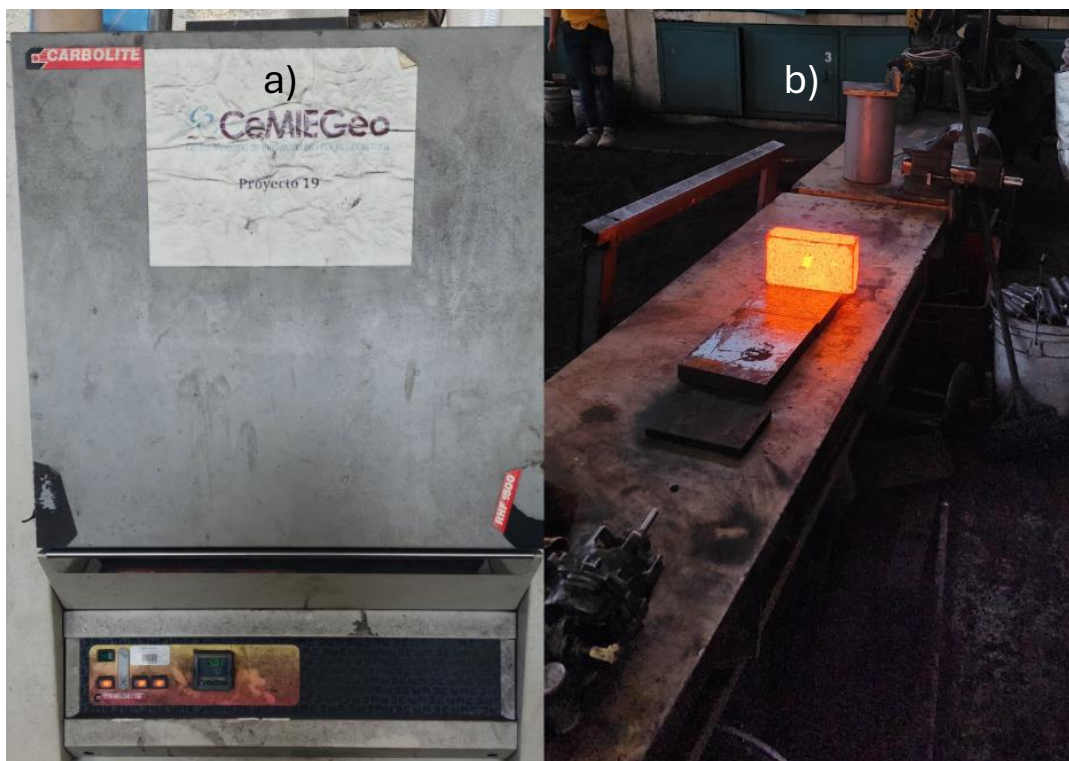


Figura 9. A la izquierda, horno en el que fue realizado el proceso de homogeneizado. A la derecha, lingote luego de dicho proceso.



Figura 10. Molino reversible Hille Helicon MK4, empleado para la laminación en caliente.

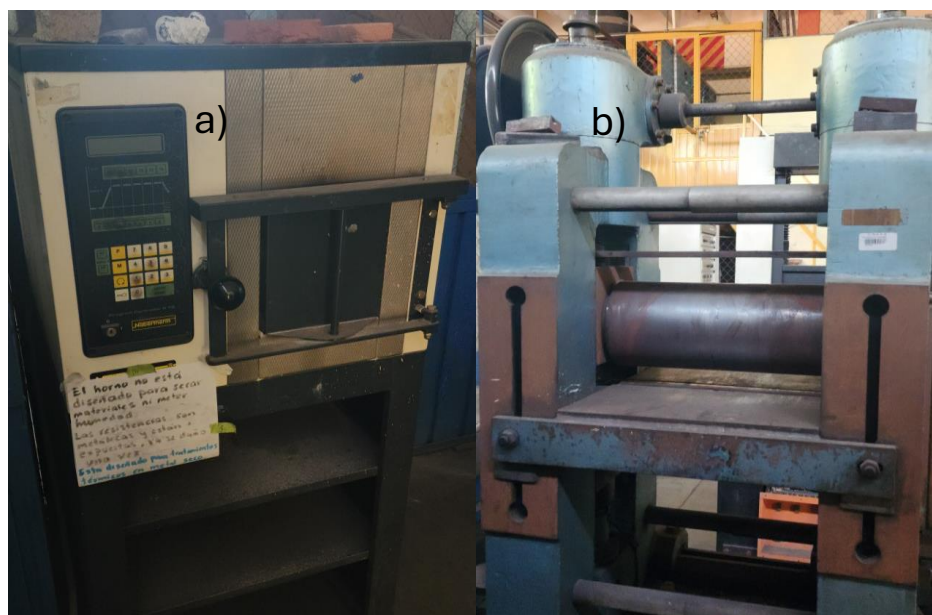


Figura 11. a) Horno utilizado para recalentar las piezas laminadas y b) toma más cercana de los rodillos en el molino de laminación.

La composición química se determinó mediante espectrometría de emisión óptica de acuerdo con la norma ASTM E-415 en un espectrofotómetro ARL 8820, los resultados se muestran a continuación en la tabla 1. Como se puede observar en esta tabla, el acero contiene un bajo contenido de carbono, y bajos contenidos de aluminio, manganeso y níquel. El contenido de silicio propuesto fue de 2.5%, siendo el contenido real obtenido muy similar (2.48); para fines prácticos, el contenido de silicio se redondeó a 2.5%.

Tabla 1. Composición química del acero experimental.

C	Si	Al	Mn	Ni	Fe
0.032	2.48	0.776	0.714	0.019	Balance

2.3 Recocido de banda caliente.

En la figura 12 se observa el material obtenido después de la laminación en caliente. Se usó una cortadora de disco de alta velocidad para metal (figura 13), para obtener piezas de 12 cm de largo x 7 cm de ancho (figura 14), con las que se realizaron las pruebas preliminares.



Figura 12. Material obtenido después de la laminación en caliente (espesor 2.3 mm).



Figura 13. Cortadora de disco de alta velocidad empleada para cortar el material laminado en caliente.

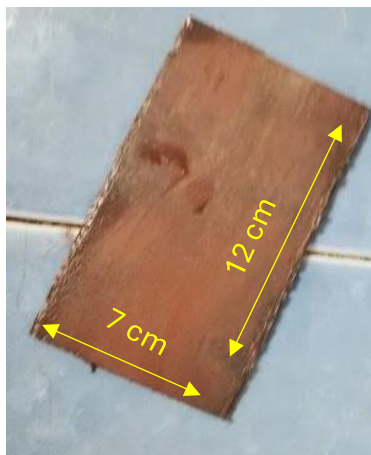


Figura 14. Muestras empleadas para obtener probetas para realizar pruebas preliminares y pruebas finales.

Como se observa en la figura 15 las piezas fueron decapadas con una solución de HCl al 10% para retirar el óxido de su superficie. De los cortes obtenidos se tomó uno para realizar los tratamientos preliminares y los restantes se guardaron para las últimas pruebas. Para los tratamientos preliminares se cortaron muestras de 2 cm de largo x 1 cm de ancho. La figura 16 muestra un esquema con las condiciones para el recocido de banda caliente, éste se llevó a cabo en 2 etapas por lo que todas las muestras fueron tratadas térmicamente a 1150°C por 5 min (primera etapa), y posteriormente se realizaron a distintas temperaturas y tiempos (segunda etapa): 950°C (20, 40 y 60 min), 1000°C (20, 40 y 60 min), 1050°C (20, 40 y 60 min) y 1100°C (20, 40 y 60 min). Los tratamientos térmicos se realizaron en un horno de resistencias marca Thermolyne, modelo Furnatrol 133.



Figura 15. Decapado de muestras empleando una solución de HCl al 10%.

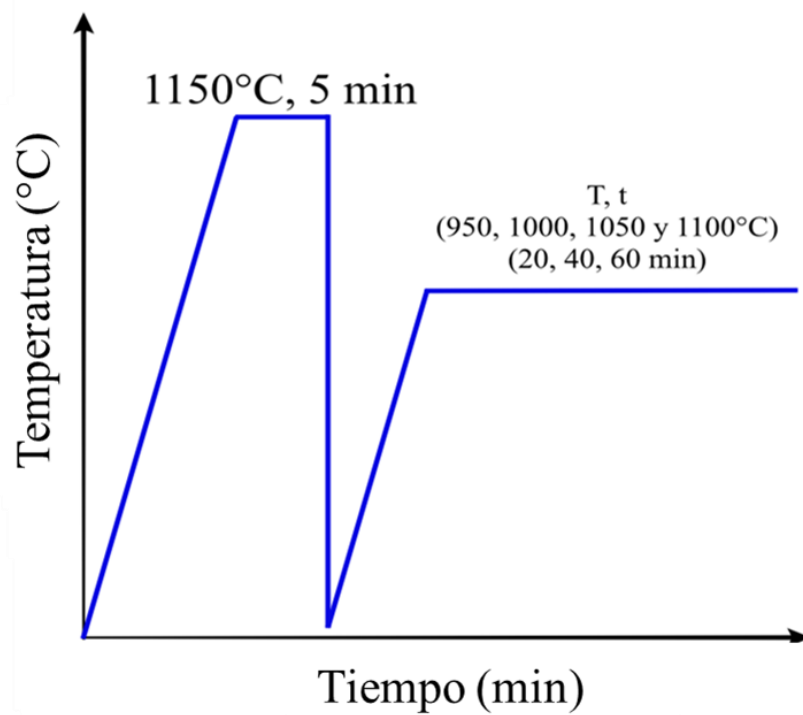


Figura 16. Condiciones empleadas para el recocido de banda caliente en dos etapas.

A partir de los resultados de las pruebas preliminares, se optó por replicar los tratamientos a todas las temperaturas por 60 min en piezas de 12 cm de largo x 5 cm de ancho (fig. 17), ya que para este tiempo se presentaba un tamaño de grano más grande y una menor cantidad de carburos que los obtenidos en las pruebas de 20 y 40 min.

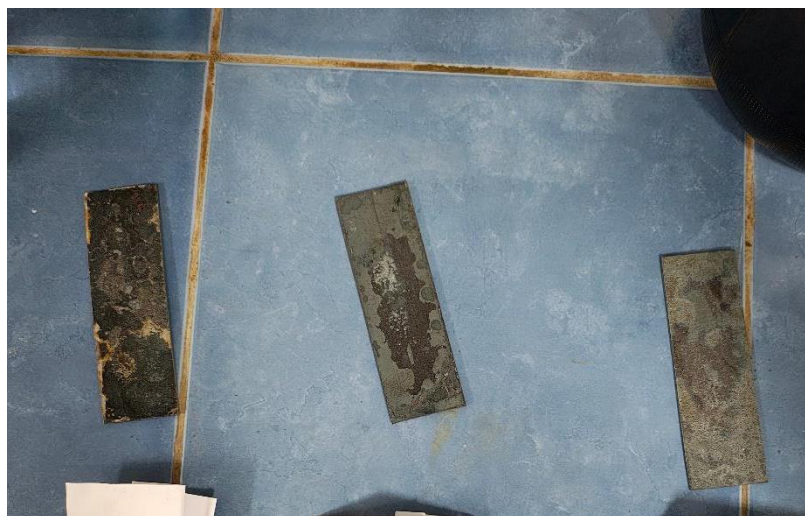


Figura 17. Muestras empleadas para realizar el recocido de banda caliente en dos etapas y proceder con las etapas de laminación en frío y recocido final.

2.4 Laminación en frío y recocido final.

El siguiente paso en la ruta de procesamiento fue la laminación en frío hasta un espesor de 0.5 mm. Para ello se empleó un molino de laminación reversible IRM #3350 (figura 18). Este proceso se aplicó a las 5 láminas (sin HBA y con HBA por 60 min a 950, 1000, 1050 y 1110°C). La fig. 19 ilustra las muestras obtenidas después de la laminación en frío.



Figura 18. Molino IRM 3350 empleado para las pruebas de laminación en frío.



Figura 19. Piezas obtenidas después de la laminación en frío. De izquierda a derecha: ruta típica, 950°C-60 min, 1000°C-60 min, 1050°C-60 min y 1100°C-60 min.

Finalmente, las muestras laminadas en frío fueron sometidas a un tratamiento térmico de recocido para promover la recristalización y crecimiento de grano. El recocido final se realizó a una temperatura de 850°C por tiempos de 10, 20 y 30 min. Se cortaron láminas de 6 cm de largo x 1.5 cm de ancho (para su análisis por magnetometría) y láminas de aproximadamente 2.25 cm² (para su análisis microestructural y químico) como se observa en la fig. 20.

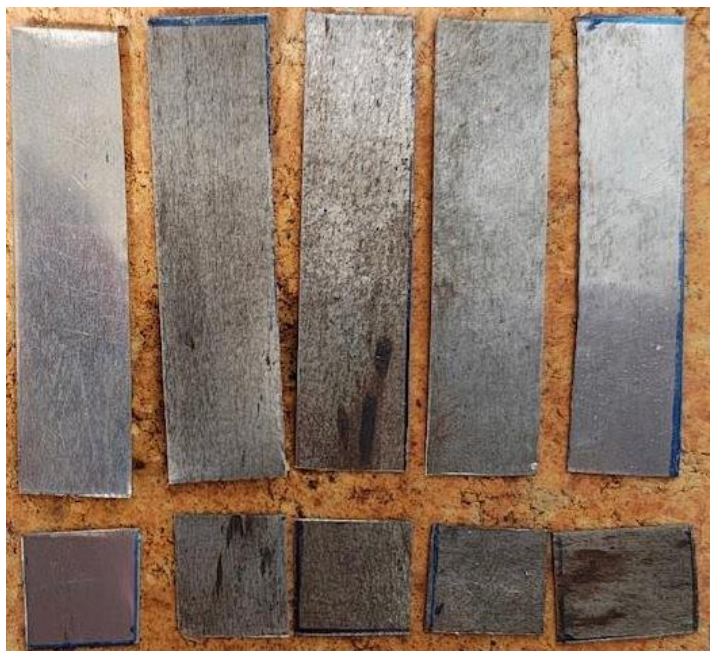


Figura 20. Dimensiones de las láminas procesadas para su posterior caracterización.

2.5 Preparación metalográfica y caracterización de muestras.

La figura 21a muestra las tres direcciones de la lámina: normal (DN), transversal (DT) y longitudinal (NL). Como se puede observar, la microestructura y la textura fueron analizadas a través del espesor de la lámina. Para su observación mediante técnicas de microscopía, las muestras se montaron a modo que la cara a observar en el microscopio fuera la paralela a la dirección de laminación como se muestra en la figura 21b. Para el análisis microestructural de la primera etapa del recocido de banda caliente (1150°C, 5 min) así como la segunda etapa a 950-1000°C por 20, 40 y 60 min, se encapsularon las láminas como se muestra en la figura 22. Durante

la realización de esta etapa, la montadora presentó un falló en la resistencia. Debido a esto, la muestra del material de llegada, recocido de banda caliente a 1050-1100°C por 20, 40 y 60 min, muestra de laminación en frío y del recocido final, tuvieron que ser encapsuladas en frío utilizando un acrílico de curado rápido como se muestra en las figuras 22 y 23.

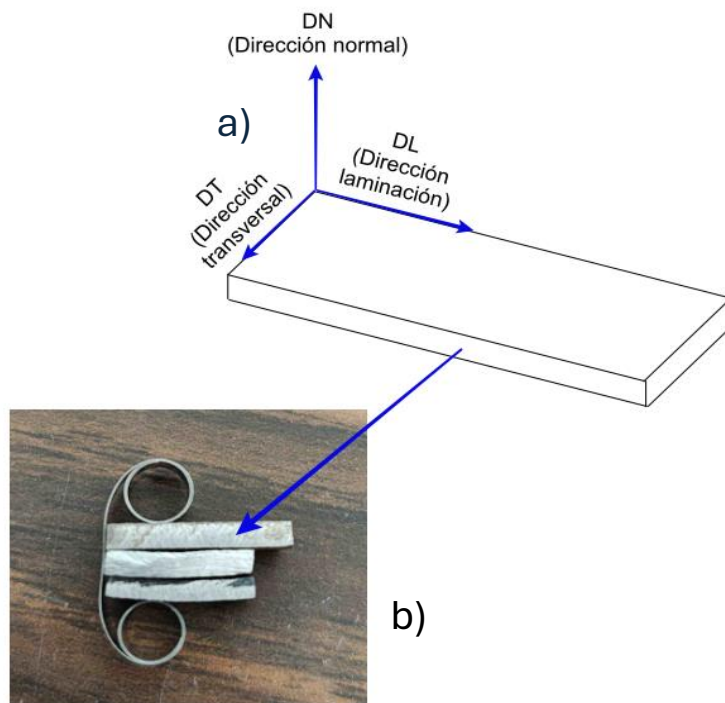


Figura 21. Esquema que muestra las zonas representativas de una muestra.



Figura 22. Montaje de muestras para su observación y análisis mediante técnicas de microscopía.



Figura 23. Polvo y endurecedor empleados para el montaje en frío.

El desbaste de las cápsulas se realizó empleando papel abrasivo de carburo de silicio marca Fandeli (figura 24) iniciando con la número 80 y terminando en la número 2000. Para la etapa de pulido se usó pasta diamante (3 y 1 μm) y para el revelado de la microestructura, las muestras fueron atacadas químicamente empleando una solución de Nital al 5% por 10 s.

El tamaño de grano se midió empleando el método de intercepción lineal promedio con base a las especificaciones de la norma ASTM E-112. Se emplearon 10 imágenes obtenidas mediante microscopía óptica, por lo que el valor reportado es el promedio obtenido de las diez imágenes.



Figura 24. Lijas de carburo de silicio y pasta de diamante empleadas para la preparación metalográfica de las muestras.

La observación de la microestructura se realizó en un microscopio óptico (MO) Olympus GX51 (fig. 25a) y un microscopio electrónico de barrido (MEB) Jeol JSM-6610LV (fig. 25b).

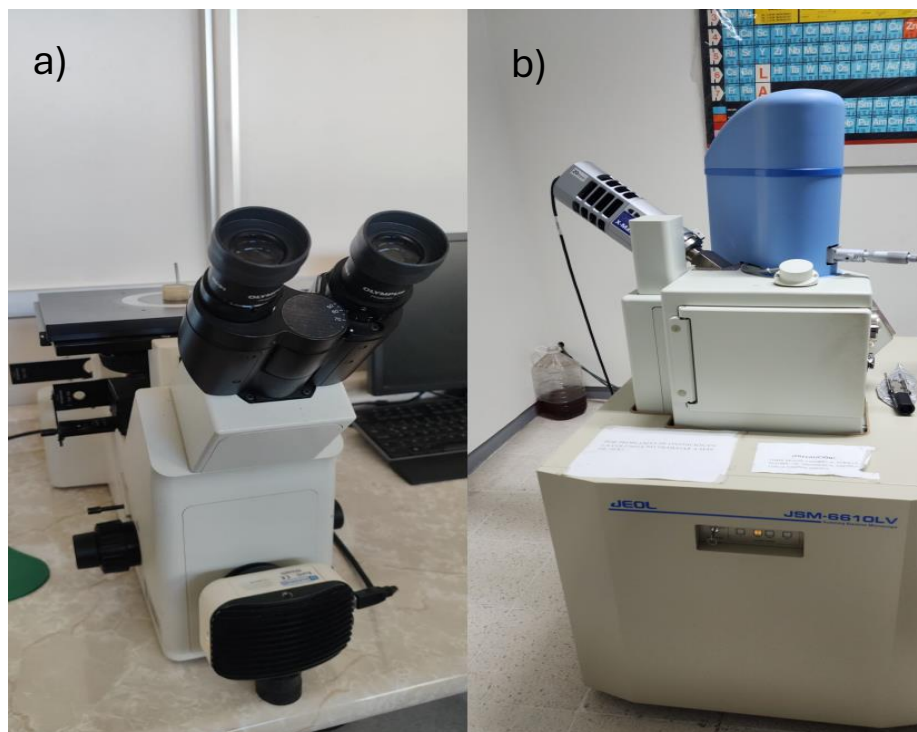


Figura 25. a) Microscopio óptico Olympus GX51 y b) microscopio electrónico de barrido Jeol JSM-6610LV.

La figura 26 muestra el magnetómetro que se utilizó para medir las propiedades magnéticas del acero experimental. El magnetómetro SOKEN DAC-BHW-D3, es un medidor de pérdidas de núcleo en láminas de acero eléctrico. Este equipo permite obtener curvas $B-H$ (inducción magnética – campo magnético) mediante el uso de un osciloscopio. Cuenta con diferentes bobinas de prueba para un amplio rango de medición. Para realizar las mediciones, en este estudio se utilizó una bobina que admite dimensiones de muestra de 60.00 mm o más de longitud, 10.0 mm a 50.0 mm de ancho y 0.100 mm a 2.000 mm de espesor. Las medidas de la lámina de muestra fueron de 60 mm de longitud, 15 mm de ancho y 0.5 mm de espesor. Las propiedades magnéticas se evaluaron mediante los ciclos de histéresis se obtuvieron a una inducción magnética de 1.5 T y una frecuencia de 50 Hz



2.6 Medición de la textura cristalográfica

Los análisis de textura se realizaron mediante microscopía de imágenes de orientación (OIM, por sus siglas en inglés) y la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD, por sus siglas en inglés), en un microscopio electrónico de barrido marca Philips modelo XL30 equipado con un sistema TSL para mediciones de textura por EBSD. Se obtuvieron los mapas de orientación y se realizó el cálculo de la función de distribución de orientaciones (ODF, por sus siglas en inglés), con el programa TSL OIM 3.5. Los mapas de orientaciones permiten observar los granos del acero mediante distintos colores, que dependen de su orientación en la figura de polos inversa. La función de distribución de orientaciones, $f(g)$, se calculó a través del desarrollo en series de Fourier de armónicos esféricos generalizados a tres dimensiones con el programa TSL OIM 3.5. Su interpretación se realizó a partir de la sección de $\varphi_2 = 45^\circ$ de la ODF.

Las muestras fueron colocadas en la platina del microscopio electrónico de barrido y posicionadas a un ángulo de 70° , debido a que esta inclinación se produce la mayor intensidad del haz difractado. Se seleccionó la base de datos del material a analizar, ya que ésta, contiene las características de la red cristalina: simetría del cristal, grupo espacial, parámetros de red y ángulos de red. Durante el barrido, los electrones que inciden sobre planos cristalográficos y que cumplen con la ley de Bragg difractan sistemáticamente. Estos electrones son captados en una pantalla de fósforo colocada justo enfrente de la muestra y forman un patrón de bandas de Kikuchi, el cual es representativo de la fase y de la orientación de la red cristalina. Los patrones captados en la pantalla de fósforo son convertidos a una imagen mediante una cámara de video de baja luz y posteriormente promediados, corregidos y digitalizados dentro de la memoria de una computadora donde son automáticamente indizados. Durante el indizado de los patrones de difracción de electrones retrodispersados también se almacenan los tres ángulos que definen la orientación del cristal (φ_1 , ϕ , φ_2), las coordenadas de la muestra que indican el lugar donde se obtuvieron los datos (x , y), y un índice de confiabilidad que indica el grado de confianza en que los valores indizados son correctos (CI).

CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE LOS EFECTOS DEL TIEMPO Y LA TEMPERATURA DEL RECOCIDO DE BANDA CALIENTE, SOBRE LA MICROESTRUCTURA, TEXTURA Y PROPIEDADES MAGNÉTICAS DE ACEROS ELÉCTRICOS CON 2.5 %Si.

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos sobre la evolución microestructural a través de la ruta de procesamiento propuesta en este trabajo (recocido de banda caliente, laminación en frío, recocido final). Así como los resultados de las propiedades magnéticas evaluadas después de la laminación en frío y el recocido final para los aceros sometidos al recocido de banda caliente. Se comparan los resultados obtenidos con los de las muestras a las que no se les aplicó el recocido de banda caliente y con los resultados reportados en la literatura en aceros con recocido de banda caliente y contenidos de silicio menores al 1%

3.1 Recocido de banda caliente.

Esta sección evalúa cómo las condiciones de tiempo y temperatura del tratamiento térmico influyen en el crecimiento de grano y la descaburación del acero Fe-2.5%Si.

En la fig. 28 se presenta una comparación de la microestructura del material de llegada con la microestructura obtenida después de la primera etapa del recocido de banda caliente (1100°C, 5 min) mediante microscopía óptica (Figs. 28a y 28b) y microscopía electrónica de barrido (Figs. 28c y 28d). En la figura 28a se observa que la microestructura después del laminado en caliente presenta granos de ferrita alargados en la dirección de laminación (producto de la deformación) y algunas partes con perlita (microconstituyente mezcla ferrita + cementita) donde se observan zonas más oscuras. La figura 28c nos permite observar a mayor detalle la distribución de fases en la muestra, las zonas más oscuras corresponden a la ferrita mientras que las zonas brillantes corresponden a la mezcla ferrita + cementita (perlita).

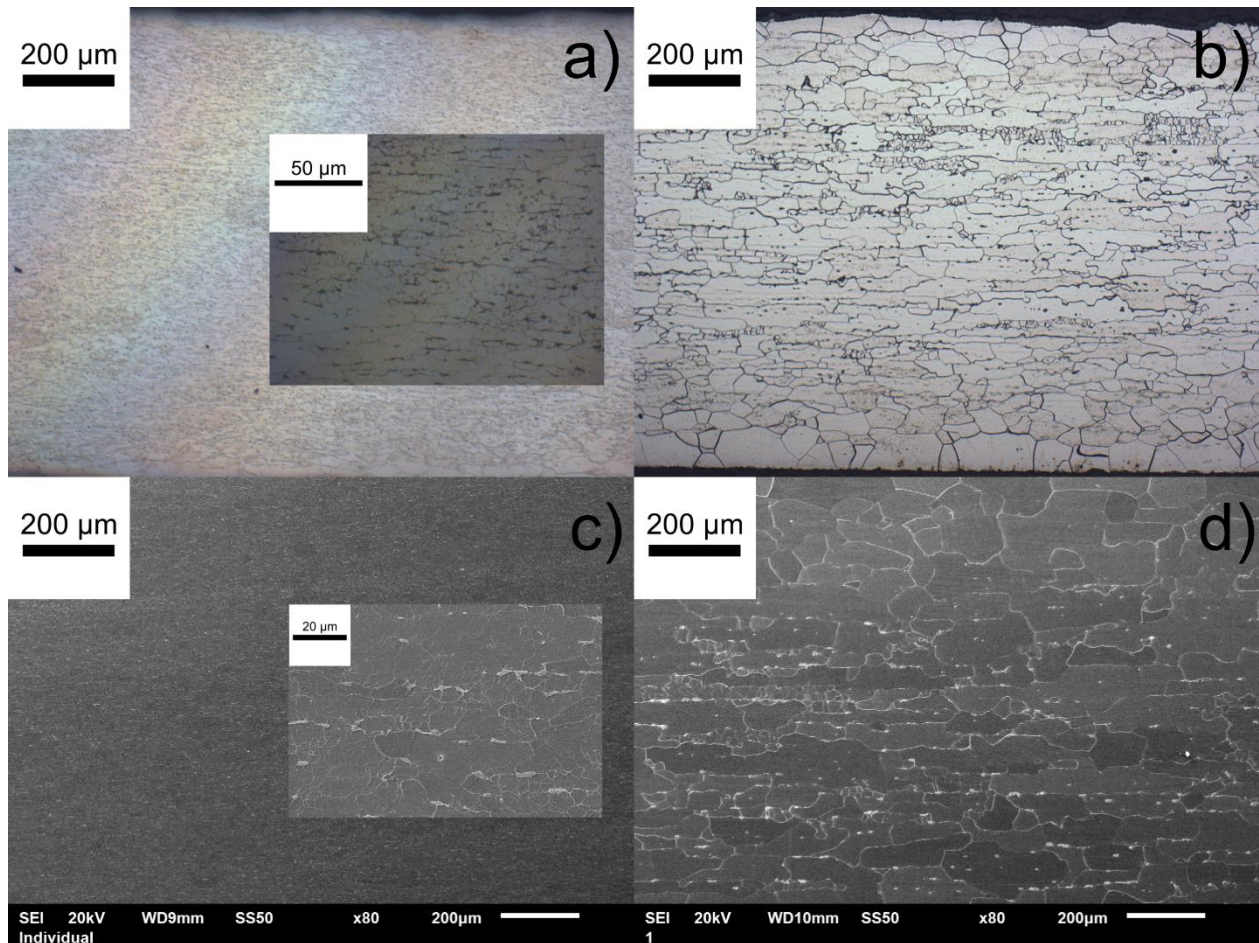


Figura 28. Comparación microestructural del material de llegada a y c) con la primera etapa del HBA (1150°C, 5 min) b y d) por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.

Después de la primera etapa del recocido (fig. 28b) se observa que, aunque los granos están alineados una dirección paralela a la dirección de laminación estos han crecido significativamente. Los granos de la superficie adquieren una morfología equiaxiada y son más grandes en comparación a los que se encuentran en el centro. Con respecto a la distribución de fases podemos observar que después de la primera etapa (fig. 28d) hay una disminución en la cantidad de perlita, principalmente en la superficie del acero, esto, en comparación con la muestra inicial.

Navarro A. [12] encontró que después de la primera etapa de HBA a 925°C por 30 min daba como resultado una microestructura de tipo dúplex donde se tienen granos

de ferrita pequeños en el centro y granos grandes en la superficie. Juárez-Alfaro, E. [13], realizó esta primera etapa a 1150°C por 10, 20 y 30 min. Encontró que se promueve la recrystalización de los granos deformados, independientemente del tiempo. Hernández, M.G. [10] no realizó un HBA de 2 etapas, por lo que después del tratamiento en una etapa, obtuvo una microestructura de granos con morfología columnar. Esto se observó en muestras laminadas en caliente con baja deformación plástica. Hernández-Navarro F. [3], realizó igualmente una sola etapa de HBA pero a distintas temperaturas (850 y 950°C) por 12 h (720 min), obteniendo un crecimiento de grano de tamaño no uniforme, a lo largo del espesor de la muestra.

En la figura 29, observamos la evolución de la microestructura después del HBA por 20, 40 y 60 min a 950°C. Después de 20 min (Fig. 29a), al centro de la muestra observamos que los granos se mantienen aún deformados en una dirección paralela a la dirección de laminación y algunos granos pequeños que son producto de la recrystalización. En las periferias, los granos ya han crecido considerablemente y han adquirido una morfología equiaxiada. Para este tiempo y temperatura, se observan algunas zonas blancas (fig. 29b) relacionadas con la presencia de carburos, pero en menor cantidad con respecto a la muestra inicial (fig. 28c). Seguido de 40 min de tratamiento (fig. 29c) la etapa de recrystalización se ha completado y se observan una microestructura de granos equiaxiados ligeramente alargados en la dirección de laminación. Con respecto a la distribución de fases (fig. 29d) aún se observa cementita depositada en los límites de grano. Subsecuentemente a 60 min de tratamiento se observa una microestructura de granos equiaxiados (fig. 29e); a este tiempo, el mayor tamaño de grano aumenta y presenta mayor uniformidad respecto al tiempo de 40 min (fig. 29c). Además, aún hay algunas zonas blancas relacionadas con la presencia de cementita en los límites de grano (fig. 29f)

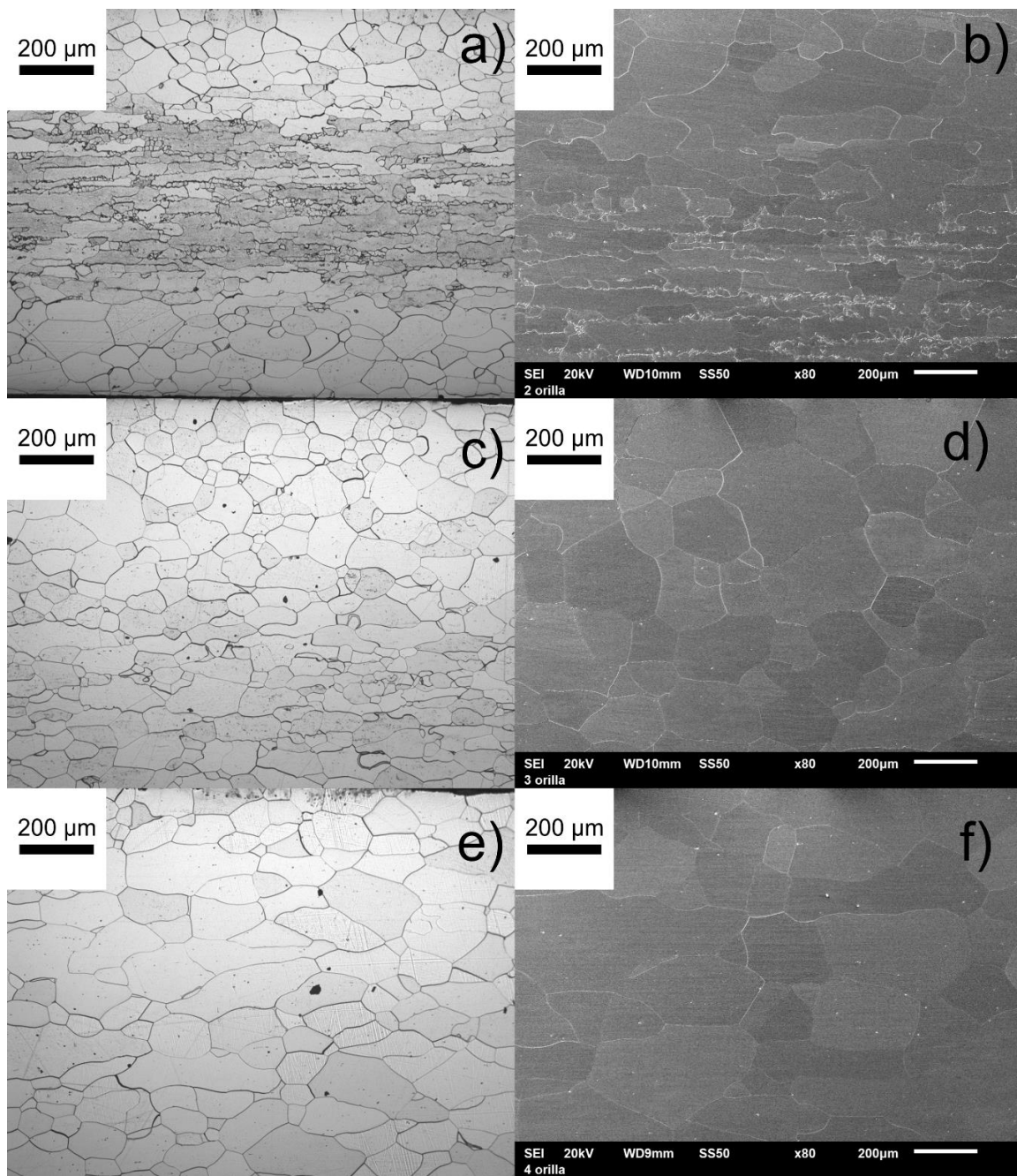


Figura 29. Evolución de la microestructura después de HBA a 950°C (columna izquierda por MO y columna derecha por MEB) por a-b) 20 min, c-d) 40 min y e-f) 60 min.

La figura 30 muestra la evolución de la microestructura después del HBA a 1000°C. Después de 20 min (fig. 30a) se observan granos equiaxiados y granos alargados en la dirección de laminación, con algunos granos recrystalizados pequeños en el

centro. Mediante microscopía electrónica de barrido (fig. 30b) se observa que, la cementita está presente en los límites de grano (zonas blancas). Después de 40 min (fig. 30c) se observa que la recristalización está completa y todos los granos presentan una morfología equiaxiada, también hay presencia de granos grandes y pequeños por lo que no se tiene una microestructura completamente uniforme. En cuanto a la distribución de fases (fig. 30d) se observa menor cantidad de carburos (cementita) en los límites de grano comparando con el tiempo de 20 min (fig. 30b). Por último, pasados 60 min (fig. 30e) se observa una microestructura de granos equiaxidos similar a la obtenida en 40 min, sin embargo, esta microestructura tiene un tamaño de grano más uniforme. Además, se observa que la presencia de carburos disminuye conforme se aumenta el tiempo de tratamiento a 60 min (fig. 30f).

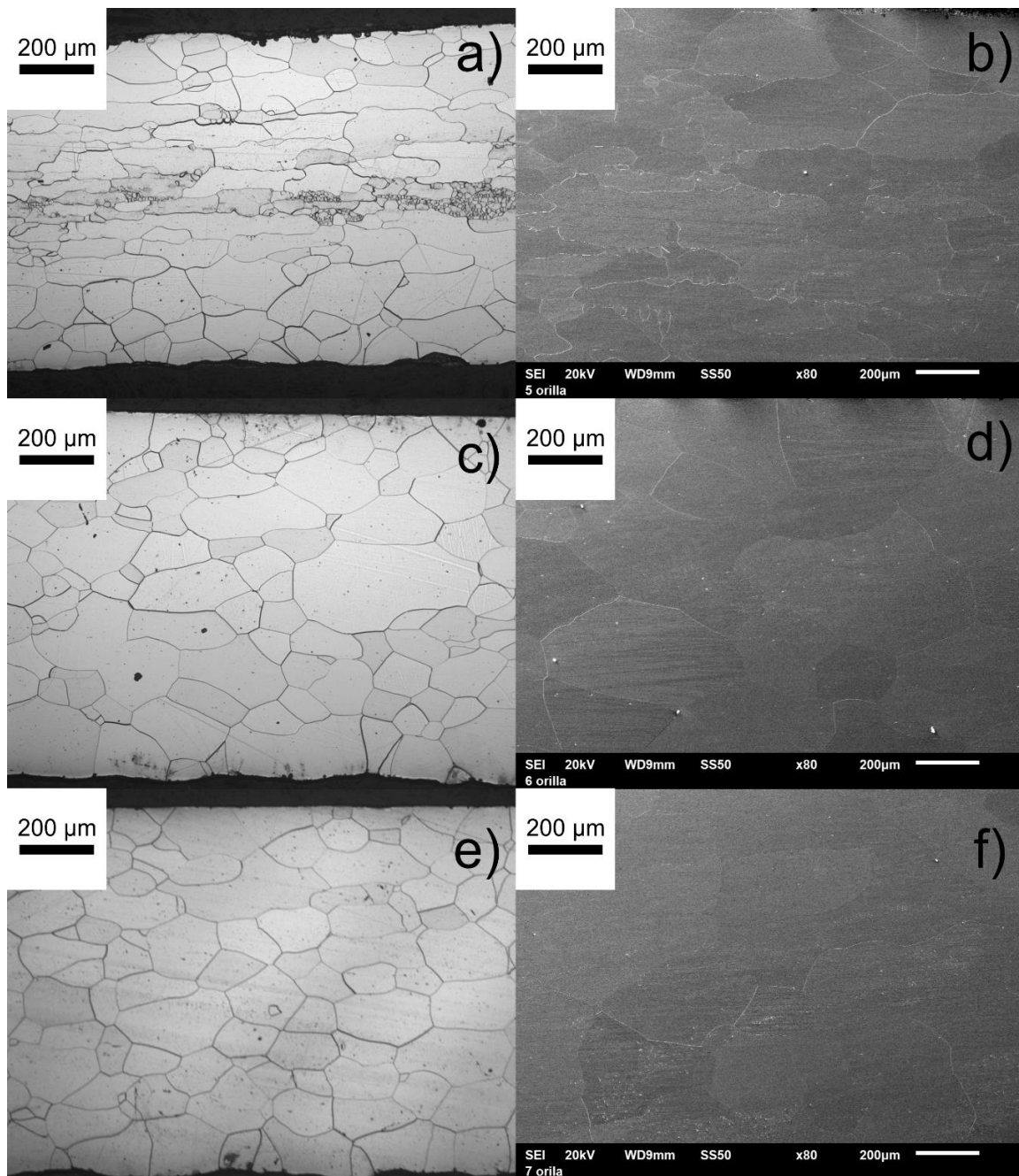


Figura 30. Evolución de la microestructura después de HBA a 1000°C (columna izquierda por MO y columna derecha por MEB) por a-b) 20 min, c-d) 40 min y e-f) 60 min.

En la figura 31 se observa el efecto del recocido de banda caliente sobre la microestructura a una temperatura de 1050°C. A esta temperatura y después de 20 min (fig. 31a) se observa una microestructura de granos equiaxidos y granos

alargados en la dirección de laminación. Respecto a la distribución de fases se puede notar (fig. 31b) la presencia de cementita en los límites de grano. Después de 40 min (fig. 31c) los granos muestran un mayor tamaño y la recrystalización se ha completado, pero con algunos granos alargados en la dirección de laminación. En la figura 31d se observa que la cantidad de cementita presente en los límites de grano disminuye, comparado con 20 min de tratamiento (fig. 31b). Finalmente, a 60 min (fig. 31e) se observa una microestructura de granos equiaxiados y no se observan granos alargados en la dirección de laminación. Además, para este tiempo la cantidad de carburos se ha disminuido y la cementita se observa a una mayor magnificación en la figura insertada de la figura 31d, por lo que el incremento en el tiempo de tratamiento reduce la cantidad de carburos.

En la figura 32 se observan los cambios microestructurales después del recocido de banda caliente a 1100°C por 20, 40 y 60 min. Después de 20 min (fig. 32a) se observa una microestructura de granos equiaxiados y al centro se mantienen algunos granos más pequeños recrystalizados. Además, se observan carburos (cementita) en los límites de grano (fig. 32b). Después de 40 min (fig. 32c), persiste una microestructura de granos equiaxiados, los cuales han crecido considerablemente comparado con el tiempo de 20 min (fig. 32a) y solo se observan algunas zonas blancas relacionadas con los carburos en los límites de grano (fig. 32d). Pasados a 60 min (fig. 32e) la microestructura es similar comparado con un tiempo de 40 minutos (fig. 32c) presentando una microestructura de granos equiaxiados y se observa muy poca presencia de carburos en los límites de grano (fig. 32f).

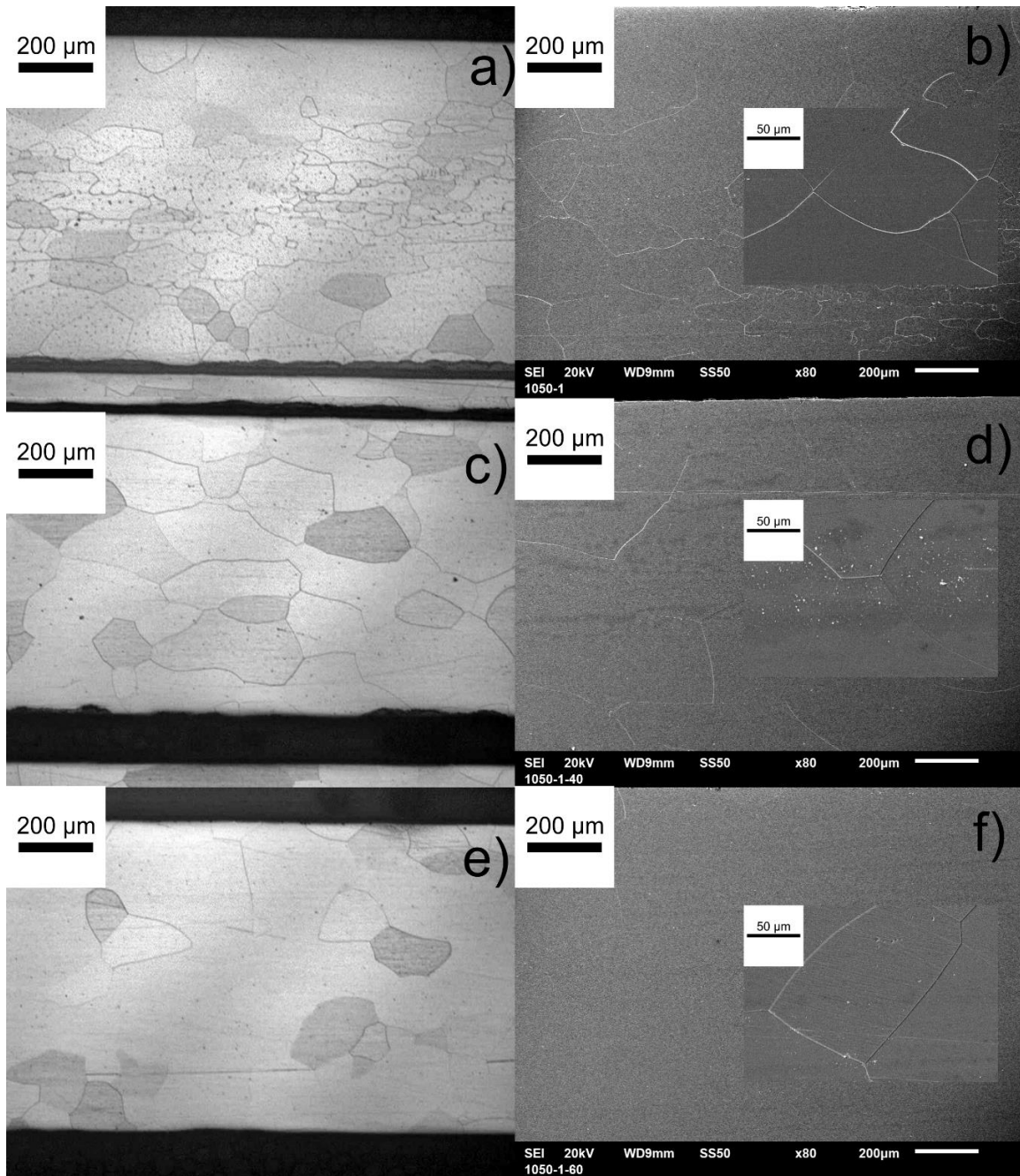


Figura 31. Evolución de la microestructura después de HBA a 1050°C (columna izquierda por MO y columna derecha por MEB) por a-b) 20 min, c-d) 40 min y e-f) 60 min.

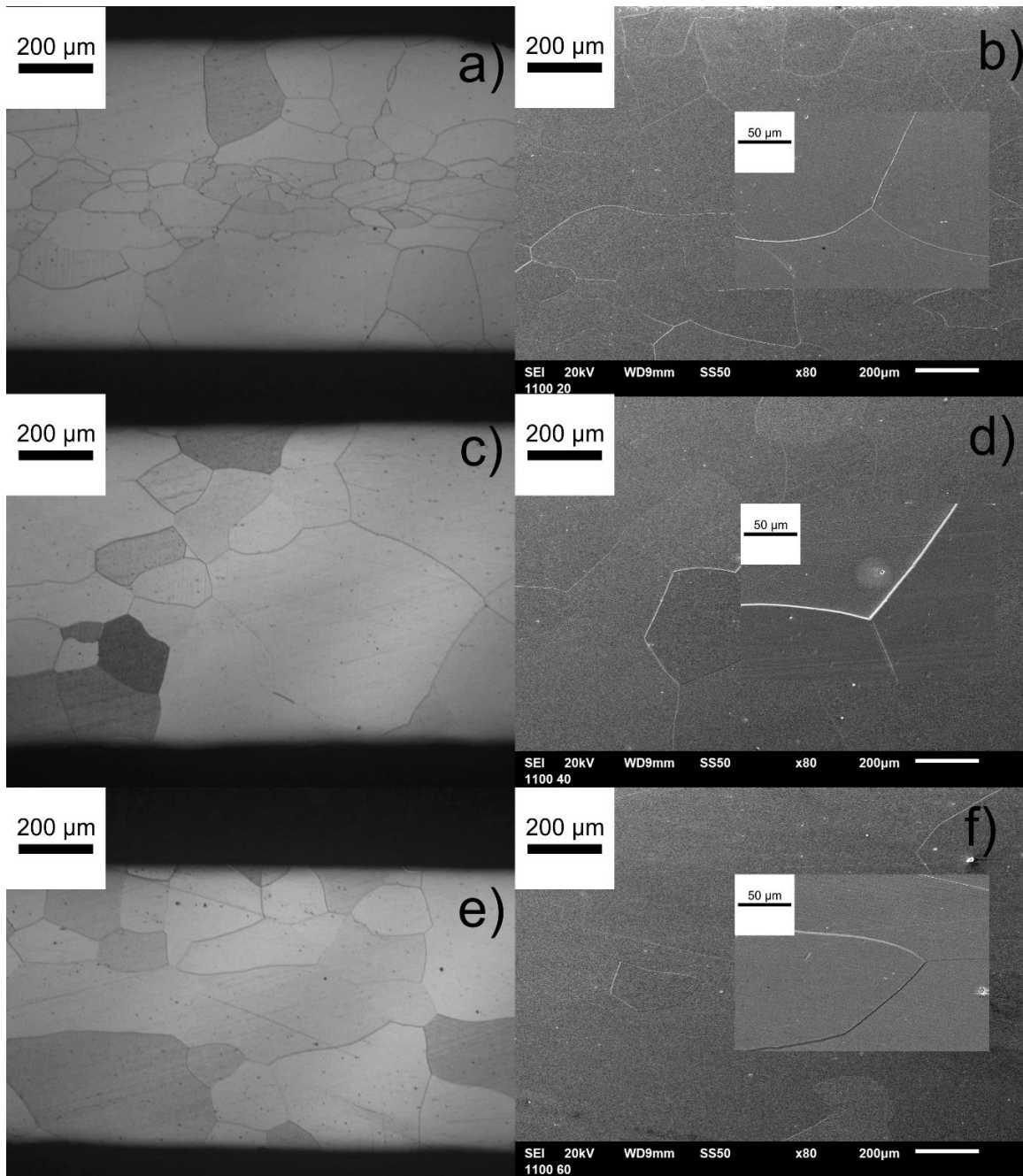


Figura 32. Evolución de la microestructura después de HBA a 1100°C (columna izquierda por MO y columna derecha por MEB) por a-b) 20 min, c-d) 40 min y e-f) 60 min.

Para analizar el efecto del tiempo en cada una de las temperaturas de recocido de banda caliente, en la figura 33 se presenta la evolución del tamaño de grano en función del tiempo para las diferentes temperaturas. En todos los casos podemos observar que el incremento en el tiempo de tratamiento de 20, 40 y 60 min

incrementa el tamaño de grano de la siguiente y también el incremento en la temperatura permite obtener un tamaño de grano mayor. Cabe mencionar que en algunos casos se encontraban presentes granos recristalizados pequeños en el centro de las láminas de acero y estos no fueron tomados en cuenta. A continuación, se resumen los tamaños de grano obtenidos en cada temperatura (fig. 33). Para la temperatura de 950 °C el tamaño de grano fue de 85.2, 121.1 y 152.1 μm , para el tiempo de 20, 40 y 60 min, respectivamente. Para 1000 °C, el tamaño de grano fue de 127.6, 142.3 y 162.2 μm , para el tiempo de 20, 40 y 60 min, respectivamente. Para 1050 °C, el tamaño de grano fue de 169.4, 185.6 y 221.8 μm , para el tiempo de 20, 40 y 60 min, respectivamente. Para 1100 °C, el tamaño de grano fue de 253.8, 270.6 y 283.8 μm , para el tiempo de 20, 40 y 60 min, respectivamente.

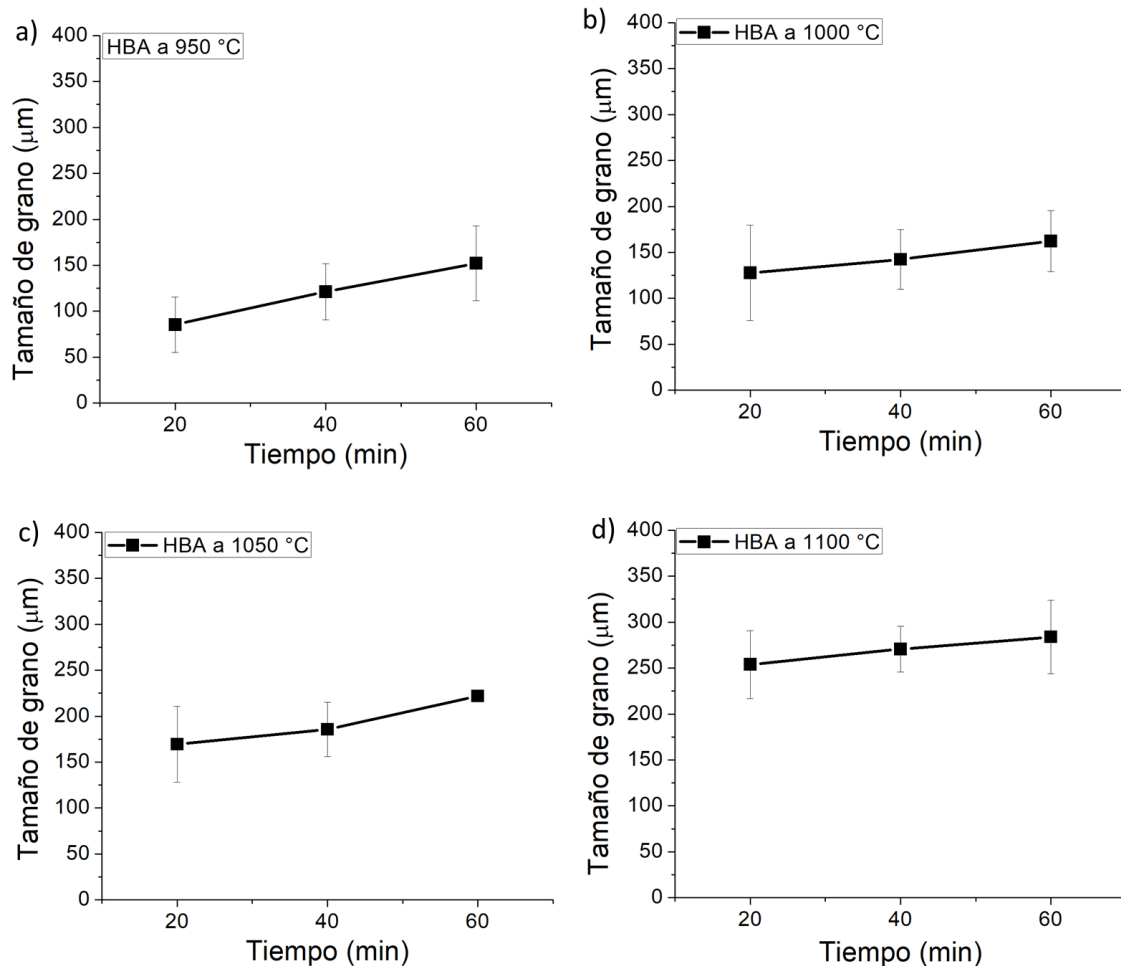


Figura 33. Evolución del tiempo de recocido de banda caliente sobre el tamaño de grano de la ferrita para las diferentes temperaturas: a) 950°C, b) 1000°C, c) 1050°C y d) 1100°C.

Comparando estos resultados con los resultados obtenidos por Navarro, A. [12] donde estudio el recocido de banda caliente en dos etapas de un acero de bajo Si (0.594 wt. %) con contenido de carbono ligeramente mayor (0.055 wt. %) al de este trabajo (0.032 wt. %), donde se evaluó el efecto de la temperatura de la primera etapa de recocido de banda caliente y reportó una redistribución de los microconstituyentes y un incremento en el tamaño de grano conforme se incrementó la temperatura desde 925 °C hasta 1000 °C por 30 min. En este trabajo se observó un comportamiento similar al reportado (fig. 28) con la diferencia de que se incrementó la temperatura de tratamiento y se redujo el tiempo (1100 °C por 5 min), además, en nuestro acero se observó una ligera direccionalidad con granos alargados en la dirección de laminación después del HBA de la primera etapa. En la segunda etapa de HBA Navarro, A. F. [12] reportó que dependiendo de la temperatura de tratamiento de HBA en la primera etapa, se producen diferentes microestructuras con tamaños de grano homogéneos, heterogéneos y estos pueden crecer de manera normal o mediante crecimiento selectivo con tiempos desde 180 min hasta 540 min a una temperatura de 850 °C, pero solo en los tiempos más largos se obtuvieron microestructuras homogéneas. En este trabajo se observaron microestructuras similares para diferentes temperaturas y tiempos esta segunda etapa de HBA, pero reduciendo significativamente el tiempo a 60 min procesados a temperaturas 950, 1000, 1050 y 1100 °C, las cuales son mayores respecto a las de ese trabajo para la segunda etapa de HBA (850 °C) y obteniendo microestructuras uniformes a este tiempo (figs. 29-32).

En orden de evaluar la evolución microestructural para las diferentes temperaturas de HBA desde 950 °C hasta 1100 °C se presentan las micrografías obtenidas para los tiempos de 20 min (figura 34), 40 min (figura 35) y 60 min (figura 36).

En la figura 34, después de 20 min de tratamiento podemos observar una microestructura de granos equiaxiados y granos alargados en la dirección de laminación para todas las temperaturas (figs. 34a, 34c, 34e, 34g). Además, para la temperatura de 950 °C y 1000 °C aún se observan granos recristalizados pequeños en el centro (figs. 34a, 34c). En este sentido las temperaturas de 1050 °C y 1000

°C son temperaturas donde las láminas de acero recrystalizan para un tiempo de 20 min, aunque no presentan una microestructura uniforme (figs. 34e, 34g). Sin embargo, el incremento en la temperatura acelera el proceso de descarburación, como se observa en las figuras 34b, 34d, 34f, 34h con menor cantidad de carburos (zonas blancas) en los límites de grano para temperaturas más altas.

En la figura 35, se muestra la evolución de la microestructura para un tiempo de 40 min para las diferentes temperaturas de HBA. A diferencia del tiempo de 20 min donde se observaban aun granos recrystalizados pequeños para algunas temperaturas (fig. 34), para 40 min se observa una microestructura de granos equiaxiados y granos alargados en la dirección de laminación para las temperaturas de 950°C (fig. 35a) y 1000 °C (fig. 35c) y una microestructura completamente recrystalizada en todas las temperaturas (fig. 34). Además, para este tiempo se ha disminuido aún más la presencia de carburos en los límites de grano como se observa en las figuras 35b, 35d, 35f, 35h respecto a 20 min (figs. 34b, 34d, 34f, 34h) lo cual es más evidente con el incremento en la temperatura donde solo en algunos límites se observa la presencia de carburos (zonas blancas) en incluso para las temperaturas de 1050 °C y 1100 °C se insertó una micrografía a mayores aumentos para apreciar la cementita en los límites de grano (figs. 35f, 35h).

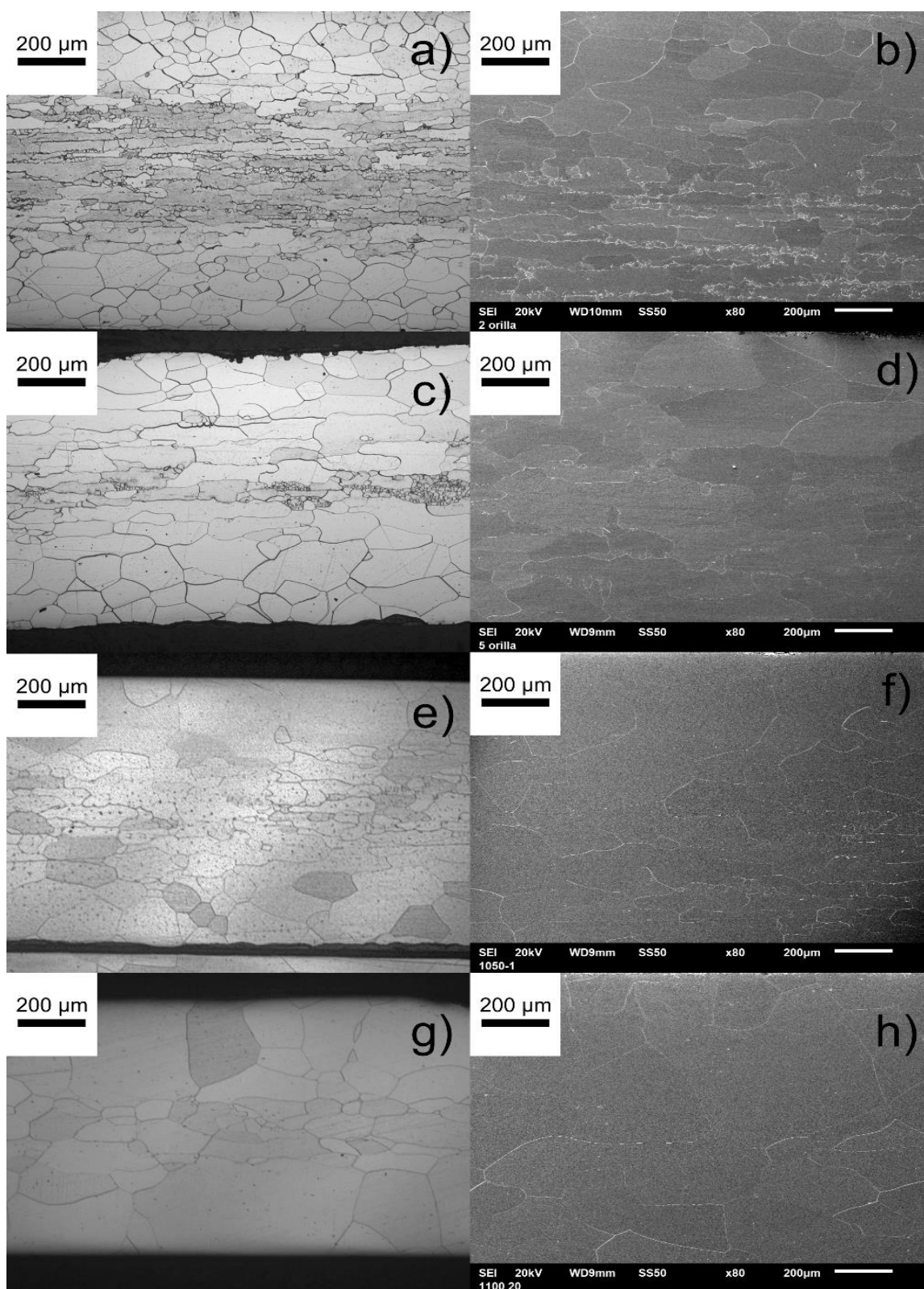


Figura 34. Evolución de la microestructura después de 20 min de HBA (columna izquierda por MO y columna derecha por MEB): a, b) 950°C; c, d) 1000°C; e, f) 1050°C y g, h) 1100°C.

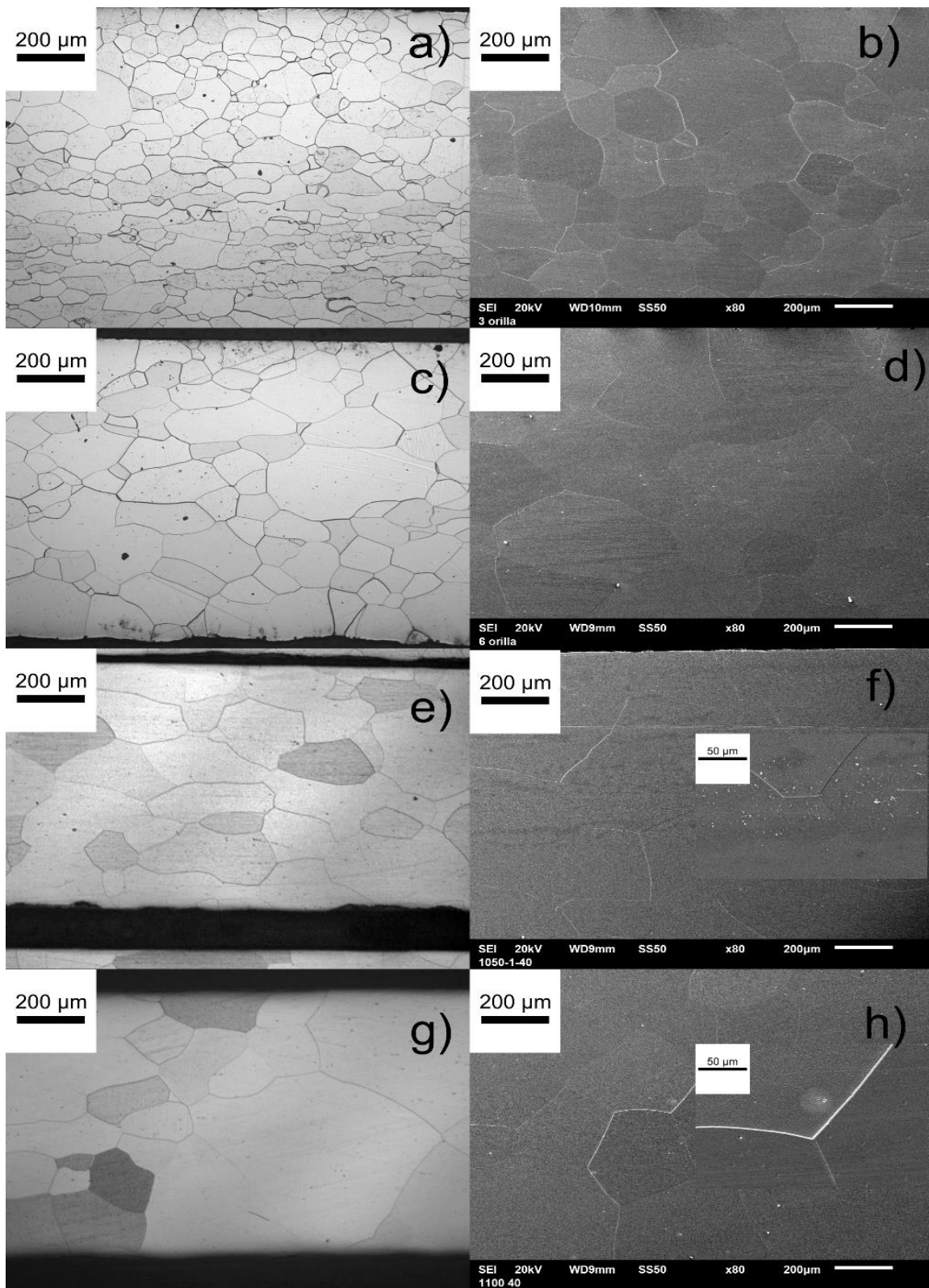


Figura 35. Evolución de la microestructura después de 40 min de HBA (columna izquierda por MO y columna derecha por MEB): a, b) 950°C; c, d) 1000°C; e, f) 1050°C; g, h) 1100°C.

En la figura 36 se muestran las microestructuras para cada temperatura durante un tiempo de 60 min. Para este tiempo en todas las temperaturas se observa una microestructura de granos equiaxiados sin la presencia de granos alargados en la dirección de laminación y tampoco se observan granos recristalizados pequeños (figs. 36a, 36c, 36e, 36g), aunque se observan diferencias significativas respecto al tamaño de grano en función de la temperatura de tratamiento, incrementando de tamaño conforme se incrementa la temperatura. Además, relacionado con la cantidad de carburos (zonas blancas) para 60 min (figs. 36b, 36d, 36f, 36h), se observa que la cantidad de carburos ha disminuido respecto al tiempo de 40 min para cada temperatura y en este tiempo (60 min) para las temperaturas de 1050 °C y 1100 °C también se insertó una micrografía a mayores aumentos para apreciar la cementita en los límites de grano (figs. 36f, 36h).

Para analizar el efecto de la temperatura de tratamiento para cada tiempo de tratamiento de recocido de banda caliente, en la figura 37 se presenta la evolución del tamaño de grano en función de la temperatura para los diferentes tiempos. En todos los casos podemos observar que el incremento en la temperatura de recocido de banda caliente incrementa el tamaño de grano, además tiempos mayores, también permiten obtener un tamaño de grano mayor.

A continuación, se resumen los tamaños de grano obtenidos en cada tiempo. Para un tiempo de 20 min el tamaño de grano fue de 85.2, 127.6, 169.4 y 253.8 μm , para las temperaturas de 950, 1000, 1050, y 1100 °C, respectivamente. Para un tiempo de 40 min el tamaño de grano fue de 121.1, 142.3, 185.6 y 270.6 μm , para las temperaturas de 950, 1000, 1050, y 1100 °C, respectivamente. Para un tiempo de 60 min el tamaño de grano fue de 152.1, 162.2, 221.8 y 283.8 μm , para las temperaturas de 950, 1000, 1050, y 1100 °C, respectivamente.

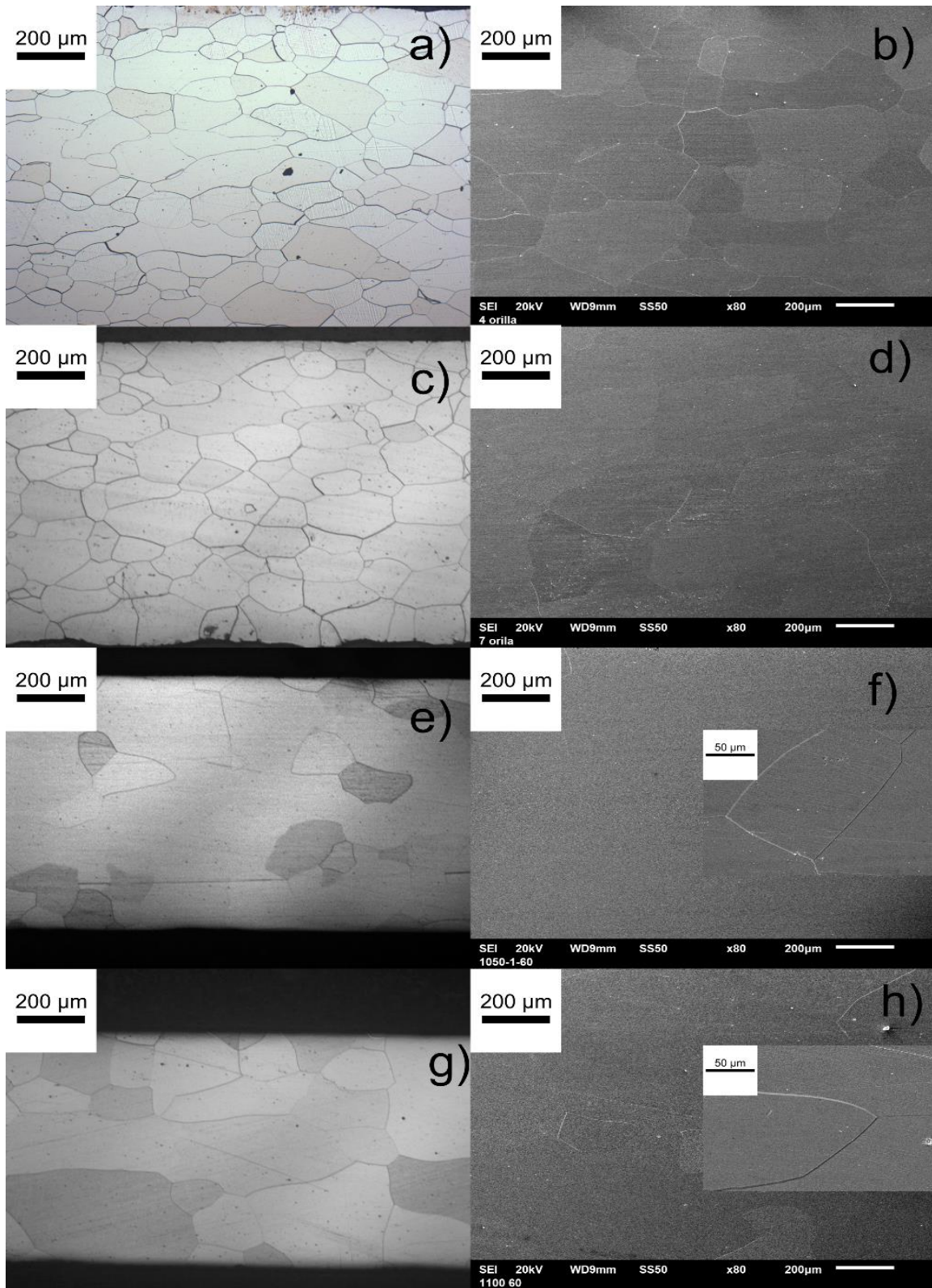


Figura 36. Evolución de la microestructura después de 60 min de HBA (columna izquierda por MO y columna derecha por MEB): a, b) 950°C; c, d) 1000°C; e, f) 1050°C; g, h) 1100°C.

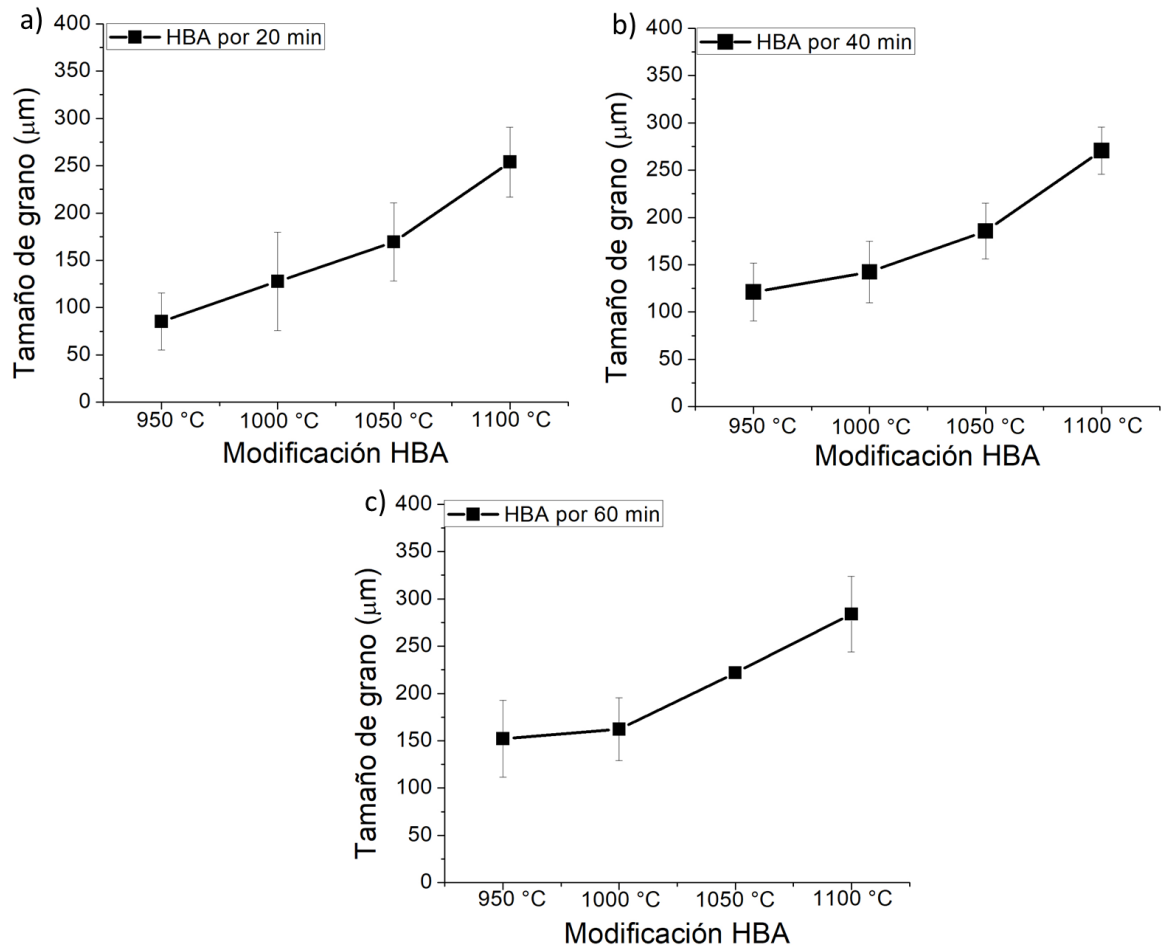


Figura 37. Evolución del tamaño de grano en función de la temperatura de recocido de banda caliente (HBA) para los diferentes tiempos: a) 20 min, b) 40 min y c) 60 min.

Juárez-Alfaro, E. [13] estudió el recocido de banda caliente (HBA) en dos etapas en un acero con 0.6%Si y 0.05%C. Se emplearon tiempos de 10, 20 y 30 min en la primera etapa de recocido de banda caliente (1150 $^{\circ}\text{C}$). Se obtuvo una redistribución de los microconstituyentes y una microestructura completamente recrystalizada independientemente del tiempo. En el presente trabajo (2.5%Si, 0.032%C), se observó un comportamiento similar al reportado (fig. 28), con la diferencia de que se redujo la temperatura de tratamiento y el tiempo (1100 $^{\circ}\text{C}$ por 5 min). Además, en este trabajo, se observó una ligera direccionalidad con granos alargados en la dirección de laminación después del HBA de la primera etapa, el cual puede estar relacionado con el contenido de Si de este trabajo. En la segunda etapa de HBA

Juárez-Alfaro, E. [13] reportó que un tiempo de 540 min y una temperatura de 850 °C en la segunda etapa del HBA, no producen microestructuras uniformes a excepción de un acero procesado mediante HBA en una etapa, pero el tamaño de grano fue pequeño. En contraste, el HBA en dos etapas, promovió la obtención de microestructuras con granos grandes en la periferia y granos pequeños en el centro de la lámina de acero, para un tiempo de 540 min y una temperatura de 850 °C en la segunda etapa de recocido.

En este sentido el procesamiento del acero con un contenido de Si mayor (2.5%) mediante HBA en dos etapas, pero a una temperatura mayor y con tiempos más cortos en la segunda etapa de recocido de HBA, produce ventajas microestructurales al obtener microestructuras de granos más uniformes y de mayor tamaño a temperaturas de 950, 1000, 1050 y 1100 °C por un tiempo de 60 min (fig. 36). Para un tiempo de 40 min, el tamaño de grano es menor (fig. 35). Estos cambios se atribuyen al incremento en la temperatura que acelera la difusión y la movilidad de los límites de grano. Sin embargo, para un tiempo de 20 min se obtuvieron microestructuras con granos grandes en la periferia y granos pequeños al centro de la lámina de acero (fig. 34), similar a lo reportado por Juárez-Alfaro, E. [13]. Como se mencionó anteriormente, se seleccionó el tiempo en el que el tamaño de grano fuera más uniforme para replicar el tratamiento en las piezas de 7 x 12 cm. Como se observa en la figura 36, después de 60 min, la microestructura es uniforme, por lo que se eligió este tiempo para el tratamiento.

En la tabla 2 se muestran los resultados de la composición química después del recocido de banda caliente por 60 min a cada temperatura. Como podemos observar la cantidad de carbono se redujo en un 43.75% para la temperatura de 950°C, 50% para la temperatura de 1000°C, 68.75% para la temperatura de 1050°C y un 96.87% para la temperatura de 1100°C. La descaburación es un proceso difusivo que depende tanto del tiempo como de la temperatura [22]. Considerando que el tiempo de permanencia fue el mismo (60 min), los resultados obtenidos sugieren que, el aumento en la temperatura de recocido de banda caliente promueve una descaburación más rápida. También se observa que el contenido de

silicio disminuye ligeramente. Este resultado sugiere que el silicio también difunde y se elimina durante el tratamiento térmico, sin embargo, es claro que la pérdida de este elemento es mucho menos significativa que la del carbono. Los contenidos de los demás elementos variaron muy poco, lo que sugiere que la difusión del C y Si, es más rápida que la de los otros elementos.

Tabla 2. Composición química obtenida a distintas temperaturas de recocido de banda caliente, después de 60 min.

Elemento	950°C	1000°C	1050°C	1100°C
C	0.018	0.016	0.010	0.001
Si	2.387	2.360	2.374	2.381
Al	0.668	0.657	0.685	0.718
Mn	0.695	0.691	0.702	0.704
Ni	0.018	0.019	0.019	0.018

Navarro, A. F. [12], reportó una reducción en el porcentaje de carburos con el incremento en la temperatura en la primera etapa de recocido de banda caliente. En el presente trabajo, se observa un comportamiento similar, aunque el incremento en la temperatura de HBA se realizó en la segunda etapa de recocido, lo que confirma que un incremento en la temperatura acelera el proceso de descarburación.

3.2 Laminación en frío.

La laminación en frío introduce deformación almacenada y defectos que condicionan los mecanismos de recristalización posteriores.

En la ruta de procesamiento para aceros eléctricos, el laminado en frío va justo después del laminado en caliente y, como se mencionó anteriormente, en este trabajo se procesó una muestra sin modificación de recocido de banda caliente similar a la ruta típica. Esto para comparar las muestras procesadas sin y con recocido de banda caliente. Las microestructuras obtenidas después de la

laminación en frío se muestran en la figura 38 para la muestra sin modificar y para las muestras modificadas a 950, 1000, 1050, y 1100 °C mediante recocido de banda caliente.

En la figura 38a para el acero laminado en frío sin modificación mediante recocido de banda caliente, se observa una microestructura de granos pequeños deformados, que son consecuencia de no haber recibido algún tratamiento previo a la laminación en frío. Mediante microscopía electrónica de barrido (fig. 38b) se observa una microestructura deformada y la presencia de carburos en los límites de granos deformados (zonas blancas).

Las muestras procesadas previamente por HBA se muestran en las figuras 38c, 38e, 38g, 38i. En todos los casos se observan microestructuras deformadas en la dirección de laminación, pero con granos deformados más grandes los cuales incrementan con el incremento en la temperatura de recocido de banda caliente, siendo más grandes para las temperaturas de 1050 y 1100 °C donde el tamaño de grano previo a la laminación en frío fue mayor (figuras 36e y 36g). Además, se observan bandas de corte en todos los aceros que se procesaron mediante recocido de banda caliente durante 60 min después de la laminación en frío (figs. 38c, 38e, 38g, 38i) debido a la alta energía almacenada durante la laminación en frío. Mediante microscopía electrónica de barrido no se observa claramente la presencia de carburos en los límites de grano deformados en los aceros laminados en frío sometidos a las diferentes temperaturas de recocido de banda caliente (figs. 38d, 38f, 38h, 38j).

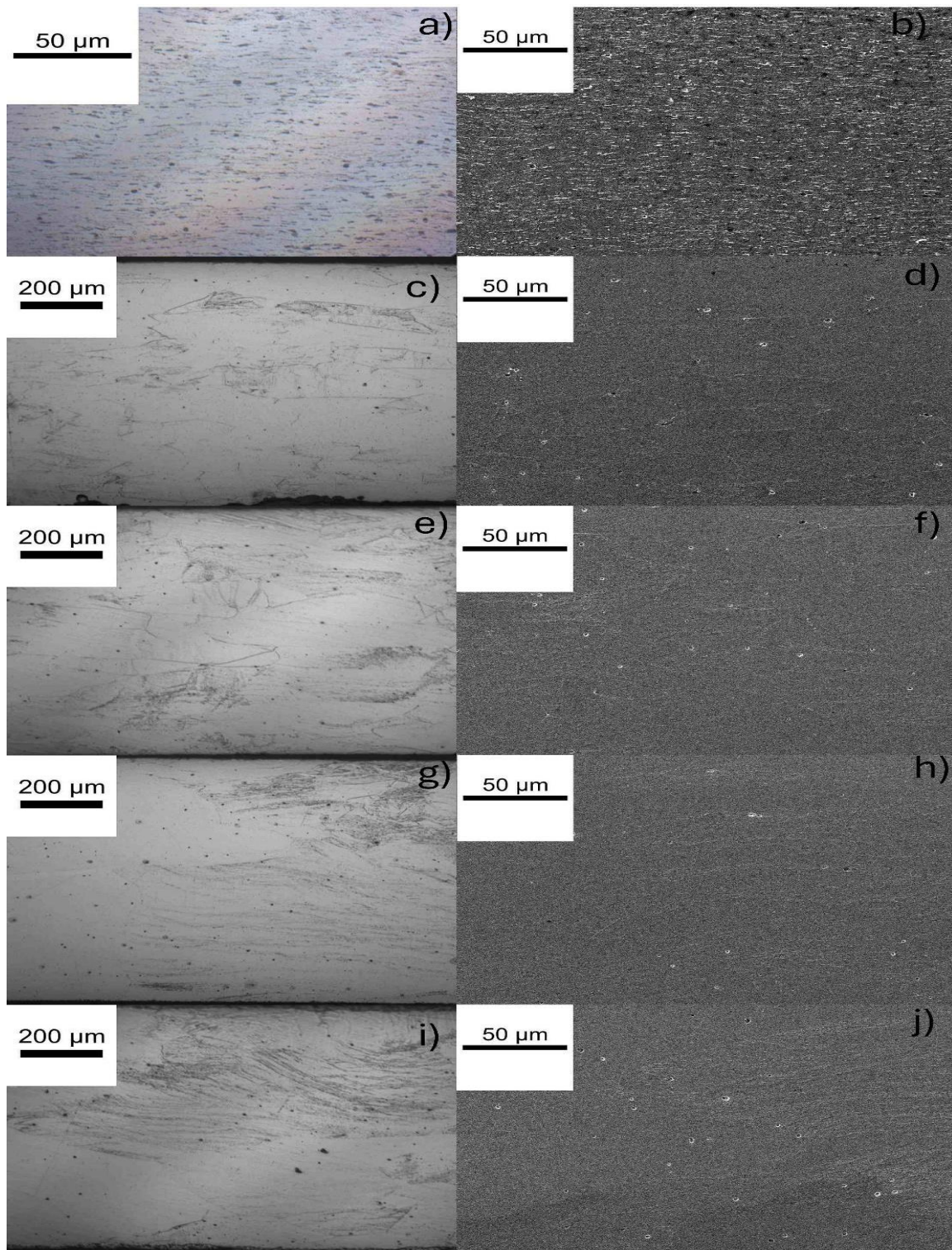


Figura 38. Microestructuras después de laminación en frío de a-b) muestra sin modificar y muestras procesadas por HBA a: c-d) 950°C; e-f) 1000°C, g-h) 1050°C; i-j) 1100°C.

En los trabajos reportados por Hernández, M.G. [10], Hernández-Navarro, F. [11], Navarro, A. F. [12], y Alfaro Juárez, E. [13], se ha reportado que dependiendo de la microestructura obtenida en el HBA los granos deformados a través del espesor de la lámina tendrán diferente tamaño, pero en general los granos deformados serán más grandes en aceros sometidos al HBA donde se crece el grano. Esta característica es similar comparando la microestructura obtenida en el acero laminado en frío sin modificar, donde los granos deformados son pequeños (figs. 38a, 38b), con la microestructura obtenida en los aceros modificados mediante HBA a 950, 1000, 1050 y 1100 °C por 60 min (figs. 38c a 38j), la cual se caracteriza por la presencia de granos deformados grandes.

3.3 Recocido final.

El recocido final activa la recrystalización y crecimiento de grano, procesos influenciados por las condiciones previas del HBA.

Finalmente, las muestras laminadas en frío, sin y con recocido de banda caliente (60 min a 950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C) previo, fueron sometidas a un recocido final (R.F. = 850°C por 10, 20 y 30 min). La figura 40 muestra los cambios en la microestructura después del RF por 10 min para todas las muestras (sin y con modificación mediante HBA). En general, se observa una microestructura de granos equiaxiados recrystalizados (figs. 39a, 39c, 39e, 39g, 39i), los cuales son más pequeños en la muestra sin recocido de banda caliente (fig. 39a). También se observó que las muestras sin recocido de banda caliente muestran una mayor cantidad de carburos en los límites de grano (figs. 39b, 39d, 39f, 39h, 39j), lo cual sugiere que el recocido de banda caliente promueve la descaburación del acero. El efecto de la temperatura de recocido de banda caliente (por 60 min) sobre el tamaño de grano obtenido después del recocido final (850 °C, 10 min) se muestra en la fig. 40.

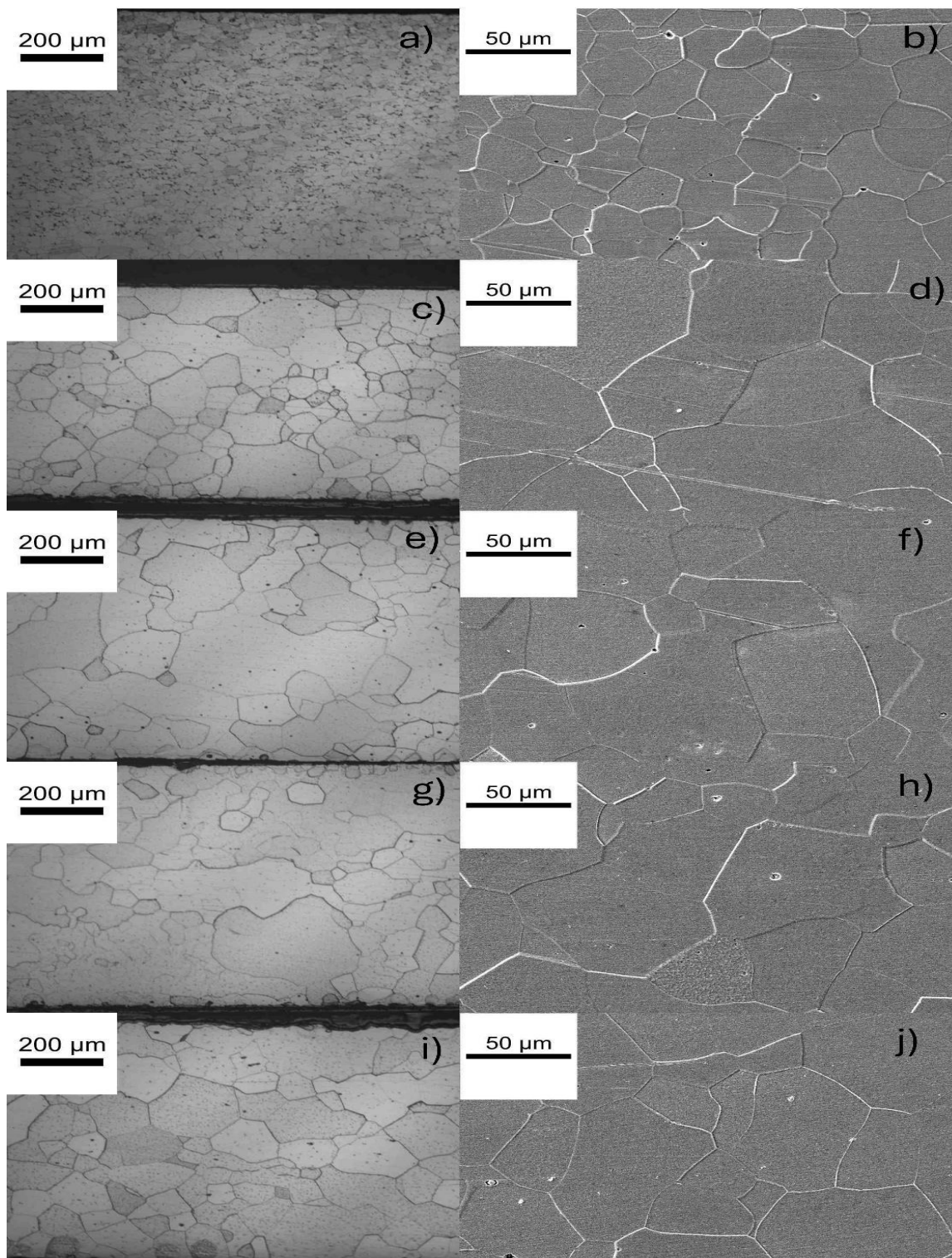


Figura 39. Microestructuras obtenidas después del recocido final a 850 °C por 10 min: a, b) muestra sin modificar; muestras procesadas por HBA a: c, d) 950°C; e, f) 1000°C; g, h) 1050°C; i, j) 1100°C.

A continuación, se resumen los tamaños de grano obtenidos después del recocido final a 850 °C por 10 min. Para el acero sin modificación mediante HBA el tamaño de grano fue de 35.6 μm . Para el acero modificado mediante HBA (950 °C) el tamaño de grano fue de 52.5 μm . Para el acero modificado mediante HBA (1000 °C) el tamaño de grano fue de 56.6 μm . Para el acero modificado mediante HBA (1050 °C) el tamaño de grano fue de 57.9 μm . Para el acero modificado mediante HBA (1100 °C) el tamaño de grano fue de 61.0 μm .

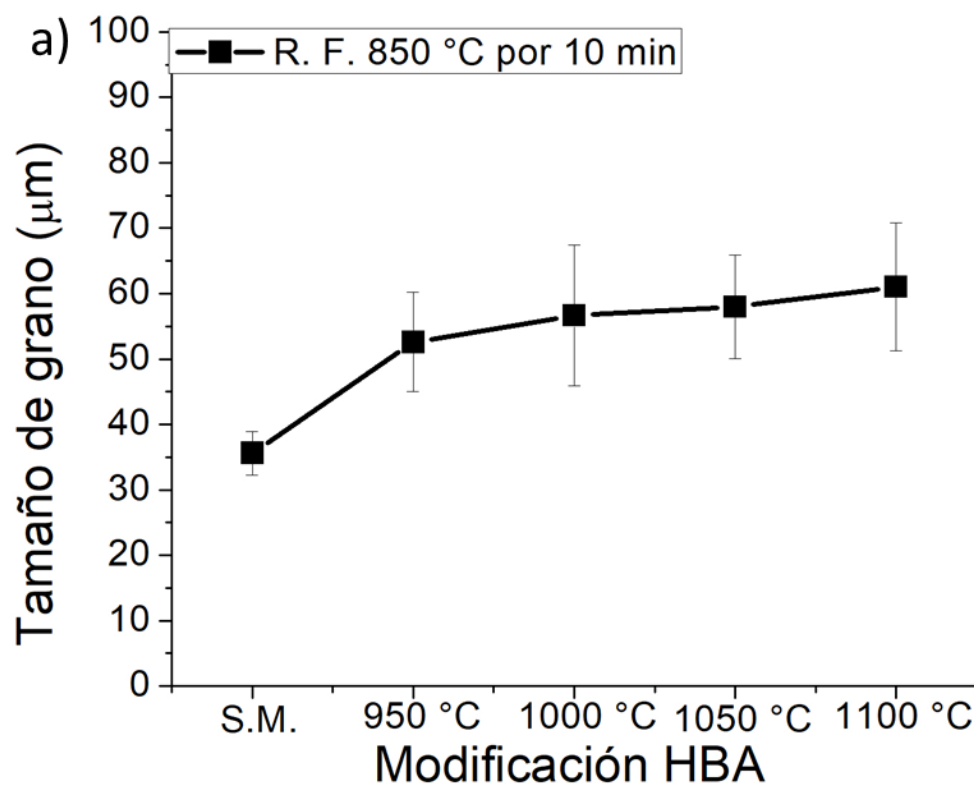


Figura 40. Evolución del tamaño de grano después del recocido final a 850 °C por 10 min para los aceros sin y con modificación mediante HBA.

A continuación, se presentan los resultados obtenidos después del recocido final por 20 min (figura 41). Para este tiempo de recocido final se observa una microestructura de granos equiaxiados en todas las muestras, tanto para la muestra sin modificación como para las modificadas mediante recocido de banda caliente (figs. 41a, 41c, 41e, 41g, 41i). En todos los casos se observa la presencia de carburos en los límites de granos, los cuales al igual que el recocido final a 850 °C por 10 min se observan claramente en la muestra procesada sin recocido de banda caliente (fig. 41b) y disminuyen a media que aumenta la temperatura de recocido de banda caliente (figs. 41d, 41f, 41h, 41j).

La evolución del tamaño de grano después del recocido final por 20 min para las muestras sin y con modificación mediante recocido de banda caliente se muestran en la figura 42. Donde se observa que el acero sin modificación presenta un tamaño de grano más pequeño comparado con los aceros procesados mediante recocido de banda caliente. Además, se observa que el tamaño de grano después del recocido final a 850 °C por 20 min incrementa para las temperaturas de recocido de banda caliente de 950 y 1000 °C, pero este disminuye para las temperaturas de recocido de banda caliente de 1050 y 1100 °C.

A continuación, se resumen los tamaños de grano obtenidos después del recocido final a 850 °C por 20 min. Para el acero sin modificación mediante HBA el tamaño de grano fue de 26.0 μm . Para el acero modificado mediante HBA (950 °C) el tamaño de grano fue de 62.4 μm . Para el acero modificado mediante HBA (1000 °C) el tamaño de grano fue de 65.1 μm . Para el acero modificado mediante HBA (1050 °C) el tamaño de grano fue de 58.2 μm . Para el acero modificado mediante HBA (1100 °C) el tamaño de grano fue de 53.8 μm .

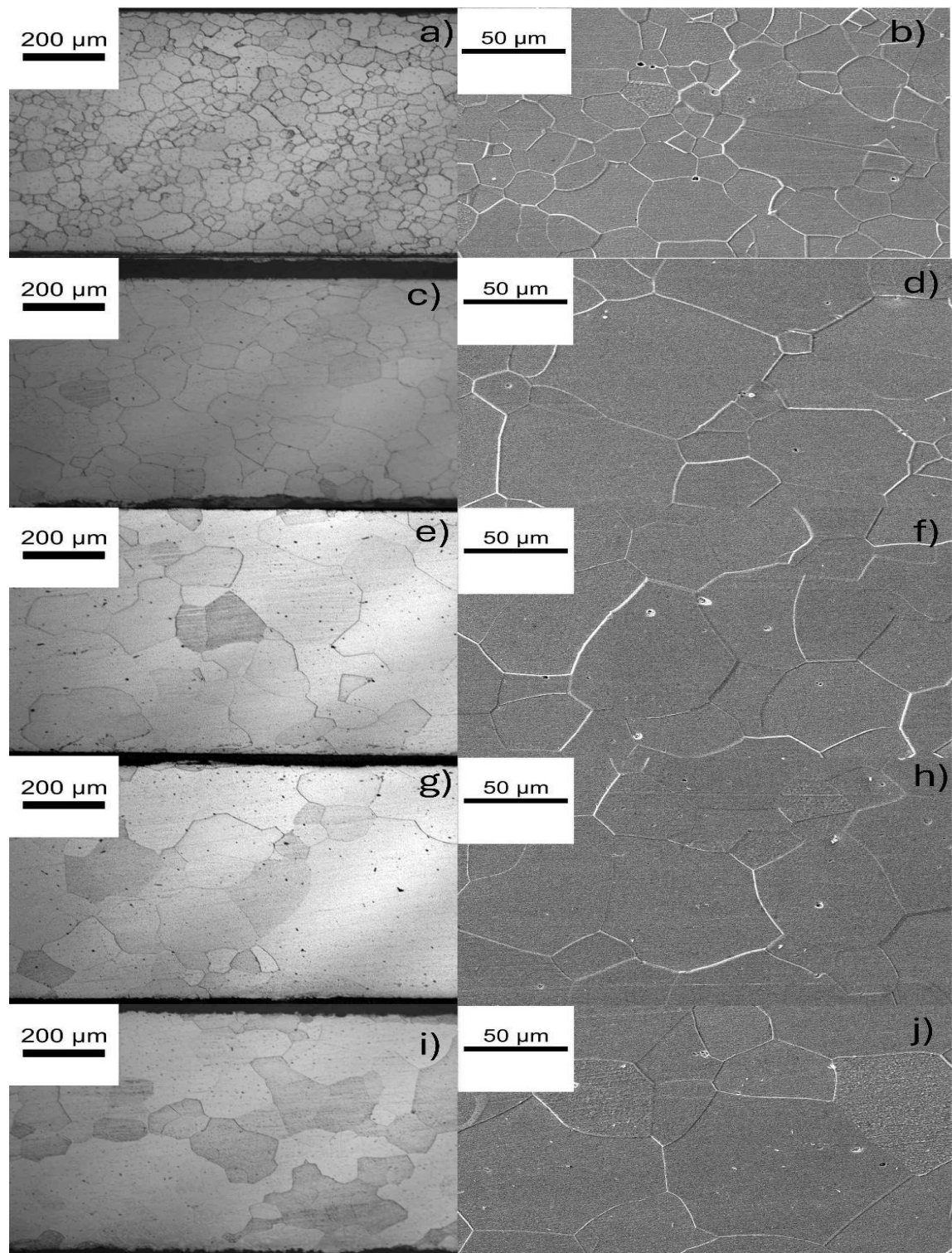


Figura 41. Microestructuras después de laminación en frío y con recocido final a 850 °C por 20 min: a, b) muestra sin modificar y muestras procesadas por HBA: c, d) 950°C; e, f) 1000°C, g, h) 1050°C y i, j) 1100°C.

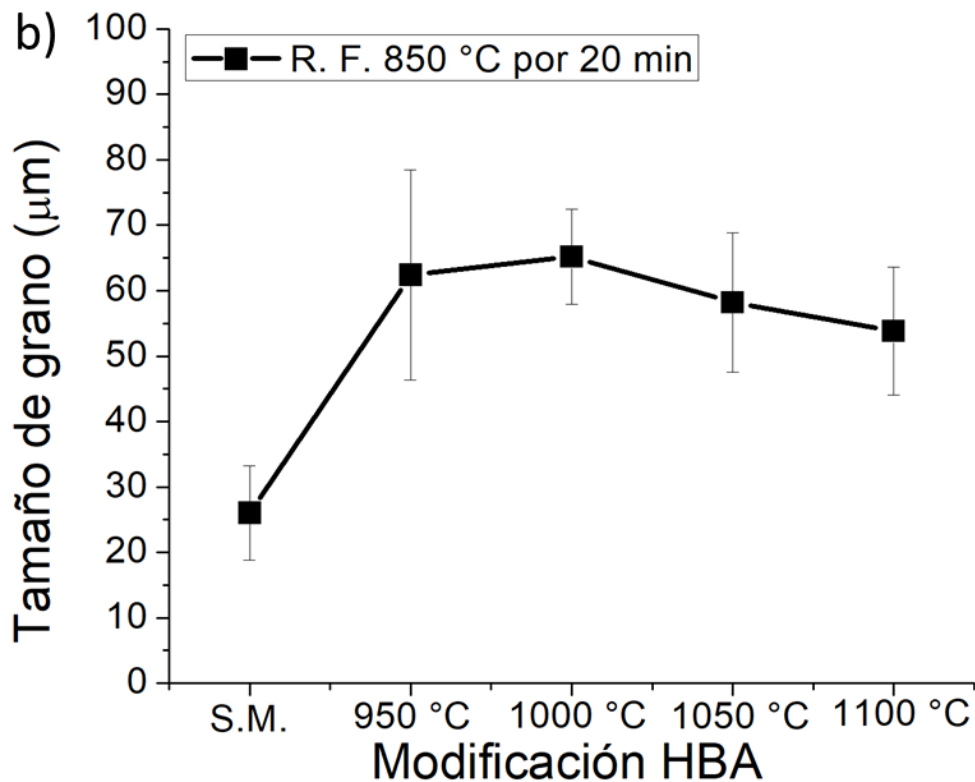


Figura 42. Evolución del tamaño de grano después del recocido final a 850 °C por 20 min para los aceros sin y con modificación mediante HBA.

Los resultados obtenidos después del recocido a 850 °C por 30 min para las muestras sin y con modificación de HBA se muestran en la figura 43. En todos los casos se observa una microestructura de granos equiaxiados (figs. 43a, 43c, 43e, 43g, 43i). Para este tiempo de recocido final no se observa un claro efecto del recocido de banda caliente sobre los carburos obtenidos después de este tratamiento de recocido final, pues la cantidad de estos ya es muy baja (figs. 43b, 43d, 43f, 43h, 43j). La evolución del tamaño de grano después del recocido final por 30 min para las muestras sin y con modificación mediante recocido de banda caliente se muestran en la figura 44. El acero sin modificación presenta un tamaño de grano más pequeño comparado con los aceros procesados mediante recocido de banda caliente.

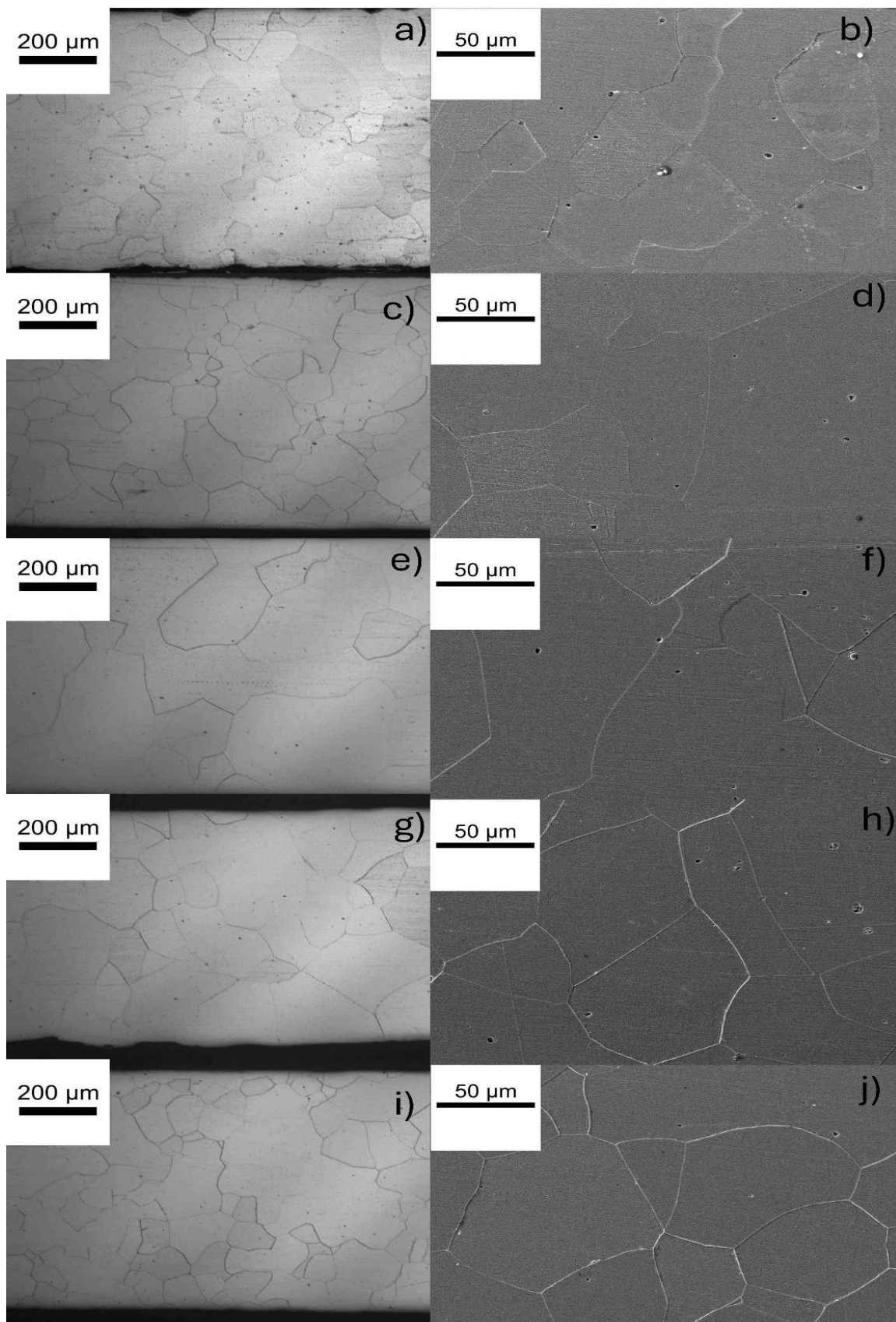


Figura 43. Microestructuras después de laminación en frío y con recocido final a 850 °C por 30 min: a, b) muestra sin modificar; muestras procesadas por HBA a: c, d) 950°C, e-f) 1000°C, g-h) 1050°C y i-j) 1100°C.

Además, se observa que el tamaño de grano después del recocido final a 850 °C por 30 min incrementa para las temperaturas de recocido de banda caliente de 950 y 1000 °C, pero este disminuye para las temperaturas de recocido de banda caliente de 1050 y 1100 °C. Aunque es similar para las temperaturas 950 y 1050 °C. A continuación, se resumen los tamaños de grano obtenidos después del recocido final a 850 °C por 30 min. Para el acero sin modificación mediante HBA el tamaño de grano fue de 45.8 μm . Para el acero modificado mediante HBA (950 °C) el tamaño de grano fue de 63.1 μm . Para el acero modificado mediante HBA (1000 °C) el tamaño de grano fue de 67.9 μm . Para el acero modificado mediante HBA (1050 °C) el tamaño de grano fue de 65.3 μm . Para el acero modificado mediante HBA (1100 °C) el tamaño de grano fue de 61.7 μm .

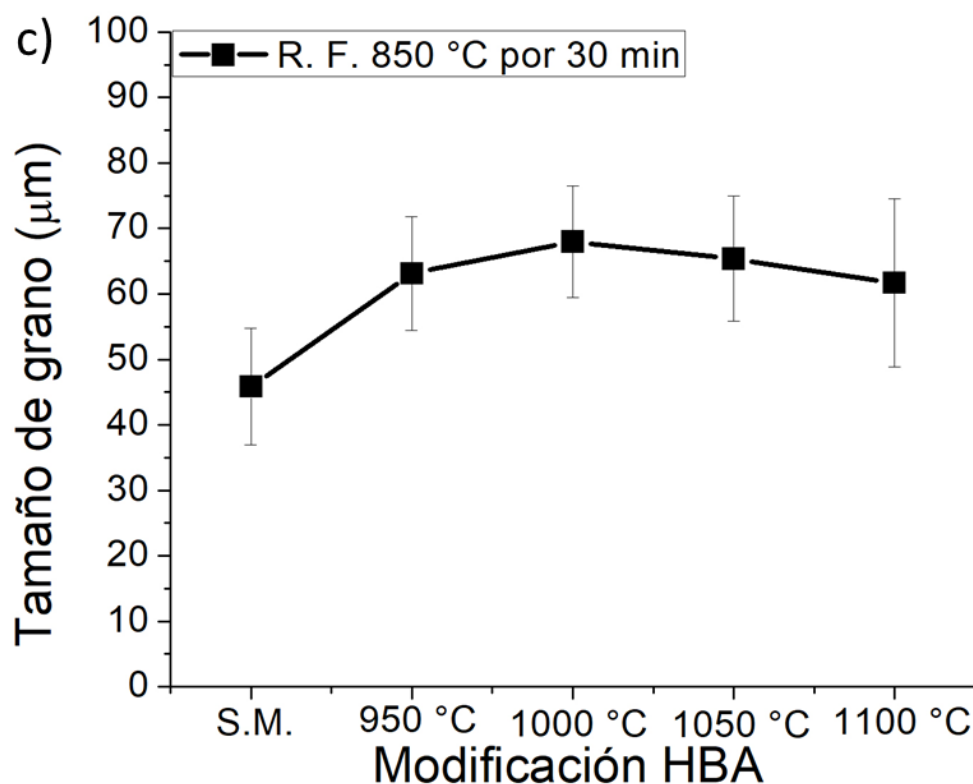


Figura 44. Evolución del tamaño de grano después del recocido final a 850 °C por 30 min para los aceros sin y con modificación mediante HBA.

Comparando estos resultados obtenidos en la microestructura del producto final con investigaciones previas. En este trabajo se han encontrado tamaños de grano mayores después del recocido final a los reportados en otros trabajos donde también se ha implementado el HBA, por ejemplo, Navarro, A. F. [12] reportó tamaños de grano en el recocido final desde 32 μm hasta 46 μm para un espesor similar con un tiempo de recocido de 850 °C por 30 min. En este trabajo, el tamaño de grano para un recocido final similar va desde 63 μm hasta 67 μm y para un tiempo menor de 10 min va desde 52 hasta 61 μm , lo que implica que, para obtener un tamaño similar al reportado, el tiempo de recocido final a 850 °C puede ser reducido.

Cabe mencionar que el efecto del incremento en el tamaño de grano con el incremento en la temperatura de HBA, solo se observó para un tiempo de recocido final de 10 min. Para un tiempo de 20 y 30 min el tamaño de grano aumenta y disminuye conforme se incrementa la temperatura de HBA. En otro trabajo Hernández, M. G. [10] combinó el efecto de una pequeña deformación plástica (menor o igual al 25%) con el HBA; reportó una disminución en el tamaño de grano después del recocido final a 950 °C por 10 min donde el tamaño de grano se reduce en función del incremento en la deformación antes del HBA, obteniendo tamaños de grano entre 80 μm y 40 μm . En este trabajo los tamaños de grano obtenidos después del recocido final son ligeramente menores que el mayor tamaño de grano reportado en ese trabajo, pero obtenidos a una temperatura menor de recocido (850 °C).

Hernández-Navarro, F [11] reportó, en un acero de bajo silicio (0.6 wt.%) sometido a HBA a 880 °C por 180 min, un tamaño de grano no mayor a 20 μm para un recocido final de 850 °C por 60 min aunque fue para un espesor final 0.25 mm. En este trabajo se obtuvieron tamaños de grano mucho mayores para un tiempo más corto de recocido final (10, 20 y 30 min) e incluso para un espesor más grande (0.5 mm), lo que refleja que el HBA, es un procesamiento efectivo para obtener tamaños de granos más grandes en el acero con 2.5 %Si. Recordando que para el acero sin modificar mediante HBA de este trabajo se obtuvieron tamaño de grano desde 35 μm hasta 45 μm , mientras que en el acero procesado mediante HBA, cambió desde

52 μm hasta 67 μm , dependiendo de la temperatura de procesamiento en el HBA y el tiempo de recocido final a 850 °C. El incremento en el tiempo de recocido final incrementa ligeramente el tamaño de grano en este trabajo. En un trabajo previo realizado por Ouyang, Y. [23] se reportó que el crecimiento en el tamaño de grano es rápido durante los primeros 10 min de recocido, debido a un crecimiento anormal y discontinuo. Después de estos 10 min y hasta 60 min de recocido, el tamaño de grano crece ligeramente debido al crecimiento de granos recristalizados pequeños donde se homogeniza el tamaño de grano. Esto es similar a lo observado en este trabajo donde al incrementar el tiempo de tratamiento de 10, 20 y 30 min a 850 °C el tamaño de grano crece ligeramente independientemente de la temperatura de recocido de HBA.

3.4 Textura cristalográfica

La textura obtenida tras el procesamiento del acero influye directamente en la facilidad de magnetización del acero.

La figura 45a muestra esquemáticamente la zona analizada mediante EBSD para realizar los análisis de textura cristalográfica. Se incluyen también la figura de polos inversa (fig. 45b) y los mapas de orientación de las muestras procesadas sin (Figs. 45c y 45d) y con recocido de banda caliente (figs. 45e y 45f).

De cada ruta de procesamiento (sin y con recocido de banda caliente), se seleccionaron dos muestras: laminadas en frío (0.5 mm de espesor, figs. 45c y 45e) y con recocido final (850°C por 30 min, figs. 45d y 45f). Para el caso de las muestras que fueron sometidas al recocido de banda caliente (HBA), se seleccionaron aquellas con HBA = 1000°C, 60 min, ya que fueron las que exhibieron las mejores propiedades magnéticas (menores pérdidas de núcleo y mayor permeabilidad), para todas las frecuencias investigadas. Esta selección se hizo para poder establecer los efectos del recocido de banda caliente, sobre la relación microestructura-textura-

propiedades magnéticas de muestras laminadas en frío y con recocido final (producto final).

Los mapas de orientación son coloreados con respecto a la figura de polos inversa (IPF). Utilizan un esquema de coloración RGB básico (rojo, verde y azul), ajustado a una figura de polos inversa. Para las fases cúbicas, se asignan los colores rojo, verde y azul a los granos cuyos ejes $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ o $\langle 111 \rangle$, respectivamente, son paralelos a la dirección de proyección de la IPF. Las orientaciones intermedias se colorean mediante una mezcla de los componentes primarios RGB. Es importante destacar que la IPF tiene sus propias limitaciones; la más notable es que la coloración de los píxeles se realiza únicamente según el eje cristalográfico paralelo a la proyección, independientemente de la rotación alrededor de dicho eje [5, 21]. Por lo tanto, los granos con ejes idénticos paralelos a una dirección de proyección IPF específica, tendrán el mismo color en el esquema basado en IPF, pero pueden tener orientaciones significativamente diferentes. Como se observa en la figura 45, existe un efecto importante del recocido de banda caliente sobre las texturas de deformación y recristalización. Las diferencias en los colores de estos mapas se observan claramente en las funciones de distribución de orientaciones que se muestran en la fig. 46.

El tamaño de grano no se midió por esta técnica debido a que solo se obtuvo un mapa de orientaciones para cada condición seleccionada. Es decir, el tamaño de grano promedio obtenido a partir de un solo mapa no representa un valor estadísticamente confiable. Por este motivo, se optó por reportar el valor obtenido mediante microscopía óptica a partir de 10 imágenes.

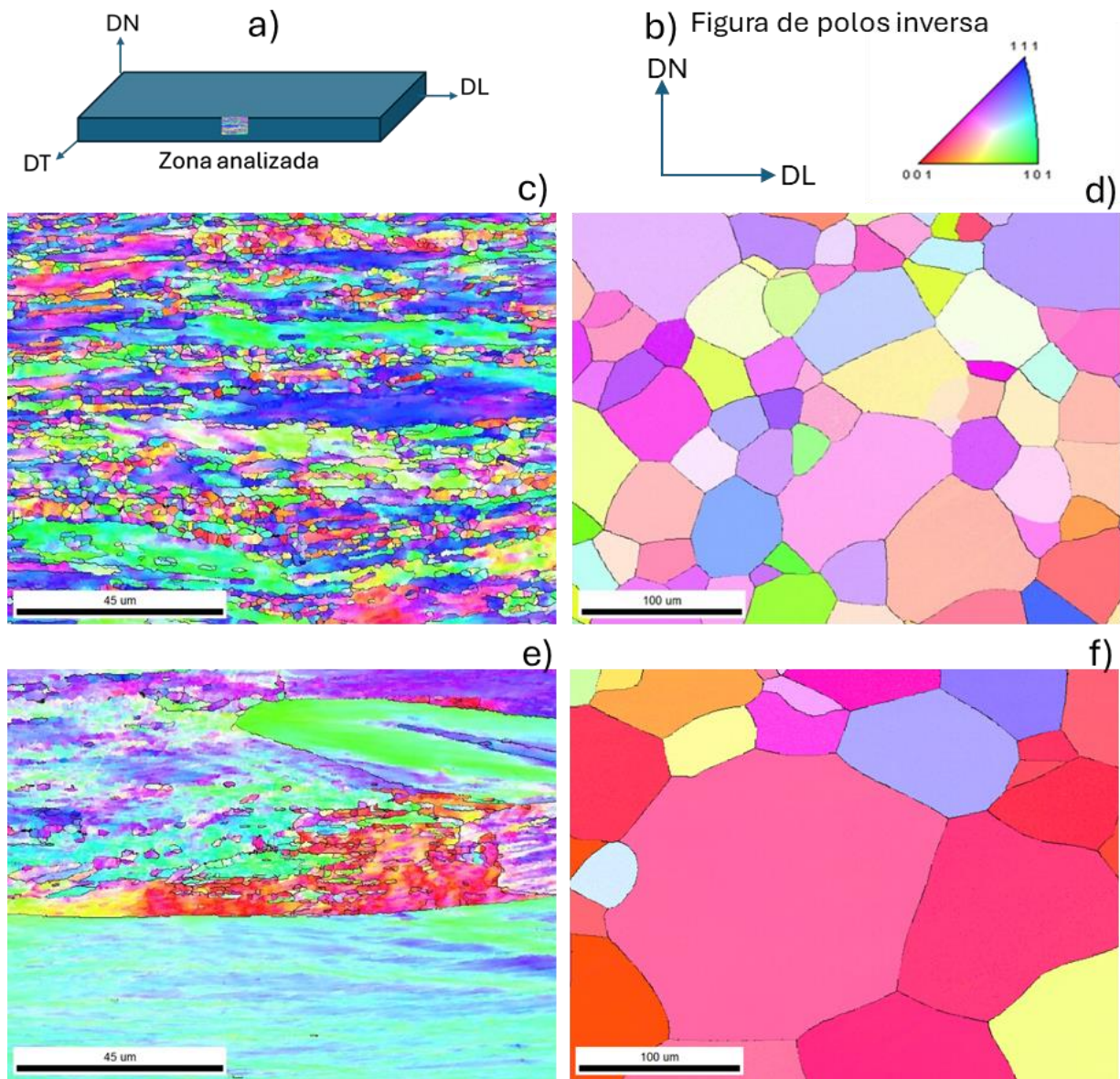


Figura 45. a) Representación esquemática de la sección analizada mediante EBSD, b) figura de polos inversa (IPF), c-f) mapas de orientación coloreados con respecto a la orientación en la IPF. c, d) Muestras sin y e, f) con recocido de banda caliente. Obtenidas después de: c, e) la laminación en frío y d, f) del recocido final.

Las funciones de distribución de orientaciones (ODF), son representaciones tridimensionales del espacio de Euler, donde los tres ángulos de Euler (φ_1 , ϕ , φ_2) que describen la orientación de un cristal forman los ejes. La orientación de un cristal se representa como un punto dentro de dicho espacio. La ODF puede revelar con mayor claridad las texturas de las componentes y las fibras. La mejor descripción de una textura cristalográfica en materiales policristalinos, donde un cristal con volumen V_1 tiene una orientación g_1 , un cristal con volumen V_2 tiene una orientación g_2 , y así sucesivamente, se puede describir cuantitativamente mediante la función de distribución de orientaciones (ODF, por sus siglas en inglés) [5, 21]. Esta función se puede representar en el espacio de Euler en tres dimensiones; sin embargo, generalmente se interpreta en dos dimensiones, manteniendo constante uno de los tres ángulos (φ_1 , ϕ , φ_2) [21].

La fig. 46 muestra la sección $\varphi_2=45^\circ$ de las ODF's de muestras procesadas por ambas rutas (sin y con HBA), obtenidas después de la laminación en frío (Figs. 46a y 46c) y del recocido final (Figs. 46b y 46d).

La textura de deformación de la muestra sin recocido de banda caliente (fig. 46a), se caracteriza principalmente por la presencia de un conjunto de orientaciones ubicadas en $\phi=90^\circ$ y a lo largo de φ_1 de 0 a 45° . Es decir, orientaciones que van desde la componente $(110)[\bar{1}\bar{1}0]$ hasta la $(110)[15\bar{1}517]$. Con una menor frecuencia, se observan las componentes $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$, $(001)[7\bar{1}50]$ y $(001)[\bar{1}3\bar{2}70]$ (fig. 46a). El recocido final de estas muestras, causa cambios significativos en la textura cristalográfica (Fig. 46b). En este caso, se observa principalmente la presencia de un conjunto de orientaciones cercanas a las componentes de textura $(225)[8\bar{1}32]$, $(7716)[7\bar{2}37]$ y $(113)[\bar{3}32]$. Con menor frecuencia, se observan las componentes $(1114)[9\bar{1}722]$, $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ y $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ (fig. 46b). La textura de deformación de la muestra con recocido de banda caliente (fig. 46c), se caracteriza principalmente por la presencia de un conjunto de orientaciones cercanas a la componente de textura $(19196)[\bar{1}\bar{1}0]$. Con menor frecuencia, se observan un conjunto de orientaciones cercanas a las

componentes $(112)[2\bar{4}1]$, $(441)[13\ \bar{1}7\ 16]$ y $(554)[\bar{2}25]$ (fig. 46c). El recocido final de estas muestras, causa cambios significativos en la textura cristalográfica como se observa en la (Fig. 46d). En esta caso, se observa principalmente la presencia de un conjunto de orientaciones alrededor de las componentes de textura $(116)[11\ \bar{1}7\ 1]$ y $(115)[\bar{1}5\ \bar{2}5\ 8]$. Con menor frecuencia, se observa un conjunto de orientaciones cercanas a las componentes de textura $(221)[1\bar{1}0]$, $(223)[1\bar{1}0]$, $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ y $(001)[0\bar{1}0]$ (fig. 46d).

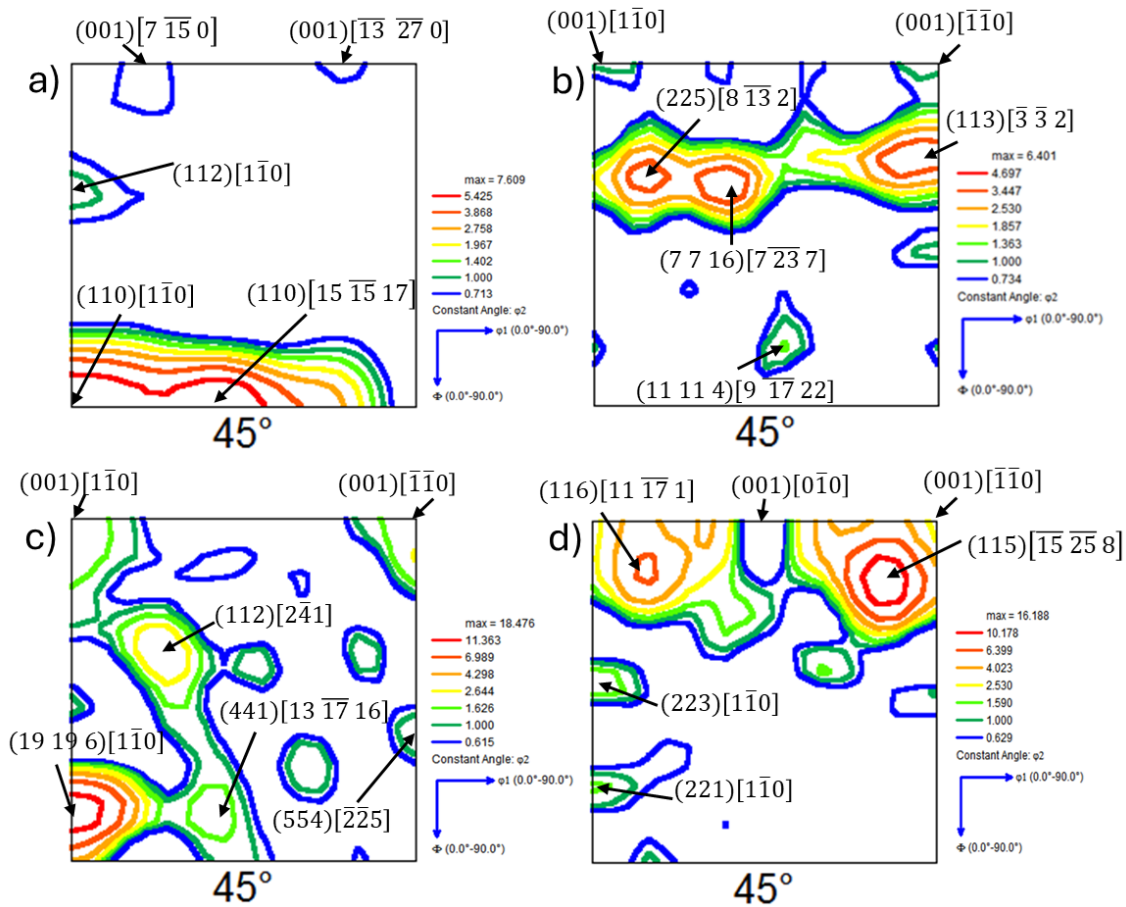


Figura 46. Sección $\varphi_2 = 45^\circ$ de la función de distribución de orientaciones de muestras procesadas: a,b) sin y c,d) con recocido de banda caliente. Después de: a, c) la laminación en frío y b, d) del recocido final (850°C, 30 min).

Algunos autores han reportado que el recocido de aceros eléctricos con componentes de textura de Goss rotado $(110)[1\bar{1}0]$ conduce a la formación de la textura de cubo $(001)[0\bar{1}0]$. En el presente estudio, tanto las muestras laminadas

en frío sin y con recocido de banda caliente previo, se caracterizaron por la presencia de un conjunto de orientaciones cercanas a la componente de Goss rotado, $(110)[\bar{1}\bar{1}0]$ (figs. 46a y 46c), observándose una mayor frecuencia en la muestra que fueron sometidas a recocido de banda caliente (fig. 46c). Después del recocido final, se desarrollaron componentes de textura cercanas a la fibra- θ , $\langle 001 \rangle // \text{DN}$, con una desviación de $30\text{-}32^\circ$ en la muestra sin recocido de banda caliente (fig. 46b) y de $13\text{-}15^\circ$ en la muestra con recocido de banda caliente (fig. 46d). Los resultados sugieren que existe la posibilidad de que las componentes que cercanas a la fibra- θ , se hayan formado mediante un proceso de nucleación en bandas de deformación de granos con orientaciones cercanas a $(110)[\bar{1}\bar{1}0]$, como se ha reportado en otros trabajos [1, 6, 8, 10]. Los efectos de las texturas obtenidas, así como de las características microestructurales descritas anteriormente, sobre las propiedades magnéticas, se discuten en la siguiente sección.

3.5 Propiedades magnéticas

Esta sección integra los efectos combinados de composición, microestructura y textura sobre el desempeño magnético.

3.5.1 Ciclos de histéresis

En las figuras 47-51 se presentan los ciclos de histéresis en función de la ruta de procesamiento empleada y para las diferentes frecuencias. Para cada ruta (sin y con recocido de banda caliente), se presentan los ciclos de muestras laminadas en frío (L.F. = 0.5 mm de espesor; ciclos negros) y con recocido final (R.F.= 850°C-10, 20, 30 min; ciclos rojos, azules y verdes, respectivamente). En general se observa que los ciclos de histéresis de las muestras procesadas sin recocido de banda caliente (fig. 47), tanto laminadas en frío como recocidas, exhiben una mayor área en comparación con las muestras que fueron sometidas previamente al recocido de banda caliente (figs. 48-51). Esto para todas las frecuencias empleadas (50-200 Hz).

En general, se observa que, los ciclos de histéresis de las muestras laminadas en frío exhiben un área significativamente más grande que la de las muestras con recocido final, esto se observa en muestras sin y con recocido de banda caliente. Este efecto está directamente relacionado con los esfuerzos asociados con las dislocaciones, los cuales afectan de manera negativa el movimiento de los dominios magnéticos, afectando también el proceso de magnetización [3, 4, 7]. En el caso de las muestras sometidas al recocido de banda caliente, se observa que los ciclos de histéresis reducen su área conforme la temperatura se incrementa de 950 a 1000°C (figs. 48 y 49), sin embargo, a temperaturas superiores, los ciclos de histéresis se vuelven más anchos, y el efecto es mayor para una mayor temperatura (figs. 50 y 51). Adicionalmente, al comparar los resultados de este trabajo con los que se han reportado en aceros de menor contenido de silicio (menor al 1%) [3, 10-13], se pudo observar que, los ciclos obtenidos en la presente investigación son más angostos, tanto en la condición de laminación en frío, como después del recocido final. Es decir, fue posible mejorar las propiedades magnéticas mediante la aplicación del

recocido de banda caliente y el incremento en el contenido de silicio, lo cual permite aceptar la hipótesis planteada en esta investigación.

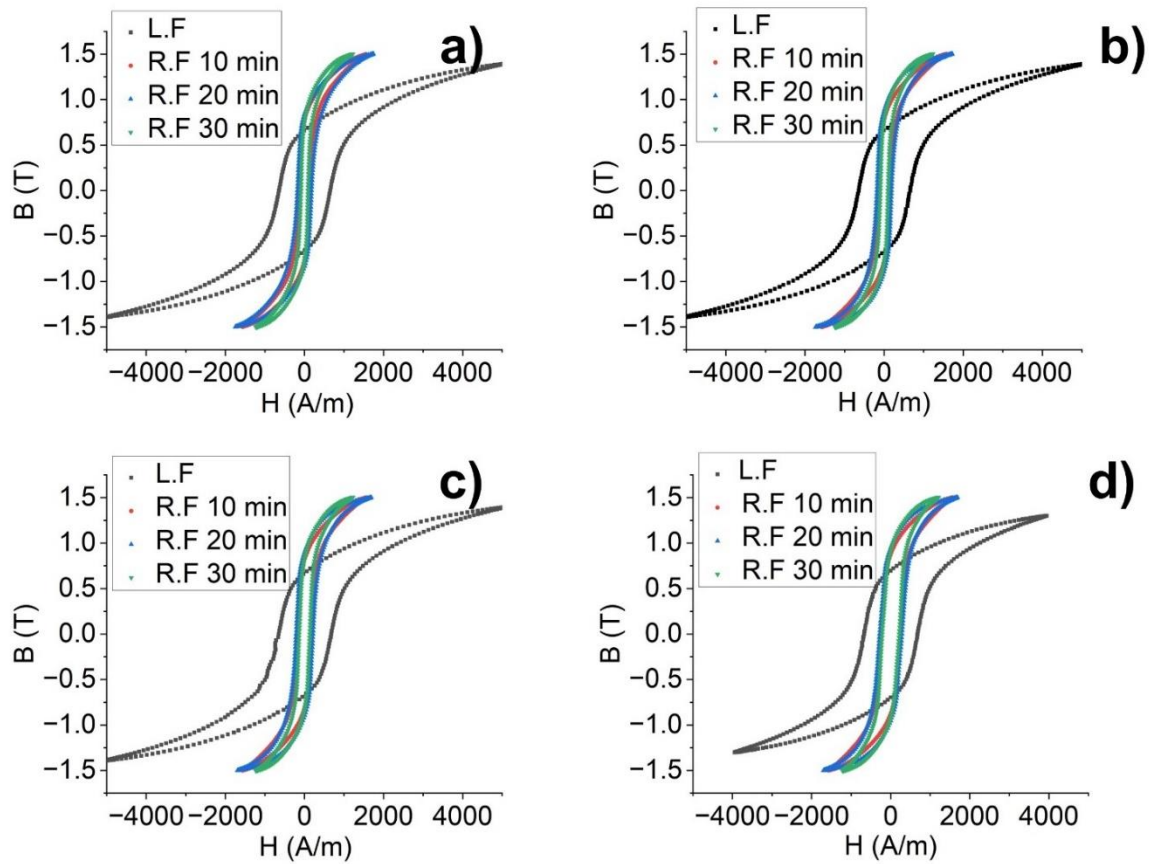


Figura 47. Ciclos de histéresis de muestras laminadas en frío y con recocido final, procesadas mediante la ruta convencional (sin recocido de banda caliente): a) 50Hz, b) 60 Hz, c) 100 Hz y d) 200 Hz.

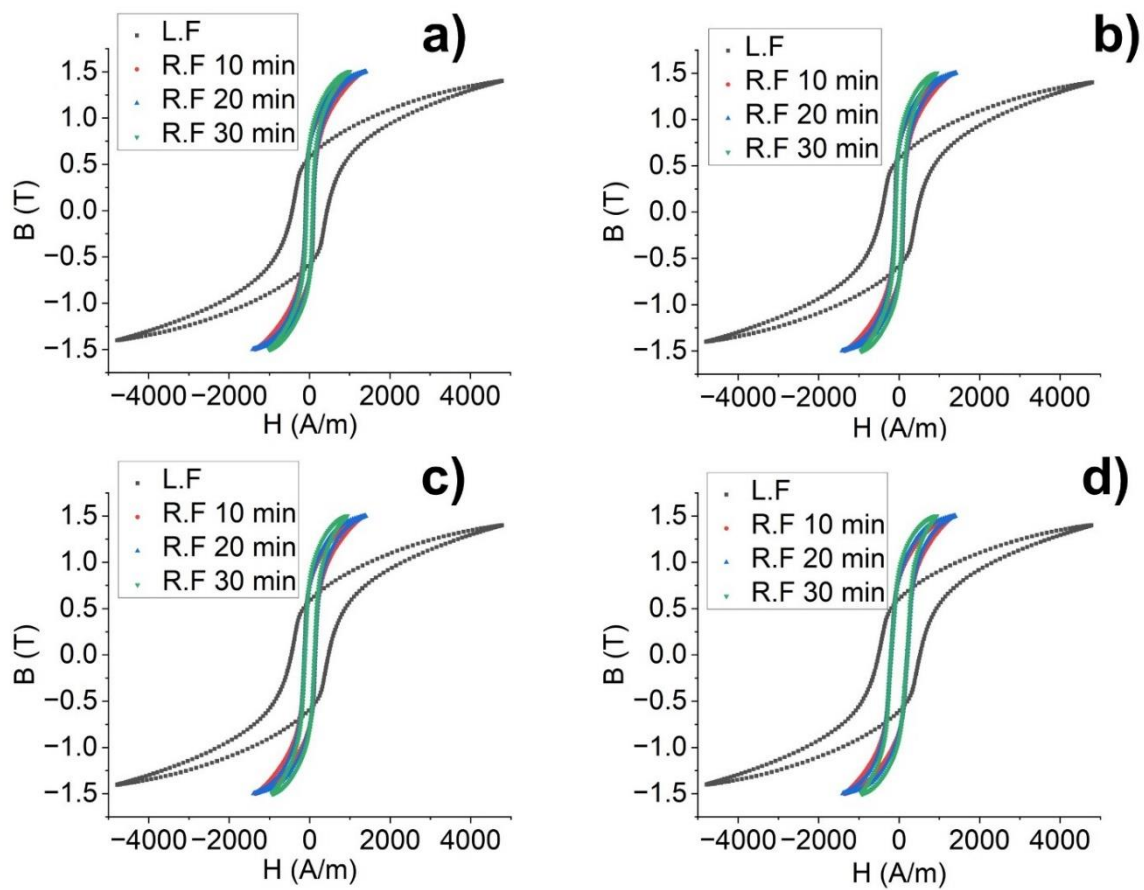


Figura 48. Ciclos de histéresis de muestras laminadas en frío y con recocido final, previamente sometidas a recocido de banda caliente a 950°C: a) 50Hz, b) 60 Hz, c) 100 Hz y d) 200 Hz.

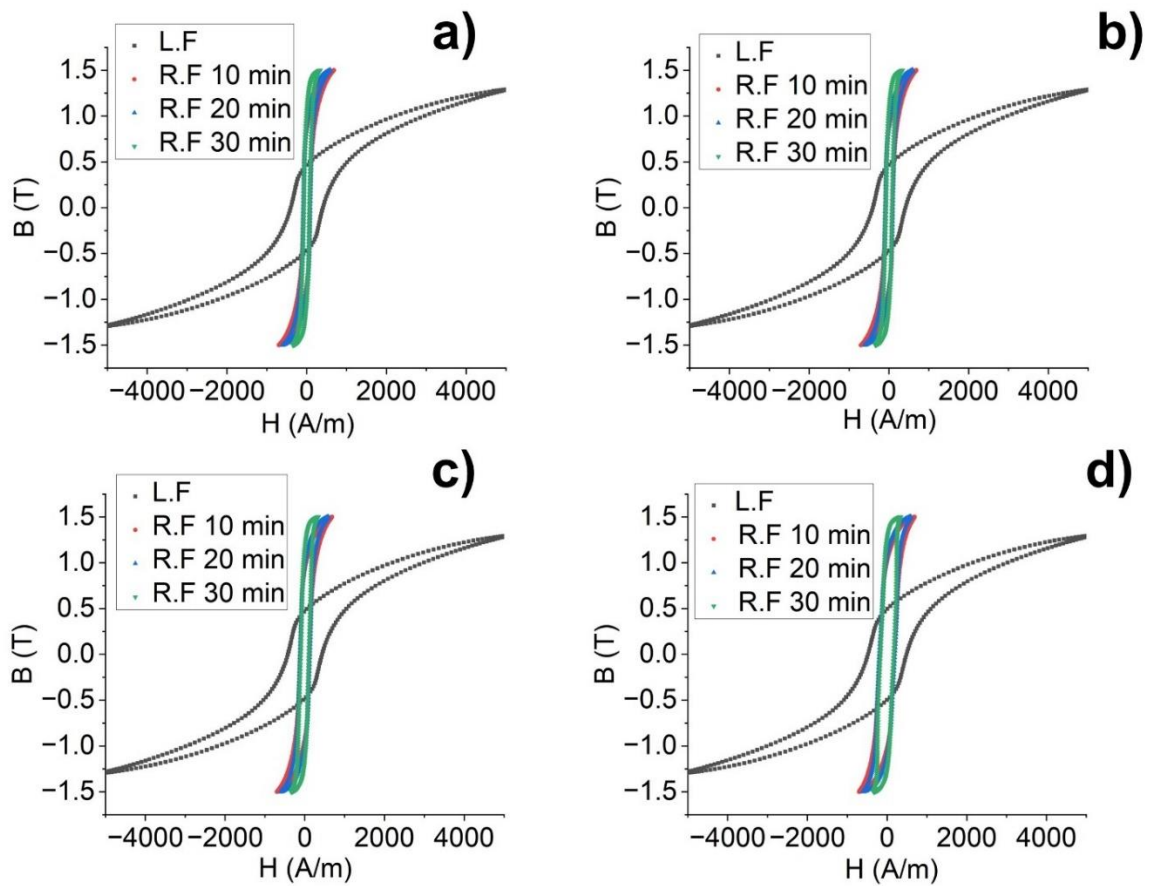


Figura 49. Ciclos de histéresis de muestras laminadas en frío y con recocido final, previamente sometidas a recocido de banda caliente a 1000°C: a) 50Hz, b) 60 Hz, c) 100 Hz y d) 200 Hz.

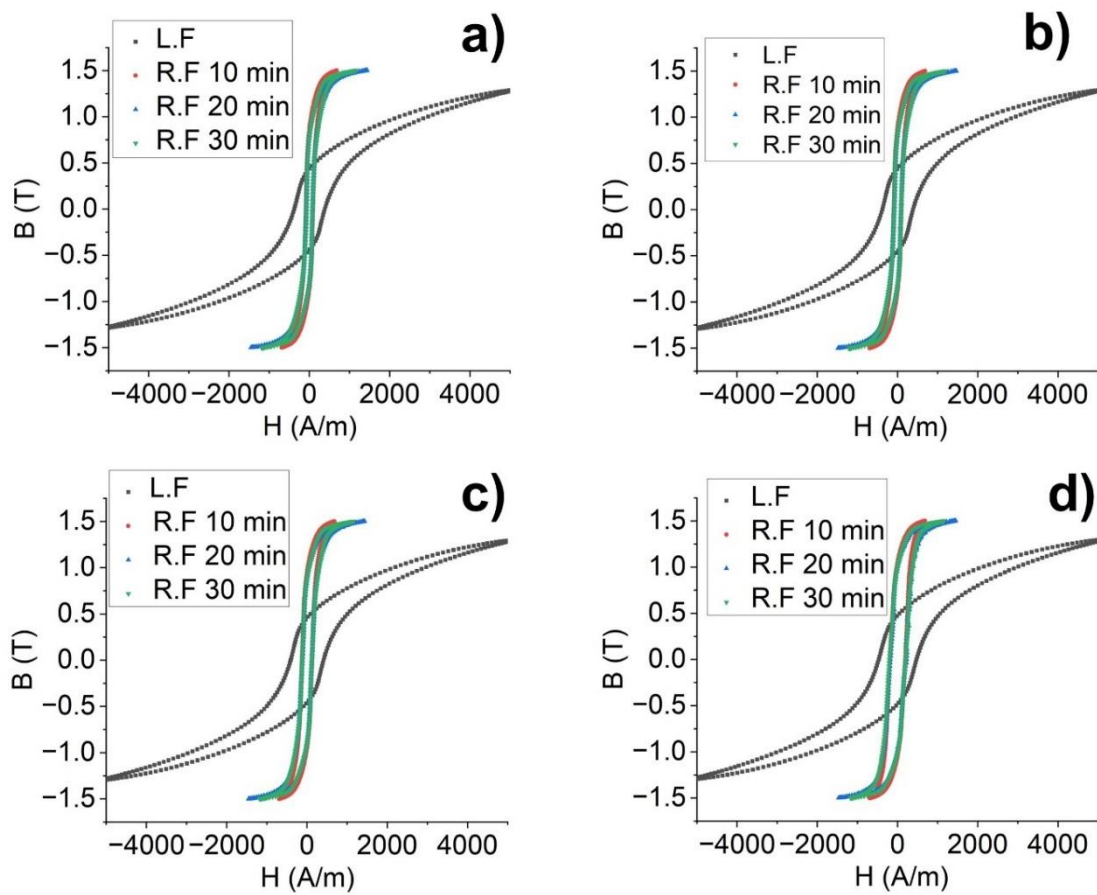


Figura 50. Ciclos de histéresis de muestras laminadas en frío y con recocido final, previamente sometidas a recocido de banda caliente a 1050°C: a) 50Hz, b) 60 Hz, c) 100 Hz y d) 200 Hz.

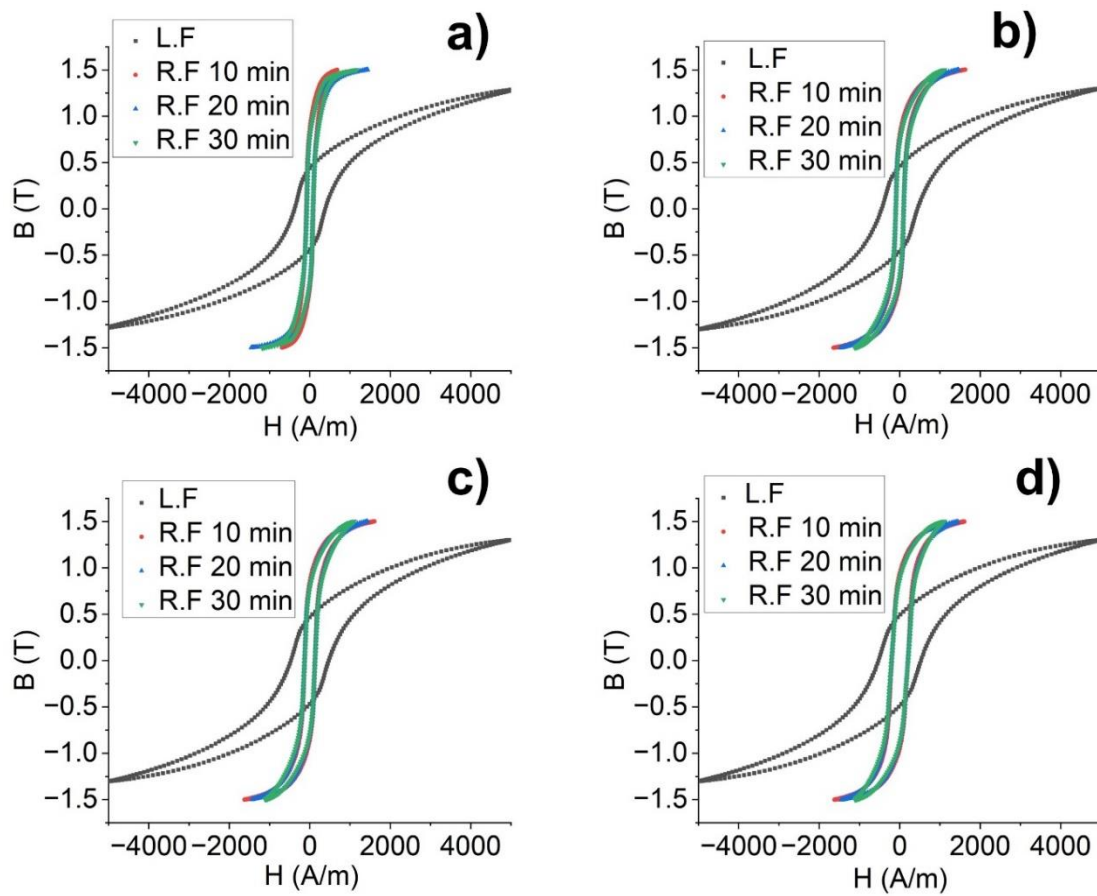


Figura 51. Ciclos de histéresis de muestras laminadas en frío y con recocido final, previamente sometidas a recocido de banda caliente a 1100°C: a) 50Hz, b) 60 Hz, c) 100 Hz y d) 200 Hz.

Las propiedades magnéticas determinadas a partir de los ciclos de histéresis se presentan y discuten a continuación.

3.5.2 Remanencia.

La figura 52 muestra el efecto de la laminación en frío (L.F.) y del recocido final (R.F.) sobre la remanencia (B_r) de muestras sin (Fig. 52a) y con recocido de banda caliente a 950 (Fig. 52b), 1000 (Fig. 52c), 1050 (Fig. 52d) y 1100°C (Fig. 52e), respectivamente, obtenida en función de la frecuencia.

En general, la remanencia es mayor para las frecuencias más altas, independientemente de la ruta de procesamiento empleada y de la condición de procesamiento (laminada en frío o con recocido final). Asimismo, B_r es más baja en muestras laminadas en frío que en muestras recocidas. Adicionalmente, en el caso de las muestras sin recocido de banda caliente, se observa que cuando la muestra laminada en frío es recocida a 850°C por 10 y 20 min, la remanencia se incrementa alcanzando un valor máximo en la muestra recocida por 20 min. Sin embargo, para tiempos de recocido mayores (30 min), dicha propiedad disminuye (Fig. 52a). Este comportamiento también se observa en las muestras con recocido de banda caliente a 1050 y 1100°C, aunque en este caso, el valor máximo de remanencia se observa en las muestras con recocido final a 850°C por 10 min (Figs. 52d y 52e). En el caso de muestras con recocido de banda caliente a 950 y 1000°C, se observa un comportamiento distinto, en este caso, el aumento en el tiempo de recocido causa un incremento de B_r , y el efecto es más significativo para un tiempo más largo (Figs. 52b y 52c).

Algunos trabajos enfocados a investigar los efectos del recocido de banda caliente en aceros con contenidos de silicio menores al 1%, por ejemplo, aquellos realizados por Hernández, M.G [10], Hernández-Navarro, F [11], Navarro A. F. [12], y Alfaro Juárez, E. [13], han reportado valores de remanencia por debajo de 1.0 T para una frecuencia de 50 Hz. Como se observa en la fig. 52, los valores obtenidos en este trabajo muestran que, en general, la remanencia se mantiene por debajo de 1.25 T, pero para frecuencias de hasta 200 Hz.

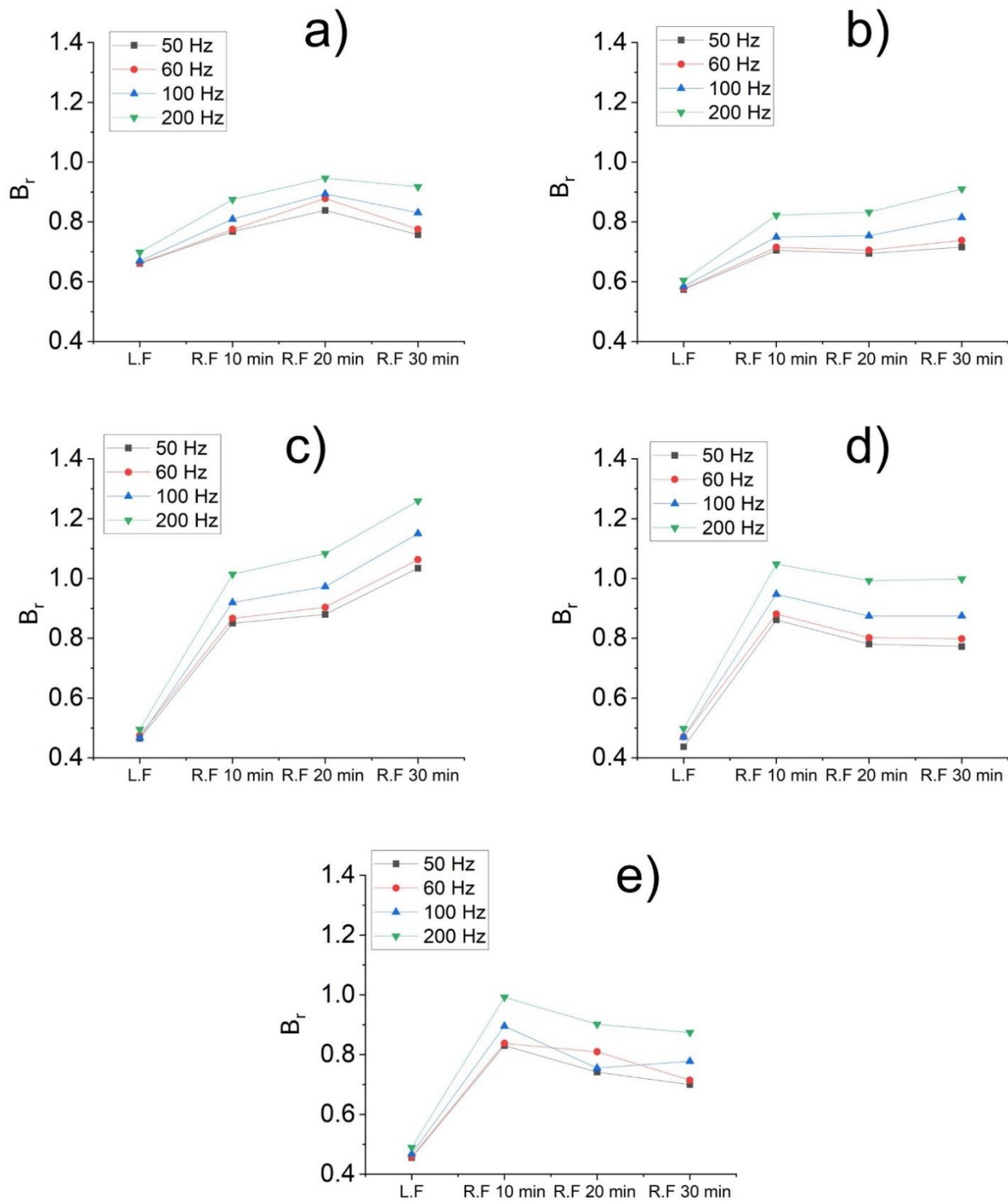


Figura 52. Efecto de la laminación en frío (L.F.) y del recocido final (R.F.) sobre la remanencia de muestras: a) sin y b, c, d y e) con recocido de banda caliente a 950, 1000, 1050 y 1100°C, respectivamente, obtenidas en función de la frecuencia.

3.5.3 Permeabilidad magnética relativa.

La figura 53 muestra el efecto de la laminación en frío (L.F.) y del recocido final (R.F.) sobre la permeabilidad magnética relativa (μ_r) de muestras sin (fig. 53a) y con recocido de banda caliente a 950 (fig. 53b), 1000 (fig. 53c), 1050 (fig. 53d) y 1100°C (Fig. 53e), respectivamente, obtenida en función de la frecuencia.

En general, la permeabilidad de las muestras laminadas en frío es más baja que las de muestras recocidas, independientemente de la ruta de procesamiento empleada. Asimismo, la permeabilidad disminuye con el aumento en la frecuencia. Se ha reportado que la deformación plástica durante la laminación en frío produce defectos cristalinos (dislocaciones, vacancias, entre otros). Asimismo, los esfuerzos asociados a estos defectos afectan de manera negativa el movimiento de los dominios magnéticos y, por consiguiente, afectan el proceso de magnetización [3, 4, 7]. El recocido reduce significativamente estos defectos, lo cual se refleja en un aumento considerable de la permeabilidad magnética. Las muestras sin (fig. 53a) y con recocido de banda caliente a 950 (fig. 53b), 1000 (fig. 53c), muestran un aumento en la permeabilidad conforme el tiempo de recocido se incrementa. Las muestras con recocido de banda caliente a 1050 y 1100°C, tienen un incremento de la permeabilidad con el aumento en el tiempo de recocido final hasta 10 min, pero para tiempos más largos (20 y 30 min), esta propiedad disminuye.

La permeabilidad más alta obtenida en muestras sin recocido de banda caliente es alrededor de 3000 (fig. 53a). El valor más alto de la permeabilidad en muestras con HBA = 950°C es superior a 3000 (fig. 53b), HBA = 1000°C es superior a 5000 (fig. 53c), HBA = 1050°C y 1100°C es alrededor de 4000 (figs. 53d y 53e). Estos resultados indican que, en general, la modificación del acero laminado en caliente mediante el recocido previo a la laminación en frío permite incrementar la permeabilidad magnética, lo cual es importante para lograr la saturación magnética, como se observó previamente en los ciclos de histéresis.

Los valores de permeabilidad más altos reportados en aceros eléctricos con HBA y con contenidos de silicio alrededor de 0.6%, fueron iguales o menores que 3200 [12-13]. Siendo inferiores a los valores más altos obtenidos en este trabajo.

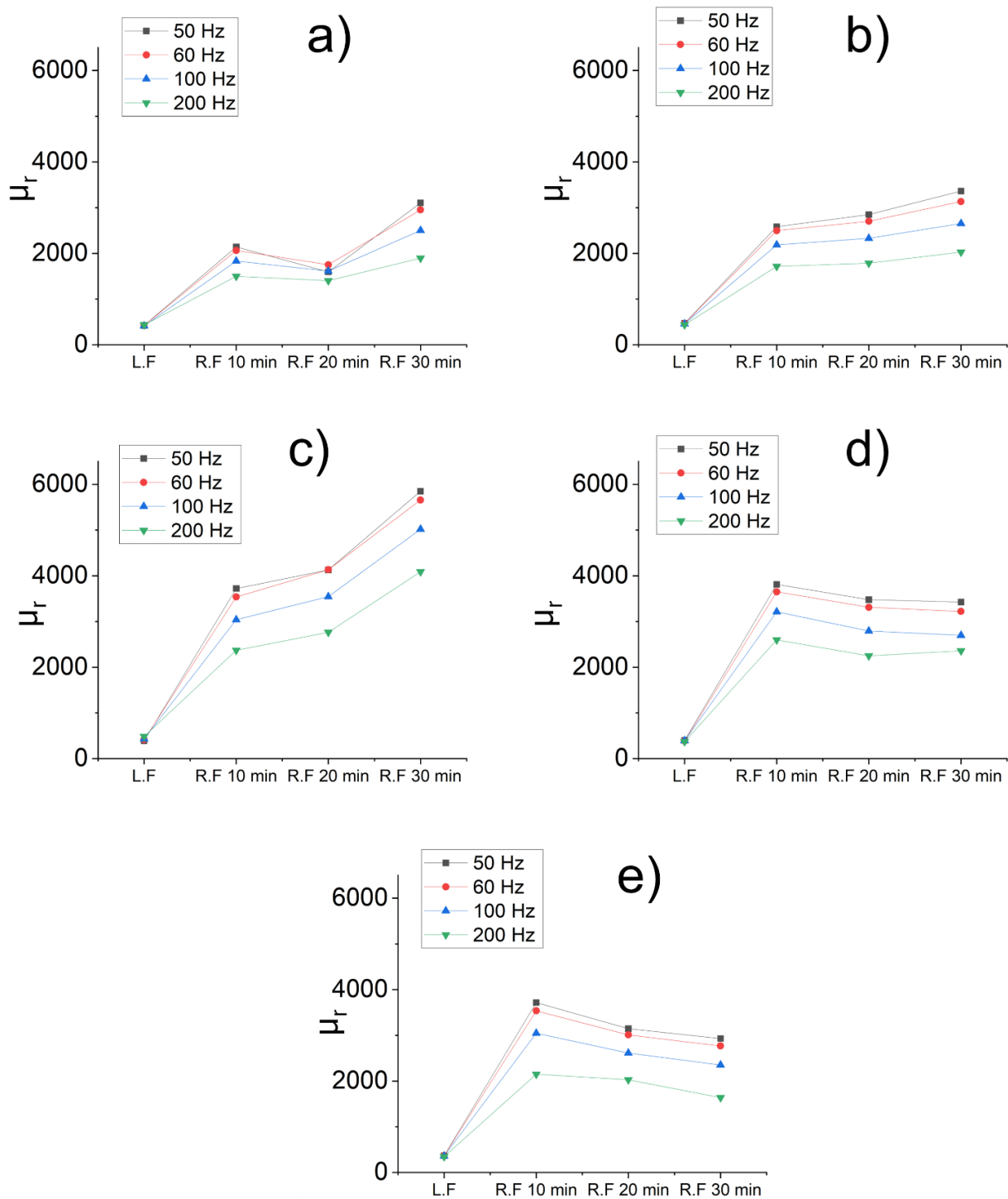


Figura 53. Efecto de la laminación en frío (L.F.) y del recocido final (R.F.) sobre la permeabilidad magnética relativa de muestras: a) sin y b, c, d y e) con recocido de banda caliente a 950, 1000, 1050 y 1100°C, respectivamente, obtenidas en función de la frecuencia.

3.5.4 Coercitividad.

La figura 54 muestra el efecto de la laminación en frío (L.F.) y del recocido final (R.F.) sobre la coercitividad (H_c) de muestras sin (Fig. 54a) y con recocido de banda caliente a 950 (fig. 54b), 1000 (fig. 54c), 1050 (fig. 54d) y 1100°C (fig. 54e), respectivamente, obtenida en función de la frecuencia.

En general, la coercitividad de las muestras laminadas en frío es más alta que las de muestras recocidas, independientemente de la ruta de procesamiento empleada. Este resultado es consistente con la menor permeabilidad observada en las muestras laminadas en frío. Asimismo, la coercitividad aumenta con el aumento en la frecuencia. Como se mencionó anteriormente, los defectos cristalinos y los esfuerzos asociados a estos defectos, afectan de manera negativa el movimiento de los dominios magnéticos durante la magnetización [3, 4, 7]. Esto explica por qué el campo magnético requerido para causar la reorientación de los dominios magnéticos (H_c) es mayor las muestras deformadas en frío. Adicionalmente, la reducción de estos defectos durante el recocido promueve una disminución considerable de H_c .

Trabajos recientes realizados en aceros eléctricos de menor contenido de silicio (alrededor de 0.6%) sometidos a recocido de banda caliente [3, 11-13], reportaron valores de coercitividad entre 100-200 A/m (a 60 Hz), después del recocido final. En el presente trabajo, los valores de coercitividad (a 50 y 60 Hz) de las muestras recocidas, fueron en general menores a 100 A/m, alcanzando un valor mínimo de alrededor de 89 A/m.

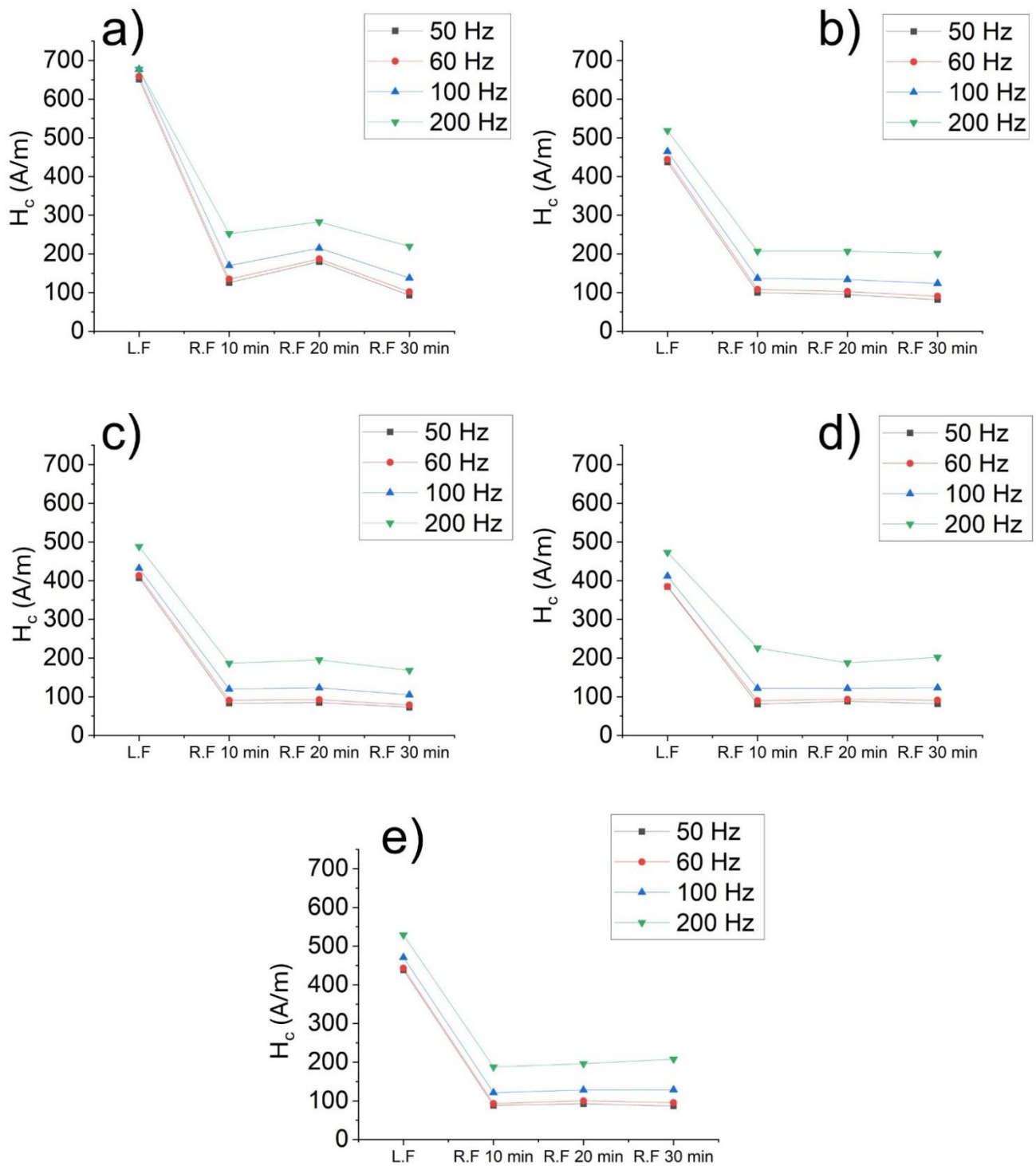


Figura 54. Efecto de la laminación en frío (L.F.) y del recocido final (R.F.) sobre la coercitividad de muestras: a) sin y b, c, d y e) con recocido de banda caliente a 950, 1000, 1050 y 1100°C, respectivamente, obtenidas en función de la frecuencia.

3.5.5 Pérdidas de energía.

La figura 55 muestra el efecto de la laminación en frío (L.F.) y del recocido final (R.F.) sobre las pérdidas de energía (H_c) de muestras sin (fig. 55a) y con recocido de banda caliente a 950 (fig. 55b), 1000 (fig. 55c), 1050 (fig. 55d) y 1100°C (fig. 55e), respectivamente, obtenidas en función de la frecuencia.

En general, se observa que las muestras laminadas frío presentan pérdidas de energía mayores que las muestras recocidas, independientemente de la ruta de procesamiento empleada. Y el efecto es más significativo para una mayor frecuencia. Las variaciones de las pérdidas de energía en función del tiempo de recocido final son pequeñas, aunque en general, se observa una tendencia a disminuir conforme el tiempo de recocido se incrementa.

Como se mencionó anteriormente, los defectos cristalinos y los esfuerzos asociados a estos defectos, afectan de manera negativa el movimiento de los dominios magnéticos durante la magnetización [3, 4, 7]. Esto explica por qué las pérdidas de energía (W) son mayores en las muestras deformadas en frío y disminuyen con el recocido. Adicionalmente, debido a que a una mayor frecuencia existen más ciclos por segundo, las pérdidas de energía tienden a ser mayores. Este comportamiento se observa en todos los casos, ya que las menores pérdidas de energía se obtienen a 50 Hz y, las mayores pérdidas, se obtienen a una frecuencia de 200 Hz.

También se observa que, para una frecuencia determinada, los valores de las pérdidas de energía de las muestras que fueron sometidas al recocido de banda caliente son más bajas que las de muestras sin recocido de banda caliente. Lo cual sugiere que, en general, los cambios ocasionados por el recocido de banda caliente tienden a mejorar la calidad magnética del acero investigado.

Como se mencionó al inicio de este trabajo, una manera de evaluar la eficiencia de un dispositivo es mediante la medición de las pérdidas de energía. Entre más bajas son estas pérdidas, más eficiente es el consumo de la energía eléctrica.

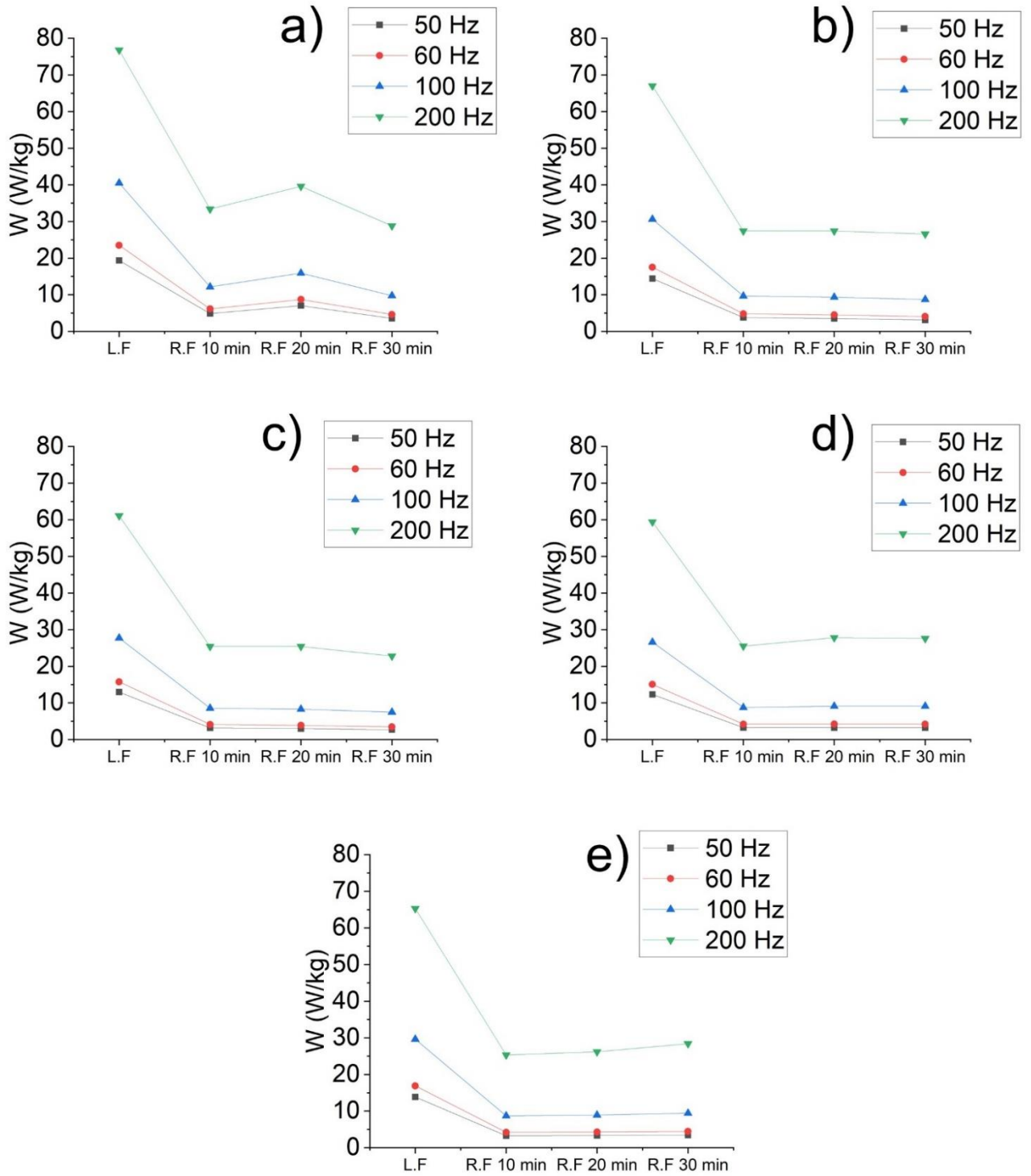


Figura 55. Efecto de la laminación en frío (L.F.) y del recocido final (R.F.) sobre las pérdidas de energía de muestras: a) sin y b, c, d y e) con recocido de banda caliente a 950, 1000, 1050 y 1100°C, respectivamente, obtenidas en función de la frecuencia.

Las tablas 3-6 muestran un resumen de las pérdidas de energía en función de las condiciones de procesamiento y de la frecuencia. En general, se observa que las muestras sin recocido de banda caliente (ruta sin modificar), exhiben pérdidas de energía más altas en comparación con las muestras que fueron modificadas mediante recocido de banda caliente. Esto ocurre para todas las frecuencias utilizadas. Los valores más altos se observan en las muestras laminadas en frío, pero se reducen con aplicación del recocido. También se observa que el recocido de banda caliente a 950 y 1000°C, causa una reducción en las pérdidas de energía en comparación con la ruta sin modificar. Cuando el recocido de banda caliente se realiza a 1050 y 1100°C, se observa un incremento en las pérdidas de energía en comparación con las pérdidas obtenidas a temperaturas más bajas, aunque los valores obtenidos son más bajos que los obtenidos en la ruta sin modificar. Este comportamiento se observa para todas las frecuencias investigadas. Estos resultados confirman que el recocido de banda caliente permite obtener aceros eléctricos más eficientes.

Tabla 3. Efecto de las condiciones de procesamiento sobre las pérdidas de energía obtenidas a 50Hz.

50 Hz		Pérdidas de Energía (W/kg)				
		Ruta s/modificar	950°C	1000°C	1050°C	1100°C
Etapa del procesamiento	Laminado en frío	19.36	14.42	12.97	12.34	13.87
	Recocido Final 10 min	4.86	3.77	3.19	3.28	3.29
	Recocido Final 20 min	7.05	3.51	2.99	3.25	3.36
	Recocido Final 30 min	3.56	3.13	2.69	3.24	3.43

Tabla 4. Efecto de las condiciones de procesamiento sobre las pérdidas de energía obtenidas a 60Hz.

60 Hz		Pérdidas de Energía (W/kg)				
		Ruta s/modificar	950°C	1000°C	1050°C	1100°C
Etapa del procesamiento	Laminado en frío	23.5	17.53	15.76	15.05	16.89
	Recocido Final 10 min	6.13	4.79	4.11	4.21	4.21
	Recocido Final 20 min	8.71	4.51	3.88	4.24	4.31
	Recocido Final 30 min	4.61	4.05	3.48	4.21	4.45

Tabla 5. Efecto de las condiciones de procesamiento sobre las pérdidas de energía obtenidas a 100Hz.

100 Hz		Pérdidas de Energía (W/kg)				
		Ruta s/modificar	950°C	1000°C	1050°C	1100°C
Etapa del procesamiento	Laminado en frío	40.5	30.6	27.7	26.6	29.6
	Recocido Final 10 min	12.16	9.67	8.58	8.74	8.69
	Recocido Final 20 min	15.92	9.36	8.3	9.09	8.94
	Recocido Final 30 min	9.75	8.71	7.48	9.09	9.45

Tabla 6. Efecto de las condiciones de procesamiento sobre las pérdidas de energía obtenidas a 200Hz.

200 Hz		Pérdidas de Energía (W/kg)				
		Ruta s/modificar	950°C	1000°C	1050°C	1100°C
Etapa del procesamiento	Laminado en frío	76.8	67	61.1	59.4	65.3
	Recocido Final 10 min	33.4	27.4	25.4	25.5	25.3
	Recocido Final 20 min	39.6	27.4	25.4	27.8	26.2
	Recocido Final 30 min	28.8	26.6	22.8	27.6	28.4

La mejora en las propiedades magnéticas está asociada con los efectos combinados del incremento en el contenido de silicio y con los cambios producidos en la microestructura por el recocido de banda caliente (incremento en el tamaño de grano, reducción en la cantidad de carburos y desarrollo de texturas más favorables), como se mostró en las secciones anteriores. A continuación, se comparan las condiciones de HBA con las menores pérdidas de energía obtenidas en aceros eléctricos GNO Fe-2.5%Si (este estudio), con las condiciones y las pérdidas de energía reportadas en la literatura para otros aceros eléctricos con contenidos de Si menores al 1%.

3.5.6 Comparación de las condiciones de HBA y las pérdidas de energía de aceros eléctricos GNO Fe-2.5%Si, con las pérdidas de energía de aceros con contenidos de Si menores al 1%.

En la tabla 7 se muestra una comparación entre las pérdidas de energía obtenidas en el presente trabajo (donde se aplicó el HBA en dos etapas a un acero con 2.5%Si), y las pérdidas de energía reportadas en aceros de bajo Si, donde se ha implementado el HBA en dos etapas y en una etapa. En el presente trabajo, se obtuvieron menores pérdidas de energía (2.69 W/kg), que las reportadas en otros trabajos (4.3-6.7 W/kg) [3, 10-12]. Esta mejora se relaciona a los efectos asociados de un mayor contenido de silicio y los efectos del recocido de banda caliente (mayor tamaño de grano, menor contenido de carburos y una textura más favorable). Es importante mencionar que incluso el acero que no se sometió al recocido de banda caliente (3.6 W/kg) mostró menores pérdidas de energía que las reportadas en otros trabajos (4.3-6.7 W/kg) [3, 10-12]. Esta mejora, está asociada con el incremento en el contenido de silicio de alrededor de 0.6% hasta 2.5% en peso.

Otros trabajos reportaron pérdidas de 5.1 W/kg y 5.3W/kg, mediante HBA en dos etapas (975°C, 30 min + 850°C, 530 min; 1150°C, 10 min + 850°C, 530 min, respectivamente). Es decir, aún y cuando el tiempo de recocido empleado en la segunda etapa fue mucho mayor (530 min) [12, 13]; sus pérdidas fueron más altas que las obtenidas en este trabajo con HBA por 60 min (2.69 W/kg). Otros trabajos reportan pérdidas de 4.4 W/kg con HBA en una etapa (850°C, 180 min) [10]. Al igual que en el caso anterior, el tiempo empleado en ese trabajo fue mayor que el utilizado en este trabajo (60 min). Esta reducción en el tiempo de procesamiento es otro de los beneficios que se lograron en el presente estudio. Los efectos del HBA también han sido investigados en aceros con espesores más delgados (0.25 mm) que los empleados de este trabajo (0.5 mm). Sin embargo, aún y cuando en dichos trabajos el HBA se realizó por un tiempo mucho más largo (720 min y 180 min), las pérdidas fueron mucho mayores (4.3 W/kg y 6.7W/kg, respectivamente) [3, 11]. Estos resultados confirman que el incremento en el contenido de silicio, aunado a los efectos del recocido de banda caliente: incremento en el tamaño de grano,

reducción en la cantidad de carburos, y desarrollo de texturas más favorables, contribuyen con la mejora en las propiedades magnéticas en comparación con los resultados reportados para aceros con contenidos de silicio alrededor de 0.6%.

Tabla 7. Comparación entre las variables de procesamiento y las pérdidas de energía empleadas en este trabajo y las reportadas en la literatura para aceros eléctricos de menor contenido de silicio, en los cuales también se empleó el recocido de banda caliente.

Si (% en peso)	C (% en peso)	Condiciones de HBA	Espesor (mm)	Recocido final	Tamaño de grano final (μm)	W (W/kg)	Referencia
2.48	0.049	-----	0.5	850 °C- 30 min	45.8	3.6 W _{1.5/50}	Este trabajo
2.48	0.016	1100 °C- 5 min y 1000 °C 60 min	0.5	850 °C- 30 min	67.9	2.69 W _{1.5/50}	Este trabajo
0.594	0.055	975 °C- 30 min y 850 °C-530 min	0.5	850 °C- 30 min	36.0	5.1 W _{1.5/50}	[13]
0.6	0.5	1150 °C- 10 min y 850 °C 530 min	0.5	850 °C- 30 min	---	5.3 W _{1.5/60}	[14]
0.55	0.054	850 °C- 180 min	0.5	950 °C- 10 min	80.0	4.4 W _{1.5/50}	[15]
0.575	0.025	850 °C- 720 min	0.25	850 °C- 8 min	52.4	4.3 W _{1.5/50}	[3]
0.607	0.006	880 °C- 180 min	0.25	850 °C- 60 min	20.0	6.7 W _{1.5/50}	[16]

CONCLUSIONES.

A continuación, se enlistan las principales conclusiones que pueden extraerse de los resultados del presente trabajo:

1. El incremento en la temperatura y el tiempo de la segunda etapa del recocido de banda caliente, promueven un incremento en el tamaño de grano y una reducción en el contenido de carbono. El contenido de carbono se reduce de 0.032% (acero laminado en caliente), hasta 0.018%, 0.016%, 0.010% y 0.001%, cuando el recocido de banda caliente se realiza a: 1150°C, 5 min (primera etapa) + 60 min a 950, 1000, 1150°C, 1050, 1150°C (segunda etapa), respectivamente.
2. El recocido de banda caliente en dos etapas promueve el desarrollo de componentes de textura más favorables durante el recocido final, en comparación con la ruta sin modificar (sin recocido de banda caliente). Dicha textura, se caracterizó por una mayor fracción en volumen de granos con orientaciones cercanas a la fibra- θ , $\langle 001 \rangle // \text{DN}$.
3. Las muestras sin recocido de banda caliente (ruta sin modificar), exhiben pérdidas de energía más altas en comparación con las muestras que fueron modificadas mediante recocido de banda caliente. Esto ocurre para todas las frecuencias utilizadas. Los valores más altos se observan en las muestras laminadas en frío, pero se reducen con aplicación del recocido. La laminación en frío produce defectos cristalinos que afectan el proceso de magnetización. El recocido reduce dichos defectos, facilitando el proceso de magnetización y causando una mejora en las propiedades magnéticas.
4. Las muestras con recocido de banda caliente tienen menor coercitividad, mayor permeabilidad relativa y menores pérdidas de energía, en comparación con las muestras procesadas mediante la ruta sin modificar. En algunos casos la remanencia fue más alta en las muestras con recocido de banda caliente, sin embargo, no hubo una contribución significativa sobre las pérdidas de energía.

Por lo que estas últimas, fueron mayoritariamente afectadas por las variaciones de la permeabilidad y la coercitividad.

5. De todas las condiciones investigadas, se observó que el recocido de banda caliente en dos etapas (1150°C, 5 min + 1000°C, 60 min), seguido de una reducción en espesor mediante laminación en frío (0.5 mm de espesor) y un recocido final (850°C, 30 min), produce una mejor combinación entre tamaño de grano, cantidad de carburos y textura cristalográfica, lo que permite obtener las menores pérdidas de energía (2.69 W/kg). Estos valores, son significativamente más bajos, en comparación con los valores reportados (4.3-6.7 W/kg), para aceros eléctricos con menores contenidos de silicio (alrededor de 0.6%), que también se modificaron con recocido de banda caliente.
6. En comparación con otros trabajos reportados en la literatura en donde se empleó el recocido de banda caliente en una o dos etapas, para aceros con un menor contenido de silicio (alrededor de 0.6%), se pudo lograr una reducción en el tiempo del recocido de banda caliente desde 720 min hasta aproximadamente 65 min (5 min en la primera etapa + 60 min en la segunda etapa).

REFERENCIAS.

- [1] Hernández-Miranda, M., Gutiérrez-Castañeda, E., Palomares-Sánchez, S., Cruz-Alcántar, P., Aragón-Piña, A., Salinas-Rodríguez, A., García-Pastor, F., Bedolla-Jacuinde, A., Garay-Reyes, C., Martínez-Sánchez, R., Reyes-Domínguez, I., & Aguilar-Carrillo, J. (2021). Evolution of Microstructure and Texture in Low-Carbon Grain Non-Oriented Electrical Steels Processed from Solid-State Columnar Microstructures. *Metallography, Microstructure, And Analysis*, 10(6), 876-889. <https://doi.org/10.1007/s13632-021-00812-z>
- [2] Calvillo, N., Soria, Ma. de J., Salinas, A., Gutiérrez, E. J., Reyes, I. A., & Carrillo, F. R. (2017). Influence of thickness and chemical composition of hot-rolled bands on the final microstructure and magnetic properties of non-oriented electrical steel sheets subjected to two different decarburizing atmospheres. *Metals*. 7, 229. <https://doi.org/10.3390/met7060229>
- [3] Hernández Navarro, F., Castañeda, E. G., Muñoz, V. S., Jacuinde, A. B., Lara, R. D., Rodríguez, A. S., & Robledo, P. Z. (2023). Influence of chemical composition and processing conditions on the microstructure and magnetic properties of low-carbon Si-Al-Sb electrical steel sheets. *Journal Of Magnetism And Magnetic Materials*, 569, 170431. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2023.170431>
- [4] Cullity, B. D., & Graham, C. D. (2008). *Introduction to Magnetic Materials*. <https://doi.org/10.1002/9780470386323>
- [5] Suwas, S., & Ray, R. K. (2014). Crystallographic Texture of Materials. En *Engineering materials and processes*. <https://doi.org/10.1007/978-1-4471-6314-5>
- [6] Ahn, Y., Jeong, Y., Kim, T., Cho, J., & Hwang, N. (2020). Texture evolution of non-oriented electrical steel analyzed by EBSD and in-situ XRD during the phase transformation from γ to α . *Materials Today Communications*, 25, 101307. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101307>
- [7] Du, Y., O'Malley, R., & Buchely, M. F. (2023b). Review of Magnetic Properties and Texture Evolution in Non-Oriented Electrical Steels. *Applied Sciences*, 13(10), 6097. <https://doi.org/10.3390/app13106097>

- [8] Castañeda, E. G., Cantú, C. P., Castillo, A. T., Rodríguez, A. S., Lara, R. D., Rionda, F. B., Torres, F. M., & Guillermo, S. G. (2019). Columnar grain growth during annealing prior to cold rolling of non-oriented electrical steels. *Materials Science And Engineering B*, 243, 8-18. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2019.03.016>
- [9] Karami, R., Butler, D., & Tamimi, S. (2024). Manufacturing of non-grain-oriented electrical steels: review. *The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology*, 133(3-4), 1083-1109.
- [10] Hernández, M. G., Hernández, F., Salinas, A., Deaquino, R., Palomares, S. A., Cruz, P., Aragón, A., González, J. A., Reyes, I. A., Aguilar, J., Rodríguez, S. L., & Gutiérrez, E. J. (2023). The combined effects of plastic deformation and Two-Phase annealing, applied to Hot-Rolled bands, on the final microstructure and magnetic properties of non-oriented electrical steel sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 55(1), 198–208. <https://doi.org/10.1007/s11661-023-07242-2>
- [11] Hernández-Navarro, F., Gutiérrez-Castañeda, E., Torres-Castillo, A., Bedolla-Jacuinde, A., Deaquino-Lara, R., Salinas-Rodríguez, A., Rodríguez-Reyna, S., & Reyes-Domínguez, I. (2023). Effect of annealing treatment prior to cold rolling on the final microstructure and magnetic properties of an ultra-low carbon non-oriented Si–Sb electrical steel. *MRS Advances*, 8(20), 1123-1128. <https://doi.org/10.1557/s43580-023-00700-4>
- [12] Navarro, A. F., Salinas, A., Deaquino, R., Hernández, F., Salazar, V. E., Guerra, L., García, R., Bedolla, A., & Gutiérrez, E. J. (2025). Influence of annealing in hot-rolled Si + Al + Sb electrical steels on the final microstructure and magnetic properties. *MRS Advances*. <https://doi.org/10.1557/s43580-024-01093-8>
- [13] Alfaro Juárez, E., Rodríguez, A. S., Lara, R. D., Navarro, F. H., Muñoz, V. E. S., Gaona, R. C., Fuentes, L. G., Domínguez, I. R., & Castañeda, E. J. G. (2025). Effect of time of a two-step annealing on the microstructure and magnetic properties of non-oriented
- [14] Ma, D., Sun, C., Li, Y., Tian, B., Wang, L., & Pei, R. (2023). Study of magnetic properties of electrical steels with different Si content considering the effect of temperature. *AIP Advances*, 13(2). <https://doi.org/10.1063/9.0000578>
- [15] Duarte, L. M., De Alencar Santos, J. D., Freitas, F. N. C., Filho, P. P. R., & De Abreu, H. F. G. (2020). A novel approach based on pattern recognition techniques to evaluate

- magnetic properties of a non-grain oriented electrical steel in the secondary recrystallization process. *Measurement*, 167, 108135. <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2020.108135>
- [16] Elgamli, E., & Anayi, F. (2023). Advancements in Electrical Steels: A Comprehensive Review of Microstructure, Loss Analysis, Magnetic Properties, Alloying Elements, and the Influence of Coatings. *Applied Sciences*, 13(18), 10283. <https://doi.org/10.3390/app131810283>
- [17] Jiles, D. (2015). *Introduction to Magnetism and Magnetic Materials*. En CRC Press eBooks. <https://doi.org/10.1201/b18948>
- [18] Hong, J., Choi, H., Lee, S., Kim, J. k., & Koo, Y. (2017). Effect of Al content on Magnetic Properties of Fe-Al Non-oriented Electrical Steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 439, 343-348. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2017.03.082>
- [19] Elgamli, E., & Anayi, F. (2023). Advancements in Electrical Steels: A Comprehensive Review of Microstructure, Loss Analysis, Magnetic Properties, Alloying Elements, and the Influence of Coatings. *Applied Sciences*, 13(18), 10283. <https://doi.org/10.3390/app131810283>
- [20] Qin, Q., Yang, F., Chen, C., Hao, J., & Guo, Z. (2022). Performance improvement and microstructure evolution of powder metallurgy high silicon steel with phosphorus addition. *Powder Metallurgy*, 66(1), 43-53. <https://doi.org/10.1080/00325899.2022.2080156>
- [21] Engler, O., & Randle, V. (2009) *Introduction to Texture Analysis: Macrotexture, Microtexture, and Orientation Mapping*, 2nd Edition. Boca Raton: CRC Press.
- [22] Shewmon, P. (2016). *Diffusion in solids*. The Minerals, Metals & Materials Society. Springer International Publishers, Switzerland.
- [23] Ouyang, Y., Liu, J., Qiu, Y., & Cheng, Z. (2022). The effect of temper rolling and final annealing on microstructure, texture and magnetic properties of non-oriented electrical steels. *journal of materials research*