



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

**Desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia de temple  
y partición, bajo ciclos térmicos que simulan líneas de  
recocido continuo, a partir del uso de diagramas de  
transformación en enfriamiento continuo**

**T E S I S**

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

Presenta  
I.Q. María Fernanda Torres Medina

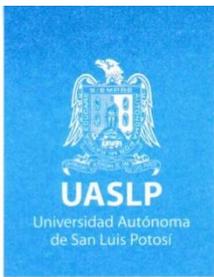
Asesor  
Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda

Coasesor  
Dr. Rogelio Deaquino Lara

San Luis Potosí, S. L. P.

Diciembre de 2024





FACULTAD DE  
INGENIERÍA

18 de julio de 2024

**ING. MARÍA FERNANDA TORRES MEDINA  
P R E S E N T E.**

En atención a su solicitud de Temario, presentada por los **Dres. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda y Rogelio Deaquino Lara**, Asesor y Coasesor de la Tesis que desarrollará Usted con el objeto de obtener el Grado de **Maestra en Metalurgia e Ingeniería de Materiales**, me es grato comunicarle que en la sesión del H. Consejo Técnico Consultivo celebrada el día 18 de julio del presente, fue aprobado el Temario propuesto:

**TEMARIO:**

**“Desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia de temple y partición, bajo ciclos térmicos que simulan líneas de recocido continuo, a partir del uso de diagramas de transformación en enfriamiento continuo”**

Introducción.

1. Características microestructurales y rutas de procesamiento para la obtención de aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación de temple y partición.
2. Metodología empleada para establecer la composición química del acero experimental y para la obtención de aceros de temple y partición, bajo ciclos térmicos que simulan líneas de recocido continuo.
3. Resultados y discusión del comportamiento de los diagramas de transformación en enfriamiento continuo en función de la composición química, y de los efectos de la temperatura y del tiempo de recocido, sobre la microestructura, cambios de fase y propiedades mecánicas del acero experimental.

Conclusiones.

Referencias.

**“MODOS ET CUNCTARUM RERUM MENSURAS AUDEBO”**

**A T E N T A M E N T E**

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



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA  
DE SAN LUIS POTOSÍ  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
DIRECCIÓN

[www.uaslp.mx](http://www.uaslp.mx)

Copia. Archivo.  
\*etn.

Av. Manuel Nava 8  
Zona Universitaria • CP 78290  
San Luis Potosí, S.L.P.  
tel. (444) 826 2330 al 39  
fax (444) 826 2336

“UASLP, con profesionistas abiertos al mundo”



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE SAN LUIS POTOSÍ  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
Área de Investigación y Estudios de Posgrado

## DECLARACIÓN

El presente trabajo que lleva por título:

**Desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia de temple y partición, bajo ciclos térmicos que simulan líneas de recocido continuo, a partir del uso de diagramas de transformación en enfriamiento continuo**

se realizó en el periodo julio de 2023 a diciembre de 2024 bajo la dirección del Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda y del Dr. Rogelio Deaquino Lara.

### 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, María Fernanda Torres Medina

## **Dedicatoria**

A mis padres, Bety y Carlos, por su apoyo incondicional en cada uno de los proyectos que he realizado a lo largo de mi vida.

A mis amigos, Roberto, Camila, Arturo, Lupita, Diana, Arroyo, Fernanda, Victor, Daniel, Dennise y Nancy, que con el paso de los años se han convertido en una segunda familia en la que sé que puedo confiar siempre.

A mi compañero fiel, Rufo, por siempre transmitirme la alegría y energía que necesito para continuar.

## **Agradecimientos**

A mi asesor, el Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda, por compartir su conocimiento, ser parte integral en mi formación académica y siempre estar disponible para resolver cualquier duda que tuviera.

A mi Coasesor, el Dr. Rogelio Deaquino Lara, por su gran apoyo durante todo el proceso de este trabajo de investigación.

A mis sinodales, el Dr. Roberto Martínez Sánchez y el Dr. Salvador Antonio Palomares Sánchez, por su disponibilidad y dedicación en las revisiones de esta tesis.

Al doctor Arnoldo Bedolla Jacuinde, al igual que al doctor Francisco Vapeani Guerra y a los alumnos del laboratorio de fundición de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, por su apoyo en la fabricación del acero empleado para mi trabajo de investigación.

Al M.M.I.M. Ricardo Ehecatl Barreras Castro, por sus enseñanzas y consejos que fueron de gran utilidad para mi formación y el desarrollo de este trabajo de investigación, así como al Dr. Fernando Hernández Navarro, por su apoyo en las laminaciones en caliente realizadas en el Instituto de Metalurgia de la Universidad Autónoma de San Luis Potosí.

Al personal del Instituto de Metalurgia de la Universidad Autónoma de San Luis Potosí, especialmente a la M.M.I.M. Rosa Lina Tovar Tovar, a la M.M.I.M. Lorena Hernández Hernández, al M.M.I.M. Antonio Alberto Torres Castillo y a Alfredo Ruiz Prado, por su apoyo en la caracterización del acero desarrollado, al igual que a José de Jesús Flores Valdez y a Juan Manuel Zaragoza Márquez, por su ayuda en el corte y maquinado de las muestras empleadas.

Al Consejo Nacional de Humanidades Ciencias y Tecnologías, por la beca de maestría número 1233115, con la cual fue posible continuar con mi formación académica.

## **Resumen**

El término temple y partición es un concepto de tratamiento térmico relativamente nuevo para generar microestructuras que contienen principalmente austenita retenida y martensita. Los aceros que presentan estas fases pueden ofrecer una mayor relación entre resistencia a la tensión y elongación a la fractura que en los aceros de bajo carbono convencionales, convirtiéndolos en un material atractivo para la fabricación de componentes automotrices de alto valor agregado. Si bien se han logrado muchos avances en este campo, aún existen grandes oportunidades para su desarrollo bajo condiciones que puedan ser reproducibles a escala industrial.

El presente trabajo busca desarrollar aceros avanzados de alta resistencia de temple y partición, empleando ciclos térmicos que se asimilen a los utilizados en líneas de recocido continuo. Se realizó un estudio computacional de los efectos individuales y combinados que tienen diversos aleantes en el comportamiento de los diagramas de transformación en enfriamiento continuo, esto con la finalidad de proponer una composición química para la elaboración del acero experimental. Una vez establecida la propuesta de composición química, se procedió con la fabricación y procesamiento del acero para obtener láminas delgadas, y posteriormente investigar el efecto que tiene utilizar ciclos térmicos que simulan líneas de recocido continuo en la microestructura y propiedades mecánicas del acero. Los resultados adquiridos mediante difracción de rayos X, dilatometría, microscopía óptica y difracción de electrones retrodispersados muestran la posibilidad de obtener aceros de temple y partición que contienen martensita, austenita retenida y ferrita, después de aplicar al acero ciclos térmicos semejantes a los empleados en líneas de recocido continuo.

Finalmente, bajo ciertas condiciones de tratamiento térmico, fue posible obtener propiedades mecánicas (resistencia a la tensión = 1237 MPa, elongación a fractura = 21.7 %) que se clasifican dentro de la tercera generación de aceros automotrices.

## **Abstract**

The term quenching and partitioning is a relatively new concept in heat treatment aimed at generating microstructures primarily composed of retained austenite and martensite. Steels exhibiting these phases can offer a higher strength-to-elongation at fracture ratio than conventional low-carbon steels, making them an attractive material for the production of high-value automotive components. While significant progress has been made in this field, there are still substantial opportunities for development under conditions that can be replicated on an industrial scale.

This work aims to develop advanced high-strength quenching and partitioning steels under thermal cycles similar to those used in continuous annealing lines. A computational study was conducted to analyze the individual and combined effects of various alloying elements on the behavior of continuous cooling transformation diagrams, to be able to propose a chemical composition for the experimental steel. Once the proposed chemical composition was established, the steel was manufactured and processed to obtain thin sheets to further investigate the impact of thermal cycles, simulating continuous annealing lines, on the steel's microstructure and mechanical properties. The results, obtained through X-ray diffraction, dilatometry, optical microscopy, and electron backscatter diffraction, demonstrate the potential to produce quenching and partitioning steels containing martensite, retained austenite and ferrite, after applying to the steel thermal cycles similar to those used in continuous annealing lines.

Finally, under certain heat treatment conditions, it was possible to achieve mechanical properties (tensile strength = 1237 MPa, elongation at fracture = 21.7 %) that are classified within the third generation of automotive steels.

## Contenido

Introducción.....	21
1. Características microestructurales y rutas de procesamiento para la obtención de aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación de temple y partición. .....	27
1.1 Aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación.....	27
1.2 Obtención de aceros de temple y partición.....	30
1.3 Ruta propuesta para este trabajo de investigación.....	31
1.4 Composición química y microestructura de un acero de temple y partición	32
1.4.1 Elementos de aleación utilizados para el estudio computacional.....	34
2. Metodología empleada para establecer la composición química del acero experimental, y para la obtención de aceros de temple y partición, bajo ciclos térmicos que simulan líneas de recocido continuo.....	36
2.1 Estudio computacional para la composición química, a partir del comportamiento de los diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo.....	37
2.1.1 Funcionamiento de JMatPro.....	38
2.1.2 Punto de partida para el estudio computacional.....	42
2.2 Fabricación del acero experimental mediante fusión, vaciado y laminación en caliente.....	44
2.2.1 Fusión, vaciado y homogeneizado.....	44
2.2.2 Laminación en caliente.....	45
2.3 Aplicación de tratamientos térmicos que simulan líneas de recocido continuo.....	47
2.4 Caracterización del acero experimental.....	49
2.4.1 Determinación de la composición química.....	49
2.4.2 Determinación de las temperaturas críticas de transformación de fase en el acero.....	50
2.4.3 Análisis cualitativo y cuantitativo de las fases del acero.....	51
2.4.4 Técnicas de microscopía.....	52
2.4.5 Evaluación de las propiedades mecánicas.....	53
3. Resultados y discusión del comportamiento de los diagramas de transformación en enfriamiento continuo en función de la composición química, y de los efectos de la temperatura y del tiempo de recocido, sobre la microestructura, cambios de fase y propiedades mecánicas del acero experimental.....	55
3.1 Estudio computacional: evaluación del comportamiento de diagramas CCT en función de la composición química.....	55

3.1.1 Efecto individual de la variación de los elementos de aleación en los diagramas CCT .....	55
3.1.2 Efecto del contenido de carbono fijo en los diagramas CCT al realizar variaciones de otros elementos de aleación .....	67
3.1.3 Efecto de los contenidos de carbono, manganeso y silicio fijos en los diagramas CCT al realizar variaciones de otros elementos de aleación .....	79
3.1.4 Efecto de los contenidos de carbono, manganeso, silicio y boro fijos en los diagramas CCT al realizar variaciones de otros elementos de aleación ..	86
3.1.5 Composición química final .....	89
3.2 Composición química real y cambios en el diagrama CCT.....	90
3.3 Temperaturas críticas de transformación de fase y tratamientos térmicos..	92
3.3.1 Temperaturas críticas de transformación de fase .....	92
3.3.2 Tratamientos térmicos que simulan líneas de recocido continuo .....	93
3.4 Seguimiento de la evolución de las fases.....	93
3.4.1 Fases presentes en el acero después de los tratamientos térmicos (determinación cualitativa y cuantitativa).....	93
3.4.2 Evolución de la microestructura del acero después de la aplicación de los tratamientos térmicos .....	104
3.4.3 Distribución y grado de desorientación de las fases .....	109
3.4.4 Estudio <i>in-situ</i> de las transformaciones de fase promovidas por los tratamientos térmicos.....	112
3.5 Efecto de los tratamientos térmicos en las propiedades mecánicas del acero .....	116
3.5.1 Cambios en microdureza .....	116
3.5.2 Localización de las propiedades mecánicas en la gráfica de resistencia a la tensión contra elongación a fractura de aceros automotrices .....	118
Conclusiones.....	121
Referencias.....	123

## **SIMBOLOGÍA Y ABREVIATURAS**

<b>AHSS</b>	Acero avanzado de alta resistencia (por sus siglas en inglés).
<b>Q&amp;P</b>	Acero de temple y partición (por sus siglas en inglés).
<b>A<sub>1</sub></b>	Temperatura de transformación a partir de la cual se comienza a formar la fase austenita.
<b>A<sub>3</sub></b>	Temperatura de transformación en un acero hipoeutectoide a partir de la cual la austenita es la fase estable.
<b>M<sub>s</sub></b>	Temperatura de inicio de la transformación martensítica.
<b>M<sub>f</sub></b>	Temperatura de fin de la transformación martensítica.
<b>CCT</b>	Diagrama de transformación de fase en enfriamiento continuo (por sus siglas en inglés).
<b>TTT</b>	Diagrama de tiempo-temperatura-transformación (por sus siglas en inglés).
<b>CAL</b>	Línea de recocido continuo (por sus siglas en inglés).
<b>IF</b>	Acero libre de intersticiales (por sus siglas en inglés).
<b>IF-HS</b>	Acero libre de intersticiales-alta resistencia (por sus siglas en inglés).
<b>Mild</b>	Acero de bajo carbono.
<b>BH</b>	Acero endurecido por horneado (por sus siglas en inglés).
<b>CMn</b>	Acero de carbono-manganeso (por sus siglas en inglés).
<b>HSLA</b>	Acero de alta resistencia y baja aleación (por sus siglas en inglés).
<b>TRIP</b>	Acero de plasticidad inducida por transformación (por sus siglas en inglés).
<b>DP</b>	Acero de doble fase (por sus siglas en inglés).
<b>CP</b>	Acero de fase compleja (por sus siglas en inglés).
<b>FB</b>	Acero ferrítico bainítico (por sus siglas en inglés).
<b>PQS</b>	Acero templado a presión (por sus siglas en inglés).
<b>MS</b>	Acero martensítico (por sus siglas en inglés).
<b>PHS</b>	Acero endurecido a presión (por sus siglas en inglés).
<b>TWIP</b>	Acero de plasticidad inducida por maclaje (por sus siglas en inglés).
<b>TFB</b>	Acero bainítico ferrítico asistido por TRIP (por sus siglas en inglés).
<b>CFB</b>	Acero bainítico libre de carburos (por sus siglas en inglés).

<b>DH</b>	Acero doble fase-alta ductilidad (por sus siglas en inglés).
<b>CH</b>	Acero fase compleja-alta ductilidad (por sus siglas en inglés).
<b>QPT</b>	Acero de temple partición revenido (por sus siglas en inglés).
<b>Q&amp;FP</b>	Acero de temple y partición instantáneo (por sus siglas en inglés).
<b>FQP</b>	Acero de temple y partición con recocido instantáneo (por sus siglas en inglés).
<b>Q&amp;P-DCT</b>	Acero de temple y partición con tratamiento criogénico profundo (por sus siglas en inglés).
<b>HSLA</b>	Acero de alta resistencia baja aleación (por sus siglas en inglés).
$\tau$	Tiempo.
$x$	Fracción de austenita.
$\beta$	Coeficiente empírico.
$N$	Tamaño de grano ASTM.
$D_{eff}$	Coeficiente de difusión efectivo.
$T$	Temperatura.
$q$	Exponente dependiente del mecanismo de difusión efectiva.
$\alpha_j$	Constante para cada elemento $j$ .
$C_j$	Concentración del elemento $j$ .
$Q_{eff}$	Energía de activación efectiva para la difusión.
$R$	Constante del gas ideal.
$I$	Integral de la fracción volumen.
$D_F$	Coeficiente de difusión de la ferrita.
$D_P$	Coeficiente de difusión de la perlita.
$D^a$	Tamaño de grano austenítico.
$C$	Constante específica del material para el cálculo del tamaño de grano austenítico.
$t$	Tiempo de austenitización.
$Q$	Energía de activación para el cálculo del tamaño de grano austenítico.
<b>RA</b>	Austenita retenida (por sus siglas en inglés).
<b>IA</b>	Recocido intercrítico (por sus siglas en inglés).

<b>IH</b>	Tratamiento isotérmico (por sus siglas en inglés).
<b>HT</b>	Tratamiento térmico (por sus siglas en inglés).
<b>XRD</b>	Difracción de rayos X (por sus siglas en inglés).
<b>OM</b>	Microscopía óptica (por sus siglas en inglés).
<b>SEM</b>	Microscopía electrónica de barrido (por sus siglas en inglés).
<b>EBSD</b>	Difracción de electrones retrodispersados (por sus siglas en inglés).
$I_A$	Intensidad integrada de un pico de austenita.
$I_M$	Intensidad integrada de un pico de martensita.
<b>BCC</b>	Cúbica centrada en el cuerpo (por sus siglas en inglés).
<b>FCC</b>	Cúbica centrada en las caras (por sus siglas en inglés).
<b>HCP</b>	Hexagonal compacta (por sus siglas en inglés).
<b>KAM</b>	Desorientación promedio de Kernel (por sus siglas en inglés).

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Esquema del tratamiento térmico de temple y partición [6].	23
Figura 2. Resistencia a la tensión contra elongación a la fractura de aceros existentes y emergentes para uso automotriz. [5]	27
Figura 3. Esquema de un ciclo térmico en una línea de recocido continuo [26].	32
Figura 4. Efecto de diferentes elementos de aleación sobre el campo de estabilidad de las fases ferrita y austenita [32].	35
Figura 5. Metodología empleada para el desarrollo de este trabajo.	37
Figura 6. Entorno de simulación de diagramas CCT en JMatPro®.	41
Figura 7. Entorno de JMatPro® para el módulo de aceros.	41
Figura 8. Diagrama CCT de un acero AISI 1005.	43
Figura 9. Procedimiento para la fabricación del acero experimental.	45
Figura 10. Procedimiento empleado para la obtención de láminas delgadas.	46
Figura 11. Esquema del tratamiento térmico aplicado.	48
Figura 12. Esquema del procedimiento empleado para la realización de los tratamientos térmicos.	49
Figura 13. Patrón estándar para el maquinado de las probetas de tensión sub-size, de acuerdo con la norma ASTM E8-M.	54
Figura 14. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.1 %Al, c) 0.3 %Al, e) 0.5 %Al, b) 0.1 %Cr, d) 1.5 %Cr y f) 2.5 %Cr. Porcentajes en peso.	56
Figura 15. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.1 %Mo, c) 0.7 %Mo, e) 1.1 %Mo, b) 0.1 %Nb, d) 0.3 %Nb y f) 0.5 %Nb. Porcentajes en peso.	57
Figura 16. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.5 %Si, c) 1.0 %Si, e) 1.3 %Si, b) 0.15 %Ti, d) 0.25 %Ti y f) 0.30 %Ti. Porcentajes en peso.	58
Figura 17. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.1 %V, c) 0.5 %V, e) 1.0 %V, b) 0.1 %W, d) 0.3 %W y f) 0.5 %W. Porcentajes en peso.	59

Figura 18. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.0001 %B, c) 0.001 %B, e) 0.01 %B, b) 0.10 %P, d) 0.15 %P y f) 0.20 %P. Porcentajes en peso. ....	60
Figura 19. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.1 %S, c) 0.2 %S, e) 0.3 %S, b) 0.01 %N, d) 0.10 %N y f) 0.11 %N. Porcentajes en peso. ....	61
Figura 20. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.5 %Cu, c) 1.0 %Cu, e) 1.5 %Cu, b) 0.5 %Co, d) 1.0 %Co y f) 2.0 %Co. Porcentajes en peso. ....	62
Figura 21. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 3 %Mn, c) 5 %Mn, e) 8 %Mn, b) 0.1 %Ni, d) 1.5 %Ni y f) 2.0 %Ni. Porcentajes en peso.....	63
Figura 22. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.1 %C, b) 0.2 %C y c) 0.3 %C. Porcentajes en peso.....	64
Figura 23. Efecto individual de la concentración de Al y Cr sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 0.1 %Al, c) 0.3 %Al, e) 0.5 %Al, b) 0.5 %Cr, d) 1.0 %Cr y f) 1.5 %Cr. Porcentajes en peso.....	69
Figura 24. Efecto individual de la concentración de Mo y Nb sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 0.1 %Mo, c) 0.5 %Mo, e) 1.0 %Mo, b) 0.1 %Nb, d) 0.2 %Nb y f) 0.4 %Nb. Porcentajes en peso. ....	70
Figura 25. Efecto individual de la concentración de Si y Ti sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 0.1 %Si, c) 0.5 %Si, e) 1.0 %Si, b) 0.1 %Ti, d) 0.3 %Ti y f) 0.5 %Ti. Porcentajes en peso. ....	71
Figura 26. Efecto individual de la concentración de V y W sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 0.1 %V, c) 0.3 %V, e) 0.5 %V, b) 0.1 %W, d) 0.3 %W y f) 0.5 %W. Porcentajes en peso.....	72
Figura 27. Efecto individual de la concentración de B y P sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 0.0001 %B, c) 0.001 %B, e) 0.01 %B, b) 0.10 %P, d) 0.15 %P y f) 0.20 %P. Porcentajes en peso. ....	73

Figura 28. Efecto individual de la concentración de S y N sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 0.1 %S, c) 0.3 %S, e) 0.5 %S, b) 0.10 %N, d) 0.15 %N y f) 0.20 %N. Porcentajes en peso. ....	74
Figura 29. Efecto individual de la concentración de Cu y Co sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 0.1 %Cu, c) 0.3 %Cu, e) 0.5 %Cu, b) 0.1 %Co, d) 0.3 %Co y f) 0.5 %Co. Porcentajes en peso.....	75
Figura 30. Efecto individual de la concentración de Mn y Ni sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 6 %Mn, c) 7 %Mn, e) 8 %Mn, b) 0.1 %Ni, d) 0.3 %Ni y f) 0.5 %Ni. Porcentajes en peso.....	76
Figura 31. Diagrama CCT calculado para un acero con la composición química de la Tabla 11.....	80
Figura 32. Efecto del contenido de Cr y Mo sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con la composición química de la Tabla 11: a) 0.5 %Cr, c) 1.0 %Cr, e) 1.5 %Cr, b) 0.1 %Mo, d) 0.5 %Mo y f) 1.0 %Mo. Porcentajes en peso. ....	81
Figura 33. Efecto del contenido de Nb y W sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con la composición química de la Tabla 11: a) 0.05 %Nb, c) 0.10 %Nb, e) 0.50 %Nb, b) 0.05 %W, d) 0.10 %W y f) 0.30 %W. Porcentajes en peso. ....	82
Figura 34. Efecto del contenido de B sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con la composición química de la Tabla 11: a) 0.0001 %B, b) 0.0005 %B y c) 0.0010 %B. Porcentajes en peso. ....	83
Figura 35. Efecto del contenido de Cu y Ni sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con la composición química de la Tabla 11: a) 0.1 %Cu, c) 0.2 %Cu, e) 0.3 %Cu, b) 0.1 %Ni, d) 0.3 %Ni y f) 0.5 %Ni. Porcentajes en peso. ....	84
Figura 36. Efecto del contenido de Cr y Mo sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con la composición química de la Tabla 13: a) 0.5 %Cr, c) 1.0 %Cr, e) 1.5 %Cr, b) 0.01 %Mo, d) 0.05 %Mo y f) 0.10 %Mo. Porcentajes en peso. ....	87

Figura 37. Efecto del contenido de W y Ni sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con la composición química de la Tabla 13: a) 0.05 %W, c) 0.10 %W, e) 0.20 %W, b) 0.1 %Ni, d) 0.5 %Ni y f) 1.0 %Ni. Porcentajes en peso.....	88
Figura 38. Diagrama CCT calculado con la composición química propuesta. ....	90
Figura 39. Diagrama CCT simulado empleando la composición química de la Tabla 16. ....	91
Figura 40. Curva de dilatación en el acero experimental, mostrando los cambios de pendiente asociados a las transformaciones de fase.....	92
Figura 41. Patrón de XRD del acero sin tratamiento térmico. ....	94
Figura 42. Patrones de XRD de muestras sometidas a tratamientos térmicos con 3 min de IA. ....	96
Figura 43. Patrones de XRD de muestras sometidas a tratamientos térmicos con 5 min de IA. ....	97
Figura 44. Patrones de XRD de muestras sometidas a tratamientos térmicos con 7 min de IA. ....	98
Figura 45. Patrones de XRD de muestras sometidas a tratamientos térmicos con IA de 3 min: a) 650 °C, b) 685 °C, c) 700 °C, d) 710 °C, e) 720 °C y f) 755 °C. ....	99
Figura 46. Patrones de XRD de muestras sometidas a tratamientos térmicos con IA de 5 min: a) 650 °C, b) 685 °C, c) 700 °C, d) 710 °C, e) 720 °C y f) 755 °C. ....	100
Figura 47. Patrones de XRD de muestras sometidas a tratamientos térmicos con IA de 7 min: a) 650 °C, b) 685 °C, c) 700 °C, d) 710 °C, e) 720 °C y f) 755 °C. ....	101
Figura 48. Patrones de XRD de muestras sometidas a tratamientos térmicos con IA a 790 °C por: a) 3 min, b) 5 min y c) 7min.....	102
Figura 49. Variación del porcentaje de austenita retenida en función de la temperatura de IA.....	103
Figura 50. Micrografías a 200X del comparativo de la microestructura del acero (izquierda) antes y (derecha) después de la segunda laminación en caliente. ...	104
Figura 51. Micrografías obtenidas a 1000X que muestran la microestructura del acero para un tiempo de IA de 3 min a una temperatura de: a) 650 °C, b) 685 °C, c) 700 °C, d) 710 °C, e) 720 °C, f) 755 °C y g) 790 °C. ....	106

Figura 52. Micrografías obtenidas a 1000X que muestran la microestructura del acero para un tiempo de IA de 5 min a una temperatura de: a) 650 °C, b) 685 °C, c) 700 °C, d) 710 °C, e) 720 °C, f) 755 °C y g) 790 °C. ....	107
Figura 53. Micrografías obtenidas a 1000X que muestran la microestructura del acero para un tiempo de IA de 7 min a una temperatura de: a) 650 °C, b) 685 °C, c) 700 °C, d) 710 °C, e) 720 °C, f) 755 °C y g) 790 °C. ....	108
Figura 54. Identificación de fases mediante EBSD para las muestras: a) Referencia, b) IA a 685°C por 7 min, c) IA a 710 °C por 7 min y d) IA a 720 °C por 7 min. Se muestra en rojo la fase BCC y en verde la fase FCC. ....	110
Figura 55. Identificación de fases para la muestra con IA a 710 °C por 5 min. Se muestra en rojo la fase BCC, en verde la fase HCP y en amarillo la fase FCC. .	111
Figura 56. Distribución de KAM para las muestras: a) Referencia, b) IA a 685°C por 7 min, c) IA a 710 °C por 7 min, d) IA a 720 °C por 7 min y e) IA a 710 °C por 5 min. ....	112
Figura 57. Cambio de longitud ( $\Delta L$ ) en función de: a) tiempo y b) temperatura, en muestras con 3 min de IA. ....	113
Figura 58. Cambio de longitud ( $\Delta L$ ) en función de: a) tiempo y b) temperatura, en muestras con 5 min de IA. ....	114
Figura 59. Cambio de longitud ( $\Delta L$ ) en función de: a) tiempo y b) temperatura, en muestras con 7 min de IA. ....	114
Figura 60. Valores de microdureza Vickers para todos los tratamientos térmicos. ....	117
Figura 61. Ubicación de las propiedades mecánicas obtenidas en el acero experimental con los diferentes tratamientos térmicos dentro de la gráfica de resistencia a la tensión contra elongación a fractura de aceros automotrices. Círculos: muestra 2, triángulos: muestra 5 [5]. ....	120

## ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Composición química, condiciones de procesamiento, cantidad de austenita y enfoque de algunos estudios reportados en la literatura para la obtención de aceros Q&P. ....	33
Tabla 2. Composición química nominal del acero AISI 1005 (% en peso) [41]. ....	42
Tabla 3. Condiciones de trabajo utilizadas para el estudio computacional de diagramas CCT. ....	43
Tabla 4. Composición química de la chatarra de Fe utilizada para la fabricación del acero experimental (% en peso). ....	44
Tabla 5. Número de pasos de laminación y espesor final de las muestras del acero experimental. ....	45
Tabla 6. Condiciones de trabajo para el recocido intercrítico. ....	48
Tabla 7. Condiciones de trabajo empleadas para las pruebas de dilatometría. ....	51
Tabla 8. Efecto individual de los elementos de aleación sobre los cambios producidos en los diagramas CCT, empleando como base la composición química nominal de un acero AISI 1005. ....	65
Tabla 9. Composición química con ajuste de carbono (% en peso). ....	68
Tabla 10. Efecto individual del elemento de aleación en los diagramas CCT basados en un acero con 0.1 % de carbono. ....	77
Tabla 11. Composición química del acero considerando nuevos contenidos de Mn y Si (% en peso). ....	80
Tabla 12. Efecto individual del elemento de aleación en los diagramas CCT basados en un acero 0.1 %C-7.5 %Mn-1.2 %Si. ....	85
Tabla 13. Composición química del acero considerando un contenido de B (% en peso). ....	86
Tabla 14. Nuevas condiciones de trabajo para la simulación de diagramas CCT. ....	89
Tabla 15. Composición química final propuesta para fabricar el acero experimental. ....	90
Tabla 16. Composición química real del acero experimental. ....	91
Tabla 17. Temperaturas críticas de transformación de fase determinadas mediante dilatometría. ....	93

Tabla 18. Efecto de la temperatura y el tiempo de IA sobre la cantidad de austenita retenida (% vol.) .....	95
Tabla 19. Resultados de las mediciones de microdureza. ....	117
Tabla 20. Resultados del ensayo de tensión uniaxial de la muestra 2. ....	119
Tabla 21. Resultados del ensayo de tensión uniaxial de la muestra 5. ....	119

## ÍNDICE DE ECUACIONES

Ecuación 1. Ecuación general del tiempo necesario para transformar x fracción de austenita a una temperatura T .....	38
Ecuación 2. Relaciones de resistencia efectiva.....	39
Ecuación 3. Ecuación 1 modificada al considerar los parámetros de la Ecuación 2 .....	39
Ecuación 4. Ecuación para calcular $\tau_{0.1\%}$ en función de la temperatura, tamaño de grano y cantidad de C, Si, Cr y Mo.....	39
Ecuación 5. Cantidad de transformación de ferrita.....	40
Ecuación 6. Cantidad de transformación de perlita .....	40
Ecuación 7. Cantidad de transformación de bainita .....	40
Ecuación 8. Coeficiente de difusión de la ferrita.....	40
Ecuación 9. Coeficiente de difusión de la bainita .....	40
Ecuación 10. Ecuación tipo Arrhenius para el cálculo del tamaño de grano austenítico.....	42
Ecuación 11. Fracción volumen de austenita en función de la intensidad integrada .....	51

## **Introducción.**

En México se padecen serios problemas de contaminación ambiental y el sector del transporte es una de las causas principales al contribuir con el 20.4 % de las emisiones de gases de efecto invernadero, de las cuales el 16.2 % proviene del subsector automotor, en su mayoría, por viajes en transporte individual motorizado [1]. A causa de esto, la industria automotriz busca reducir las emisiones de CO<sub>2</sub> por medio de la disminución del peso del vehículo, ya que una reducción del 10 % de su peso genera un 6 % de mejora en la economía de combustible (relación entre la distancia recorrida y el consumo de combustible) o un 14 % de aumento del rango de manejo para vehículos eléctricos [2]. Debido a que en un automóvil el acero forma parte de aproximadamente el 75 % de su masa [3], fabricar partes de acero de espesores reducidos disminuirá el consumo de combustible y, por lo tanto, las emisiones de CO<sub>2</sub>. Pero se debe tener en cuenta que la seguridad de los pasajeros, ante un impacto, está determinada por la capacidad del acero de absorber energía [4], por lo que dicho material debe tener excelentes propiedades mecánicas si se desea disminuir la cantidad de acero utilizado en piezas automotrices estructurales, sin comprometer la seguridad del usuario. Para lograr esto, los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) son una excelente opción.

Los AHSS se dividen en aceros de primera, segunda y tercera generación, cada uno con propiedades mecánicas y microestructuras específicas que permiten ubicarlos en dicha clasificación. Los AHSS de primera generación tienen una formabilidad global mejorada en comparación con los aceros convencionales de alta resistencia, sin embargo, pueden presentar problemas de formabilidad local en algunas aplicaciones debido a las amplias diferencias de dureza entre sus componentes microestructurales. Los AHSS de segunda generación, aunque presentan los valores más altos de resistencia a la tensión y porcentaje de elongación, son más costosos debido al complejo procesamiento para producirlos, además de que son altamente aleados, lo que genera problemas de soldabilidad [5]. Los AHSS de tercera generación están diseñados para desarrollar una formabilidad mejorada en comparación con los aceros de primera generación, y buscan reducir los costos y mejorar la soldabilidad en comparación con los aceros

de segunda generación. De estos, los aceros de temple y partición (Q&P, por sus siglas en inglés), destacan por tener un equilibrio entre resistencia y elongación a fractura, que se traduce en alta tenacidad. Lo anterior hace posible una reducción en el espesor de las piezas sin sacrificar sus propiedades mecánicas, permitiendo que estos aceros sean considerados por los fabricantes de acero automotriz, como candidatos prometedores para satisfacer las demandas actuales de dicha industria. Los aceros Q&P se obtienen a partir de un tratamiento térmico conocido como temple y partición, del cual se deriva su nombre (Figura 1). Este método, propuesto en el 2003 por Speer y cols. [6], consiste en las siguientes etapas: i) austenización por encima de  $A_3$  (temperatura a partir de la cual la austenita se estabiliza), ii) temple interrumpido entre las temperaturas de inicio y fin de la transformación martensítica ( $M_s$  y  $M_f$ , respectivamente), iii) calentamiento por encima de la temperatura  $M_s$ , iv) tratamiento isotérmico para promover la partición (difusión) del carbono desde la martensita formada durante el primer temple hacia la austenita sin transformar, y v) enfriamiento hasta temperatura ambiente (enfriamiento final). La etapa de partición busca que la austenita se enriquezca en carbono, con el fin de estabilizarla y promover su retención a temperatura ambiente. De esta manera, la microestructura que se busca obtener en un acero Q&P consiste en una mezcla de martensita y austenita retenida, aunque también se pueden formar bainita y carburos durante la etapa de la partición [7].

Desafortunadamente, el ciclo térmico empleado para la fabricación de aceros Q&P es poco práctico para reproducirse en líneas de procesamiento industriales establecidas, ya que su implementación conlleva modificar los equipos de recocido existentes, cambiar la distribución de las líneas de recocido, e incluso, incorporar un horno para realizar el recalentamiento del acero en la etapa de partición isotérmica, lo cual requeriría una inversión de capital sustancial, resultando poco viable desde una perspectiva tecnológica [8]. En consecuencia, la fabricación de aceros Q&P, a partir de ciclos térmicos reproducibles a nivel industrial (sin rampas de recalentamiento por debajo y por encima de la  $M_s$ ), es un desafío actual para su implementación en la industria automotriz; de aquí el interés por desarrollar aceros

de temple y partición de tercera generación, utilizando condiciones que simulen líneas de recocido continuo.

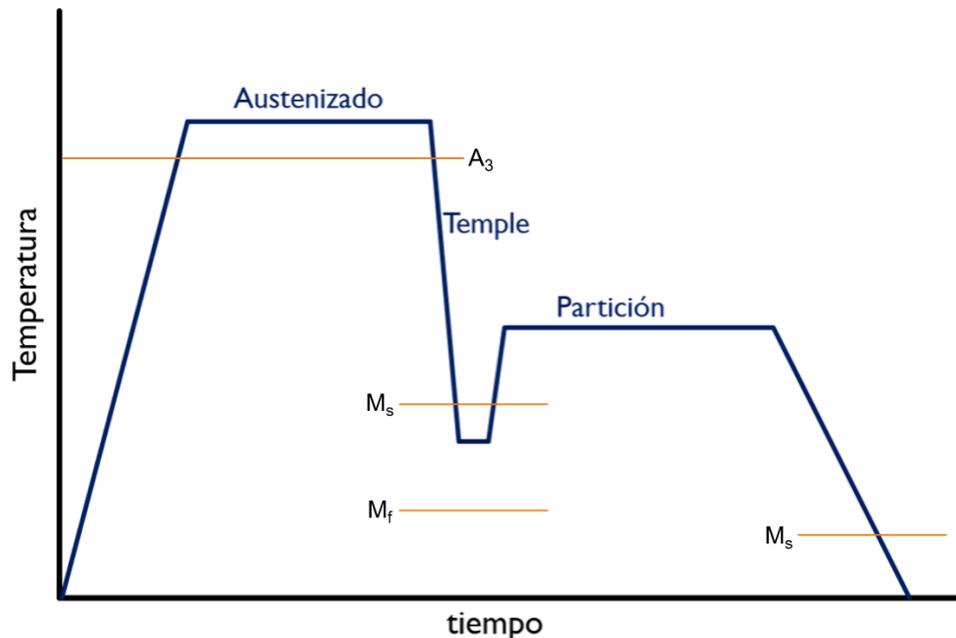


Figura 1. Esquema del tratamiento térmico de temple y partición [6].

### Justificación

Los AHSS de temple y partición son considerados como candidatos prometedores para satisfacer las demandas actuales de la industria automotriz, ya que permiten reducir, en gran medida, la cantidad de material empleado para la fabricación de componentes estructurales automotrices, garantizando (al mismo tiempo) la seguridad de los pasajeros. La reducción del peso de un vehículo contribuye al mismo tiempo con un menor consumo de combustible y una menor generación de emisiones de  $CO_2$ .

El desarrollo de AHSS de temple y partición en líneas de proceso establecidas exige una sólida comprensión de las transformaciones de fase que tienen lugar a lo largo de los ciclos térmicos. Los diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT, por sus siglas en inglés) son de vital importancia en este sentido, ya que proveen información necesaria para entender la descomposición de la austenita durante el enfriamiento del acero. Desafortunadamente, estos diagramas no pueden ser utilizados de manera generalizada para cualquier acero, ya que pequeñas variaciones en la composición química generan alteraciones significativas en la

cinética de las transformaciones de fase. Estudios recientes han demostrado que el análisis del comportamiento de estos diagramas, en función de la composición química, ha permitido el desarrollo de AHSS multifásicos (ferrita + bainita + austenita + martensita) [9], aceros de doble fase (martensita + ferrita) [10] y aceros con bainita libre de carburos (ferrita bainítica + austenita) [11]. Sin embargo, a la fecha, no existen reportes en la literatura respecto a su uso para proponer una composición química que permita obtener aceros Q&P (martensita + austenita), en condiciones similares a las empleadas en líneas de recocido continuo. Por otra parte, el análisis *in-situ* de las transformaciones de fase en aceros representa una herramienta valiosa para entender los cambios que ocurren durante los ciclos térmicos y para determinar la cinética de dichas transformaciones [9].

El presente trabajo de investigación busca generar información científica respecto al uso de diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo para determinar una composición química que posibilite obtener aceros avanzados de alta resistencia de temple y partición bajo condiciones similares a las empleadas en una línea de recocido continuo (CAL, por sus siglas en inglés). También, fabricar el acero (a escala laboratorio) para llevar a cabo un análisis *in-situ* de las transformaciones de fase en calentamiento y enfriamiento continuo para, finalmente, establecer la correlación entre las variables del tratamiento térmico, los cambios de fase, la evolución de la microestructura y la modificación de las propiedades mecánicas de los aceros obtenidos, con el fin de determinar la factibilidad de obtener AHSS Q&P bajo ciclos térmicos que simulan una CAL.

### **Hipótesis**

Es posible obtener aceros de temple y partición mediante ciclos térmicos similares a los empleados en líneas de recocido continuo, a partir de un estudio computacional de los efectos de los elementos de aleación sobre el comportamiento de diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo. Este estudio permitirá establecer una composición química para fabricar el acero experimental que, después de ser sometido a los ciclos térmicos propuestos, tendrá las propiedades mecánicas y características microestructurales de un acero avanzado de alta resistencia de tercera generación.

## Objetivos

### Objetivo general

Desarrollar láminas delgadas de aceros avanzados de temple y partición mediante simulación, fundición, laminación y ciclos térmicos que simulan líneas de recocido continuo para investigar los efectos del tiempo y la temperatura de recocido sobre la microestructura y las propiedades mecánicas

### Objetivos específicos

- a) Determinar los efectos individuales y combinados de los elementos de aleación sobre el comportamiento de los diagramas de transformación en enfriamiento continuo, a partir de un estudio computacional, con el propósito de obtener una composición química que permita fabricar aceros de temple y partición en condiciones que simulen líneas de recocido continuo.
- b) Obtener experimentalmente el acero, utilizando la composición química seleccionada con base en los resultados obtenidos en el punto anterior, y procesarlo mediante fusión, homogeneizado y laminación en caliente para obtener láminas delgadas.
- c) Investigar los efectos de las variables del tratamiento térmico (tiempo y temperatura de recocido) sobre la microestructura y las propiedades mecánicas, buscando obtener aceros de temple y partición que se clasifiquen dentro de la tercera generación de aceros para aplicaciones automotrices.
- d) Realizar un estudio *in-situ* de las transformaciones de fase en calentamiento y enfriamiento continuo, y bajo ciclos térmicos que simulen líneas de recocido continuo, además de un análisis cualitativo y cuantitativo de las fases obtenidas en función de los parámetros de los ciclos térmicos. Esto para determinar los mecanismos de las transformaciones de fase que ocurren durante el desarrollo de aceros de temple y partición.
- e) Evaluar las propiedades mecánicas de los aceros, en función de las condiciones del tratamiento térmico, para garantizar que las propiedades mecánicas se clasifiquen dentro de las correspondientes a los aceros avanzados de tercera generación.

- f) Determinar la relación entre las variables de estudio, la microestructura y las propiedades mecánicas de los aceros de temple y partición desarrollados, con el fin de evaluar la viabilidad de obtener aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación con microestructuras de martensita y austenita, en condiciones similares a las utilizadas en una línea de recocido continuo.

## 1. Características microestructurales y rutas de procesamiento para la obtención de aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación de temple y partición.

### 1.1 Aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) son comúnmente clasificados en función de la relación existente entre la resistencia a la tensión y porcentaje de elongación a la fractura, tal como se muestra en la Figura 2.

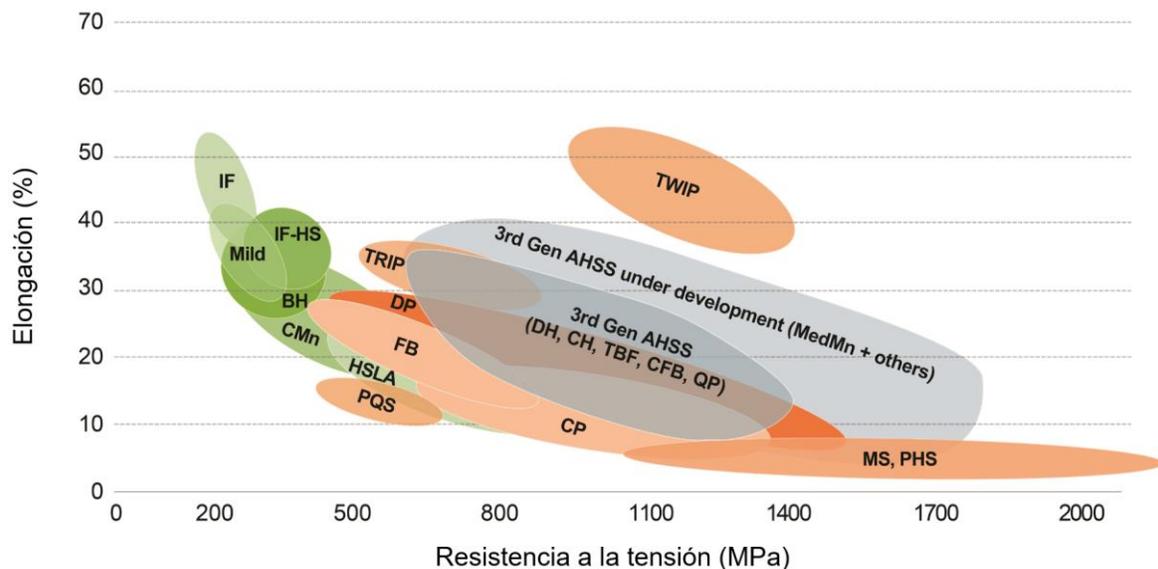


Figura 2. Resistencia a la tensión contra elongación a la fractura de aceros existentes y emergentes para uso automotriz. [5]

Los aceros en color verde de la Figura 2 son aceros convencionales, los cuales tienen solamente una fase ferrítica y algunos de ellos pueden tener perlita [5].

Identificación:

- IF: Libre de intersticiales (siglas del inglés: *Interstitial Free*)
- IF-HS: Libre de intersticiales-alta resistencia (siglas del inglés: *Interstitial Free-High Strength*)
- Mild: Bajo carbono
- BH: Endurecido por horneado (siglas del inglés: *Bake Hardenable*)
- CMn: Carbono-manganeso

- HSLA: Alta resistencia y baja aleación (siglas del inglés: *High Strength Low Alloy*)

Los aceros en color naranja ubicados en las partes central e inferior del diagrama de la Figura 2 son aceros avanzados de alta resistencia de primera generación, emplean el uso de diversos elementos de aleación en bajas cantidades para mejorar las propiedades mecánicas del acero, con contenidos de carbono de hasta 0.55 %, manganeso de 1.5 % a 2.5 %, silicio de 0.4 % a 1.8 %, cromo y molibdeno arriba de 0.4 %, vanadio arriba de 0.06 % y niobio arriba de 0.04 % (porcentajes en peso). Estos aceros pueden contener una o más fases tales como ferrita, perlita, cementita, martensita, bainita y austenita en cantidades suficientes para producir propiedades mecánicas mejoradas [5].

Identificación:

- TRIP: Plasticidad inducida por transformación (siglas del inglés: *TRansformation Induced Plasticity*)
- DP: Doble fase (siglas del inglés: *Dual Phase*)
- CP: Fase compleja (siglas del inglés: *Complex Phase*)
- FB: Ferrítico bainítico (siglas del inglés: *Ferritic Bainitic*)
- PQS: Templado a presión (siglas del inglés: *Press Quenching Steel*)
- MS: Martensítico
- PHS: Endurecido a presión (siglas del inglés: *Press Hardening Steel*)

El acero en color naranja ubicado en la parte superior derecha del diagrama de la Figura 2 es parte de los aceros avanzados de alta resistencia de segunda generación, los cuales son altamente aleados. Estos aceros contienen de un 12 % a 30 % de manganeso, ocasionando que sean completamente austeníticos, incluso a temperatura ambiente. Otras adiciones comunes incluyen arriba de 3 % de silicio, 3 % de aluminio y 1 % de carbono (porcentajes en peso). Adiciones secundarias incluyen cromo, cobre, nitrógeno, niobio, titanio y/o vanadio [5].

Identificación:

- TWIP: Plasticidad inducida por maclaje (siglas del inglés: *TWinning Induced Plasticity*)

Actualmente existen tres tipos generales de aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación (ubicados al centro del diagrama de la Figura 2, en color azul) y, de acuerdo con la asociación *WorldAutoSteel*, se dividen en:

- Aceros TBF y CFB. El primero: Bainítico Ferrítico asistido por TRIP (del inglés *TRIP-Aided Bainitic Ferritic*), el segundo: Bainítico Libre de Carburos (del inglés *Carbide-Free Bainite*).
- Acero de Medio Manganeso.
- Acero Q&P (Temple y Partición).

Los aceros TBF y CFB son esencialmente el mismo acero y algunos incluyen en este grupo a los aceros DH (Doble Fase-Alta Ductilidad, siglas del inglés: *Dual phase High ductility*) y CH (Fase Compleja-Alta Ductilidad, siglas del inglés: *Complex pase High ductility*). Estos aceros contienen granos de ferrita bainítica ultrafinos, lo cual resulta en una mayor resistencia. La austenita en la microestructura permite el efecto TRIP, produciendo una ductilidad mejorada. Los aceros de medio manganeso tienen un contenido de Mn de entre 3 % y 12 %, además de silicio, aluminio y otros microaleantes, permitiendo que la austenita sea estable a temperatura ambiente (evita la transformación completa o parcial de la austenita en martensita), haciendo que el efecto TRIP mejore. Los aceros Q&P son obtenidos por una ruta de procesamiento que produce una estructura que contiene martensita y cantidades significativas de austenita retenida, donde la temperatura del tratamiento previa al temple define los porcentajes relativos de martensita y austenita, mientras que la temperatura de partición promueve un incremento en el porcentaje de austenita estable a temperatura ambiente después del enfriamiento [12].

## 1.2 Obtención de aceros de temple y partición

El método propuesto por Speer y cols. [6], también conocido como temple y partición en dos etapas (*two-step Q&P*), fue el primero que se propuso para obtener aceros con microestructuras de martensita y austenita retenida. Se han reportado diversas variaciones de este proceso, tales como el temple-partición-revenido (*Quenching-Partitioning-Tempering* o QPT, por sus siglas en inglés), el cual incluye un revenido después del proceso Q&P [13-15]; temple y partición instantáneo (*Quenching and Flash Partitioning* o Q&FP, por sus siglas en inglés), en el que la etapa de partición se realiza en unos cuantos segundos [16]; temple y partición con recocido instantáneo (*Flash Quenching and Partitioning* o FQP, por sus siglas en inglés), realizando un calentamiento muy rápido hasta llegar a la temperatura de austenizado [17]; temple y partición con tratamiento criogénico profundo (*Quenching and Partitioning-Deep Cryogenic Treatment* o Q&P-DCT, por sus siglas en inglés), donde después del tratamiento Q&P se realiza un enfriamiento criogénico [18], pero la que más se aproxima a una CAL es el tratamiento de temple y partición en un paso (*one-step Q&P*), en el cual la temperatura de temple es la misma que la de partición (no hay recalentamiento) [19]. En este método, la temperatura requerida para el temple (entre  $M_s$  y  $M_f$ ) es baja, lo que dificulta la difusión del carbono y resulta en bajos porcentajes de austenita retenida en la microestructura final. Diversos autores han puesto en práctica este proceso, obteniendo porcentajes de austenita retenida que van del 2 % hasta el 14 % [20-24]. Por lo anterior, es razonable que los trabajos reportados sobre el proceso *one-step* sean muy pocos. Aunque este proceso sería más fácil de adaptar a una CAL, los bajos porcentajes de austenita retenida en los aceros fabricados por este método no favorecen la obtención de las propiedades mecánicas de un acero avanzado de alta resistencia de tercera generación.

Recientemente, se encontró que es posible aumentar el porcentaje de austenita retenida hasta aproximadamente un 45 % en un acero fabricado mediante un ciclo térmico similar al de una CAL [25]. Sin embargo, el estudio se enfocó a investigar los efectos de los parámetros del proceso de soldadura de puntos por resistencia sobre la soldabilidad de las uniones obtenidas [25]; no se realizó un estudio del

comportamiento de los diagramas CCT en función de la composición química, ni tampoco se hizo un estudio *in-situ* de las transformaciones de fase, por lo que este trabajo de investigación permitirá desarrollar un mejor entendimiento acerca de los mecanismos de las transformaciones de fase que ocurren al aplicar ciclos térmicos que simulan líneas de recocido continuo a aceros experimentales, fabricados a partir de la composición química obtenida a través de un estudio computacional de diagramas CCT.

### **1.3 Ruta propuesta para este trabajo de investigación**

La obtención de aceros de temple y partición a partir de procesos simplificados, que requieran poca o nula inversión de capital y bajos tiempos de trabajo, harán factible su fabricación a nivel industrial y por lo tanto su comercialización. Así, el enfoque principal de este trabajo de investigación fue la obtención de dichos aceros mediante ciclos térmicos que se asimilen a las condiciones de líneas de recocido continuo.

Una línea de recocido continuo (Figura 3) es una ruta de procesamiento térmico utilizada a nivel industrial para tratar térmicamente láminas delgadas de acero, haciéndolas pasar a través de un equipo de calentamiento y enfriamiento en tiempos del orden de unos cuantos minutos (hasta 12 min). El recocido usualmente es acompañado de una etapa posterior de tratamiento isotérmico a una menor temperatura (variable según las necesidades del fabricante), y de un enfriamiento hasta la temperatura ambiente [26]. Este tratamiento térmico busca producir láminas con alta formabilidad y baja resistencia para aplicaciones automotrices. Dicho proceso puede aprovecharse para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia de temple y partición, para esto, es necesario producir modificaciones en la cinética de las transformaciones de fase, promoviendo la formación de austenita y martensita durante dicho ciclo térmico, lo cual se puede lograr a través de cambios en la composición química del acero.

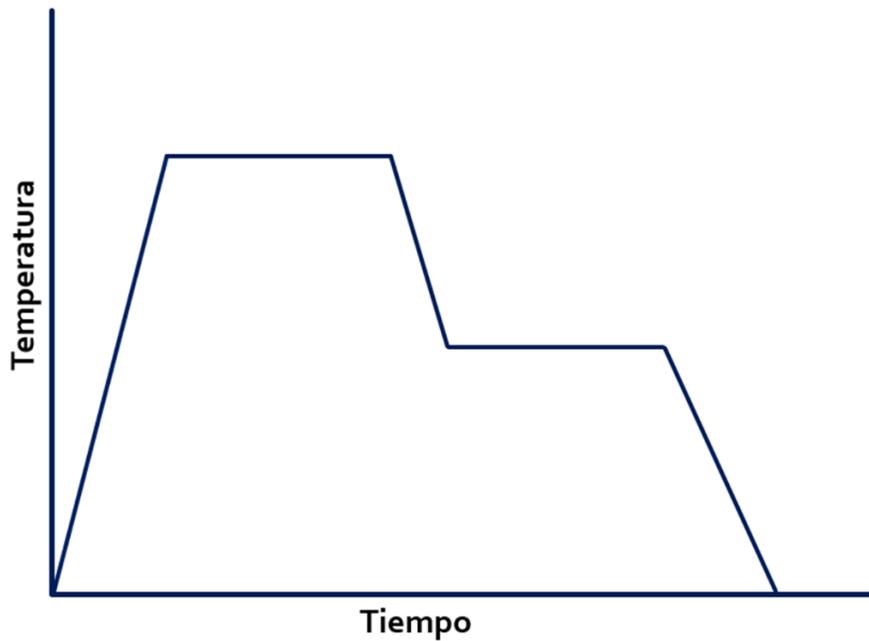


Figura 3. Esquema de un ciclo térmico en una línea de recocido continuo [26].

#### 1.4 Composición química y microestructura de un acero de temple y partición

Debido al comportamiento alfégeno (estabilizador de la fase alfa, ferrita) o gammágeno (estabilizador de la fase gamma, austenita) de los distintos elementos de aleación, y a las variaciones en los parámetros del proceso Q&P, es común que los aceros de temple y partición, además de martensita y austenita retenida, presenten en su microestructura ciertas cantidades de ferrita, carburos y bainita [7]. Por lo tanto, la elección de una composición química adecuada es un punto clave para promover la formación de las fases deseables en este tipo de acero, siendo necesario el uso, en cantidades apropiadas, de elementos estabilizadores de la austenita (por ejemplo, el C, Mn, Ni, Cu, entre otros) y elementos que inhiban la formación de bainita y carburos (como Si, Al, V, Mo, entre otros) [7].

Los contenidos de carbono reportados en la literatura para la fabricación de aceros Q&P caen, por lo general, dentro del grupo de aceros hipoeutectoides, ya que la concentración de este elemento suele limitarse entre 0.15 % y 0.30 % en peso para asegurar una buena soldabilidad. Algunos autores han reportado que una concentración relativamente alta de Mn permite mejorar la templabilidad y la estabilidad de la austenita, y al mismo tiempo permite promover el endurecimiento

por solución sólida [27]. El silicio es utilizado en aceros Q&P para retardar la formación de cementita; otros elementos, como el aluminio y fósforo, producen un efecto similar, pero en menor medida [28].

Algunos investigadores han agregado otros elementos de aleación para obtener aceros Q&P, tal como se presenta en la Tabla 1.

*Tabla 1. Composición química, condiciones de procesamiento, cantidad de austenita y enfoque de algunos estudios reportados en la literatura para la obtención de aceros Q&P.*

<b>Autores</b>	<b>Composición química</b>	<b>Tiempo del ciclo (min)</b>	<b>Tipo de proceso</b>	<b>Austenita retenida (% vol.)</b>	<b>Enfoque del estudio</b>
Bansal y cols. [23]	0.16C-1.10Mn-0.20Cr-0.10Mo-0.50Ni-0.030V	11, 12, 15, 25	Q&P en una etapa	2-6	Evolución de la microestructura
Arribas y cols. [29]	0.194C-2.01Mn-0.001Ni-1.49Si-0.0012P-0.002S-0.002N; 0.243C-5.60Mn-1.811Ni-1.44Si-0.008P-0.002S-0.001N	4, 7	Q&P Convencional	5-40	Influencia de la temperatura de temple y el tiempo de partición sobre la estabilización de la austenita y las propiedades mecánicas
Yan y cols. [30]	0.20C-1.59Si-1.57-Mn-0.15Mo-0.05Nb-0.054Al; 0.20C-1.52Si-1.51Mn-0.33Ni-0.27Mo-0.64Cu-0.03Ti-0.025Al	3.25-19.75	Q&P Convencional	4-14	Efecto de los microaleantes sobre la microestructura y las propiedades mecánicas
Díaz y cols. [25]	0.113C-1.87Si-8.147Mn-0.91Cr-0.0398Mo-0.115Ni-0.567Al-0.325Cu-0.0114Nb-0.0078Ti-0.0294V-0.0098P-0.0121S-0.0024Co-0.0017B-0.0125N	5, 7, 10, 12, 15	Similar a CAL	7-45	Soldabilidad de un acero de medio Mn

Por ejemplo, Bansal y cols. [23] añadieron Cr, Ni, Mo y pequeñas cantidades de V, con lo que obtuvieron hasta un 6 % de austenita retenida. En su lugar, Arribas y cols. [29] variaron los contenidos de Ni y Mn, obteniendo hasta 40 % de austenita retenida. Por otra parte, Yan y cols. [30] probaron dos composiciones químicas, una aleación con Mo, Nb y Al, y otra con Ni, Mo, Cu, Ti y Al, obteniendo porcentajes de austenita retenida de hasta 11 % y 14 %, respectivamente. A diferencia de los casos anteriores, Díaz y cols. [25] utilizaron una mayor variedad de elementos de aleación, lo que les permitió obtener un acero con hasta 45 % de austenita retenida. Es claro que la cantidad de austenita retenida obtenida en cada caso depende tanto de los parámetros empleados para la realización de los ciclos térmicos como de la composición química.

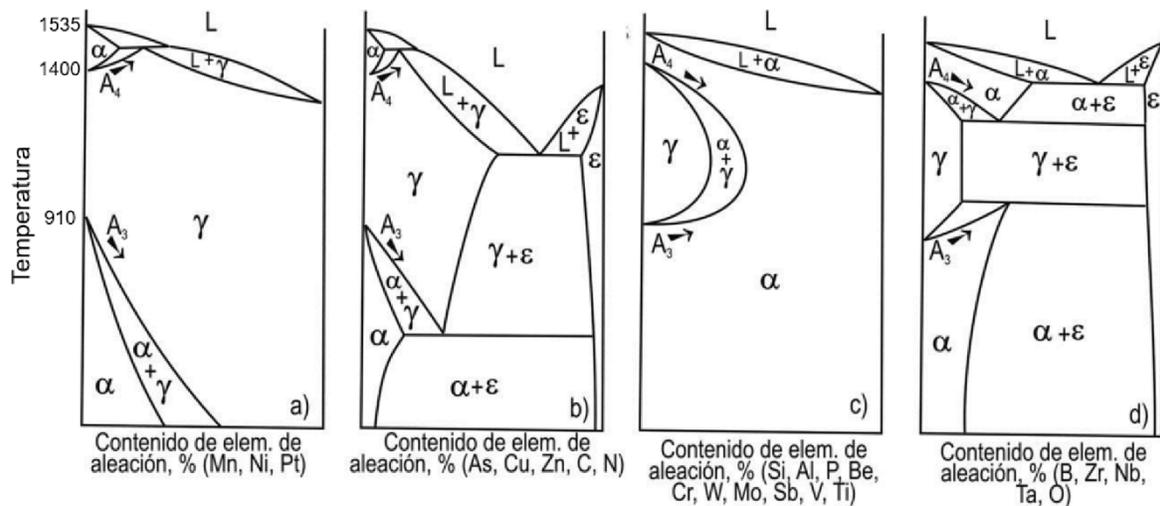
#### **1.4.1 Elementos de aleación utilizados para el estudio computacional**

Los elementos de aleación empleados para la fabricación del acero experimental tienen relación con su capacidad de promover o inhibir la formación de alguna fase en específico. Es bien sabido que estos se pueden clasificar de acuerdo con su capacidad de promover la formación y/o estabilidad de las fases  $\alpha$  (ferrita) y  $\gamma$  (austenita), por lo que son comúnmente llamados elementos alfégenos (que favorecen la fase alfa) y elementos gammágenos (que favorecen la fase gamma). Estos elementos se pueden clasificar como [31]:

- Estabilizadores de austenita, por ejemplo: Mn, Ni.
- Formadores de austenita, por ejemplo: Cu, C, N.
- Estabilizadores de ferrita, por ejemplo: Si, Al, Cr.
- Formadores de ferrita, por ejemplo: B, Nb, O.

Como se observa en la Figura 4 (a), los elementos que estabilizan la fase austenita abren y expanden el campo donde la austenita es la fase estable, ampliando el intervalo de temperaturas en las que esta fase puede existir, favoreciendo la presencia de la fase austenita en el acero al aumentar el contenido de elementos de aleación gammágenos; mientras que los formadores de austenita, Figura 4 (b), permiten que dicha fase esté presente en conjunto con otras (tales como perlita,

martensita y bainita): estos elementos también amplían el intervalo de temperaturas en el que la austenita se forma, pero limitando su porcentaje en la microestructura del acero debido a la presencia de otras fases (posible martensita, bainita, perlita). En un caso similar, en la Figura 4 (c) se presentan los elementos estabilizadores de la ferrita, los cuales amplían el intervalo de temperaturas donde se forma la fase  $\alpha$ , al igual que favorecen su presencia en la microestructura del acero al aumentar el contenido de elementos de aleación alfégenos; en cambio, los formadores de ferrita, Figura 4 (d), muestran la ampliación del intervalo de temperaturas donde existe la ferrita, pero en presencia conjunta de otras fases [32].

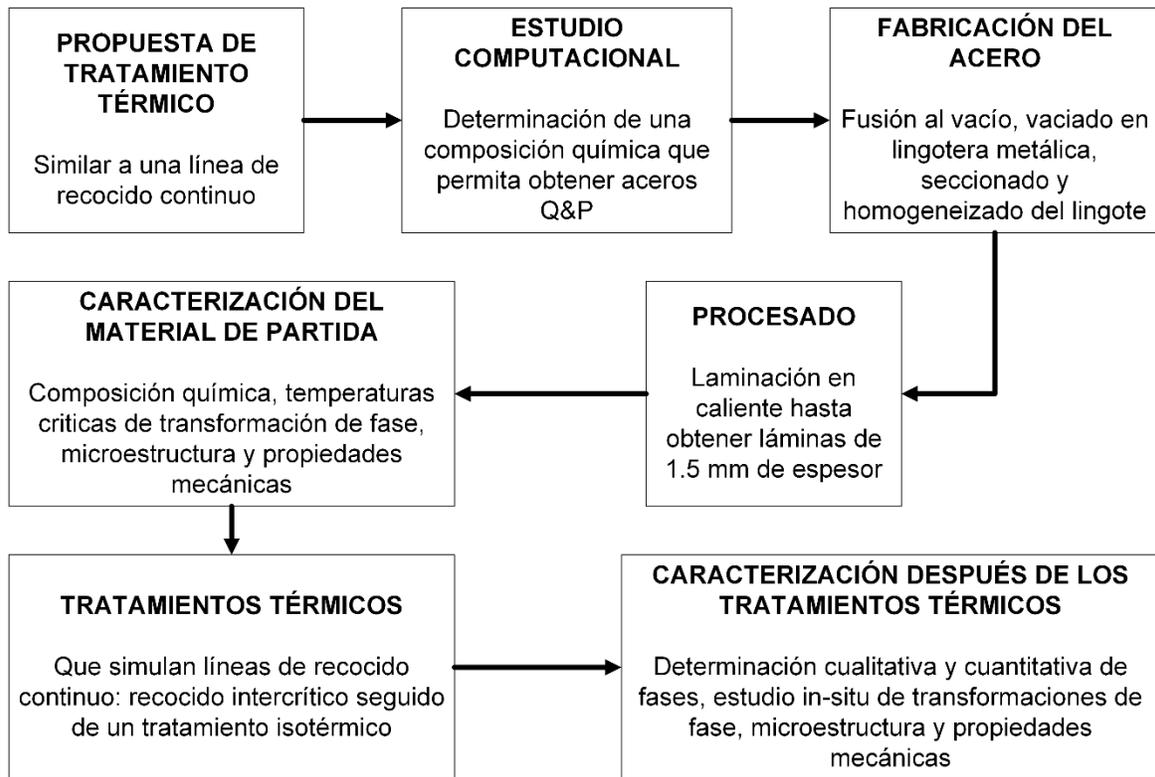


*Figura 4. Efecto de diferentes elementos de aleación sobre el campo de estabilidad de las fases ferrita y austenita [32].*

## **2. Metodología empleada para establecer la composición química del acero experimental, y para la obtención de aceros de temple y partición, bajo ciclos térmicos que simulan líneas de recocido continuo.**

El desarrollo de un acero experimental puede realizarse mediante diversas metodologías. Una vez conocida la composición química del acero que se desea fabricar, es posible calcular su diagrama de transformación de fase en enfriamiento continuo (CCT, por sus siglas en inglés) con el fin de establecer o diseñar una ruta de procesamiento que permita obtener las características microestructurales deseadas y, por ende, las propiedades mecánicas que mejor favorezcan el uso final al que está destinado tal material.

En este trabajo de investigación, el acero experimental se desarrolló partiendo de la propuesta de que las fases requeridas (martensita y austenita retenida) podrían obtenerse durante ciclos térmicos que se asemejen a los utilizados en una línea de recocido continuo (CAL, por sus siglas en inglés), buscando sentar las bases científicas para su posible producción a escala industrial. Así, el punto clave fue la determinación de una composición química que permitiese obtener una mezcla de fases martensita y austenita, y propiedades mecánicas que correspondiesen a las de un acero avanzado de alta resistencia de tercera generación, después de la aplicación de un tratamiento térmico similar al de una CAL. Una vez establecida la composición química que se emplearía para la obtención del acero experimental, se procedió con su obtención mediante fusión al vacío y vaciado en lingoteras metálicas, y su procesamiento mediante homogeneizado y laminado en caliente para producir láminas delgadas de 1.5 mm de grosor. Posteriormente, se realizó la aplicación de tratamientos térmicos que son similares a las condiciones de las líneas de recocido continuo, teniendo como variables de estudio la temperatura y el tiempo de recocido intercrítico. Las muestras sometidas a tratamiento térmico fueron caracterizadas mediante distintas técnicas para determinar la relación entre los cambios de fase, la microestructura y las propiedades mecánicas obtenidas. La Figura 5 muestra el enfoque utilizado para el desarrollo de este trabajo. En las secciones posteriores se presenta la información detallada de cada una de las etapas.



*Figura 5. Metodología empleada para el desarrollo de este trabajo.*

## 2.1 Estudio computacional para la composición química, a partir del comportamiento de los diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo

Se hizo uso del programa computacional JMatPro® para calcular los diagramas CCT con variaciones definidas de composición química, con el objetivo de obtener una sola combinación de elementos de aleación que permitiera obtener un acero con microestructura de martensita y austenita retenida (acero Q&P), después de aplicar un tratamiento térmico similar al utilizado en líneas de recocido continuo.

JMatPro® es un programa de simulación que calcula una amplia gama de propiedades de materiales para aleaciones y está especialmente dirigido a las aleaciones multicomponentes utilizadas en la práctica industrial [33].

### 2.1.1 Funcionamiento de JMatPro

JMatPro® es un acrónimo para *Java-based materials properties* (propiedades de materiales basadas en Java). El programa fue desarrollado para ampliar el cálculo termodinámico incorporando modelos teóricos de materiales y bases de datos de propiedades que permiten un análisis cuantitativo de las fases y la predicción de propiedades de materiales. Calcula las propiedades y el comportamiento de aleaciones multicomponentes, basándose en principios físicos sólidos más que en métodos estadísticos puros [34]. Al extender el cálculo de la estabilidad del equilibrio de fases para incluir la cinética, JMatPro® tiene la capacidad de simular diagramas TTT (tiempo-temperatura-transformación) y CCT, esto al utilizar la ecuación de Johnson-Mehl-Avrami como base y convirtiendo los diagramas TTT a diagramas CCT empleando reglas de aditividad bien conocidas [34]. Los modelos para calcular diagramas TTT y CCT son limitados cuando se trata de aleaciones altamente aleadas, sin embargo, JMatPro® tiene la capacidad de calcular diagramas TTT y CCT para todos los tipos de aceros [35]. Una ventaja del método de modelado actual es que se requieren pocos parámetros de entrada.

JMatPro® primero incorporó la capacidad de calcular transformaciones que involucran ferrita, perlita y bainita en aceros HSLA (alta resistencia y baja aleación, en inglés *High Strength Low Alloy*) basándose en el modelo de Kirkaldy [36]. Después, trabajaron para extender la capacidad de este modelo a aceros con un contenido de aleación alto. El objetivo era combinar modelos termodinámicos más extensivos con un modelo cinético para ver si el rango de composición de aplicabilidad podía ser extendido para cubrir un rango más amplio de aceros [37].

Un modelo para el cálculo de ferrita y perlita fue propuesto inicialmente por Kirkaldy y colaboradores [38], basándose en las ecuaciones desarrolladas por Zener y Hillert [39, 40]. En el modelo original, no se hizo distinción entre las transformaciones difusivas y displasivas, y se produjo una curva “C” general utilizando la ecuación general del tiempo ( $\tau$ ) necesario para que una fracción  $x$  de austenita se transforme (a otra fase) a una temperatura  $T$  [39]:

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

Donde  $\alpha = \beta 2^{(N-1)/2}$ ,  $\beta$  es un coeficiente empírico,  $N$  es el tamaño de grano ASTM,  $D_{eff}$  es un coeficiente de difusión efectivo,  $\Delta T$  es el subenfriamiento debajo de la temperatura donde la austenita es inestable con respecto a la ferrita (la temperatura  $Ae_3$ ) y  $q$  es un exponente dependiente del mecanismo de difusión efectiva.

También asumieron que el coeficiente de difusión efectiva involucra los elementos de aleación análogos a unas series de relaciones de resistencia ( $R_{eff}$ ) tales que [39]:

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

Donde  $\alpha_j$  es una constante para cada elemento  $j$ ,  $C_j$  es la concentración del elemento  $j$ , y  $Q_{eff}$  es una energía de activación efectiva para la difusión. La ecuación modificada es [39]:

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

Los parámetros de entrada críticos son: 1) el tamaño de grano, el cual debería ser conocido para cada caso, 2) la temperatura  $Ae_3$ , la cual es calculada a partir de cálculos termodinámicos, 3) el coeficiente de difusión efectiva  $Q_{eff}$  y 4) las constantes empíricas  $\alpha_j$  para cada elemento.  $Q_{eff}$  y  $\alpha_j$  las determinaron al ajustar curvas empíricamente utilizado la Ecuación 3 a curvas TTT observadas y la ecuación final para calcular  $\tau$  fue dada como [39]:

$$\tau_{0.1\%} = \frac{\exp\left(\frac{2000}{T}\right)}{2^{(N/8)}(Ae_3 - T)^3} (60 \%C + 90 \%Si + 160 \%Cr + 200 \%Mo) \quad \text{Ecuación 4}$$

Donde las cantidades de cada elemento están en % en peso.

El modelo fue extendido para incluir curvas C para perlita y bainita, y también para permitir un cálculo general para la cantidad de transformación como función del tiempo a cierta temperatura. Esto provee tres series de ecuaciones para la cantidad de transformación de ferrita ( $\tau_F$ ), perlita ( $\tau_P$ ) y bainita ( $\tau_B$ ) [39]:

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

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

$$\tau_B = \frac{(2.3 + 10 \%C + 4 \%Cr + 19 \%Mo) 10^{-4}}{6 \times 2^{(N/8)} \Delta T^2 \exp(-27500/RT)} I \quad \text{Ecuación 7}$$

Donde  $\Delta T$  es el subenfriamiento debajo de la temperatura de transformación relevante de ferrita, perlita y bainita.  $D_F$  y  $D_P$  están dadas por las Ecuaciones 8 y 9:

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

$$D_P = \frac{1}{\exp(-27500/RT)} + \frac{0.5 Mo}{\exp(-37000/RT)} \quad \text{Ecuación 9}$$

El parámetro  $I$  a la derecha de las Ecuaciones 5 a 7 es la integral de la fracción volumen tal como se muestra a la derecha de la Ecuación 1.

Una vez que el diagrama TTT es calculado, es posible transformarlo a un diagrama CCT utilizando reglas aditivas bien establecidas por Kirkaldy [36]. Así, en la Figura 6 se muestran los valores de entrada necesarios para la simulación de diagramas CCT, revelando que los requerimientos para el estudio computacional se limitan a la composición química propuesta, el tamaño de grano y la temperatura de austenitización. De igual forma, el entorno mostrado por el programa JMatPro® para el módulo de aceros es el que se presenta en la Figura 7, donde se observa la gran variedad de funciones que posee el programa para la determinación de propiedades de aceros.

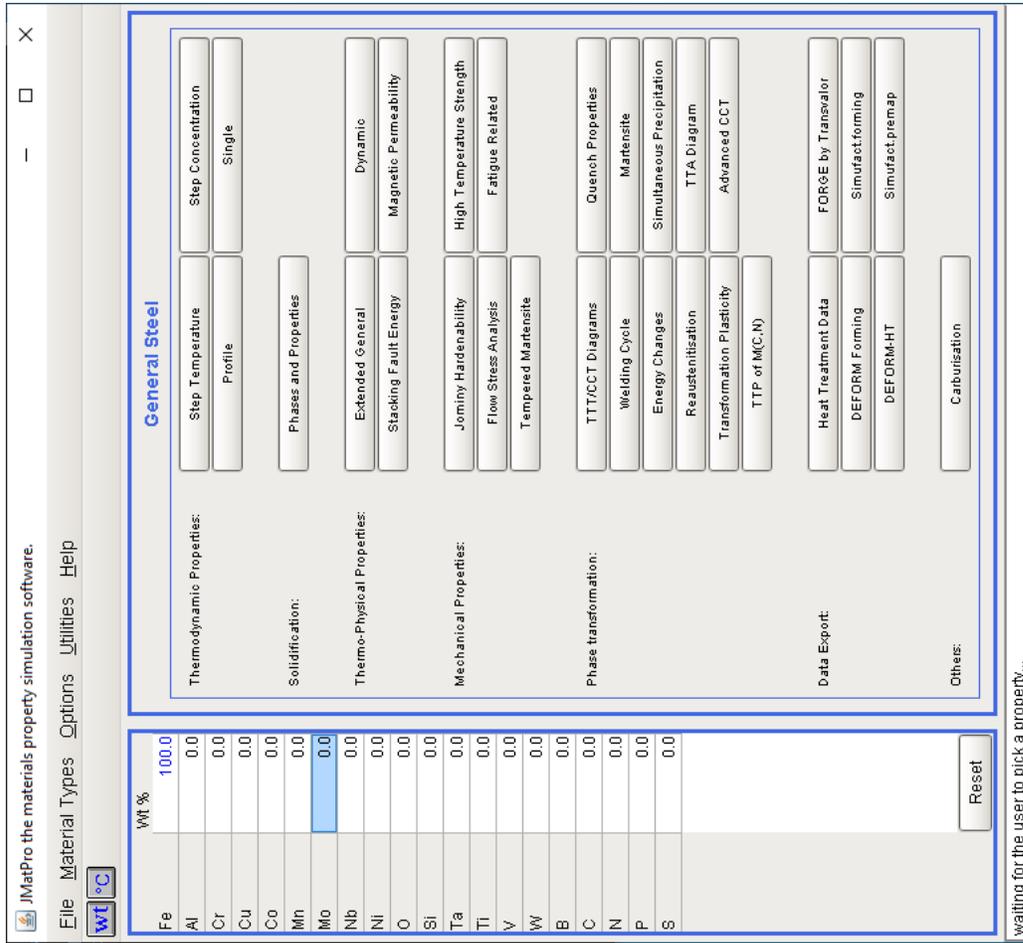


Figura 7. Entorno de JMatPro® para el módulo de aceros.



Figura 6. Entorno de simulación de diagramas CCT en JMatPro®.

### 2.1.2 Punto de partida para el estudio computacional

Como punto de partida para el cálculo de diagramas CCT, se utilizó como referencia la composición química nominal de un acero de bajo carbono AISI 1005 (Tabla 2), esto debido a que dicho acero contiene pocos elementos de aleación y en concentraciones bajas, lo cual permite evaluar el efecto de otros elementos en distintas concentraciones. Se adicionaron diferentes elementos de aleación, evaluando el efecto individual y combinado que estos producen en el comportamiento de los diagramas CCT, permitiendo determinar cuáles elementos, y en qué porcentaje, se debían utilizar para la fabricación del acero experimental.

*Tabla 2. Composición química nominal del acero AISI 1005 (% en peso) [41].*

<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>S</b>	<b>P</b>	<b>Fe</b>
0.06	0.35	0.05	0.04	Balance

Para realizar los cálculos de diagramas CCT con el programa JMatPro®, además de introducir la composición química, se requiere alimentar los datos del tamaño de grano austenítico y la temperatura de austenitización. Al no poseer datos experimentales de tales valores, se utilizó una función de JMatPro® (Ecuación 10) que permite calcular el tamaño de grano austenítico en función del tiempo y la temperatura de tratamiento térmico. Dicha función se basa en la ecuación tipo Arrhenius [42]:

$$D^a = Ct \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad \text{Ecuación 10}$$

Donde  $D$  es el tamaño de grano en milímetros,  $a$  y  $C$  son constantes del material, con valores de  $a = 4$  y  $C = 0.4948 \times 10^{14} \text{ s}^{-1}$ ,  $Q$  es la energía de activación en J/mol,  $R$  es la constante del gas ideal en J/mol K, siendo la relación  $Q/R = 63900 \text{ K}$ ,  $T$  es la temperatura en Kelvin y  $t$  es el tiempo en segundos. JMatPro® posee tanto la ecuación como los valores de las constantes precargadas en su base de datos, por lo que solo se debe proponer una temperatura y tiempo de austenitización para obtener el tamaño de grano a utilizar en las simulaciones de los diagramas CCT.

Debido a que el objetivo general de este trabajo de investigación es desarrollar aceros Q&P bajo condiciones similares a las de una línea de recocido continuo, con temperaturas que no sobrepasen los 850 °C – 875 °C (temperaturas comúnmente empleadas en una CAL) y tiempos de hasta 12 min [26, 43], se empleó un tiempo de austenitización de 5 min. Además, de acuerdo con las temperaturas  $A_1$  y  $A_3$  del diagrama CCT simulado del acero AISI 1005 (Figura 8), se estableció una temperatura de trabajo de 1000 °C, con la cual se calculó el tamaño de grano mostrado en la Tabla 3, además de emplear la misma temperatura para la simulación de los diagramas CCT. Así, las condiciones de trabajo de la Tabla 3 son suficientes para realizar el estudio computacional.

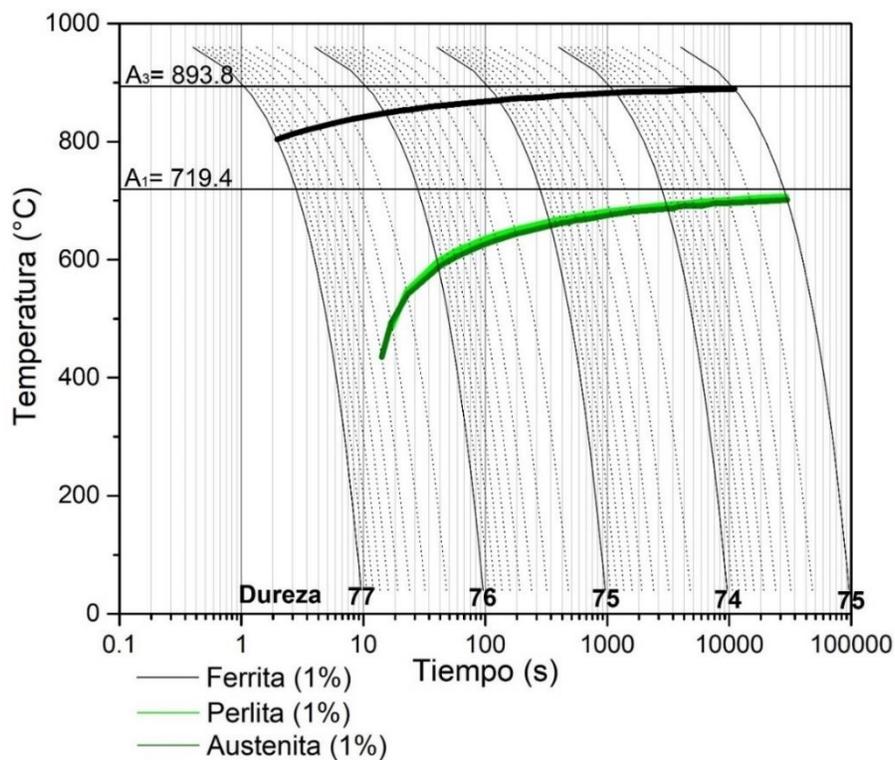


Figura 8. Diagrama CCT de un acero AISI 1005.

Tabla 3. Condiciones de trabajo utilizadas para el estudio computacional de diagramas CCT.

Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Tamaño de grano ASTM	Tamaño de grano (micras)
1000	5	6.3	45.2

## 2.2 Fabricación del acero experimental mediante fusión, vaciado y laminación en caliente

El estudio computacional permitió definir una composición química que permitiera obtener una microestructura constituida por una mezcla de austenita y martensita. La siguiente etapa consistió en la obtención del acero experimental (en laboratorio), cuidando que el tipo y las cantidades de los elementos de aleación se apegaran, en la medida de lo posible, a lo propuesto con base en el resultado de la simulación, ya que ligeros cambios en la composición química podrían dificultar o impedir el obtener un acero Q&P.

### 2.2.1 Fusión, vaciado y homogeneizado

La fabricación del acero experimental se llevó a cabo en el Instituto de Investigaciones en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, mediante fusión y vaciado en una lingotera metálica de 20 cm × 10.5 cm × 3.5 cm, utilizando un horno al vacío CONSARC® y empleando como materia prima chatarra de hierro, FeC, FeW, FeMo, FeB, Mn, Si, Al, Cr y Ni.

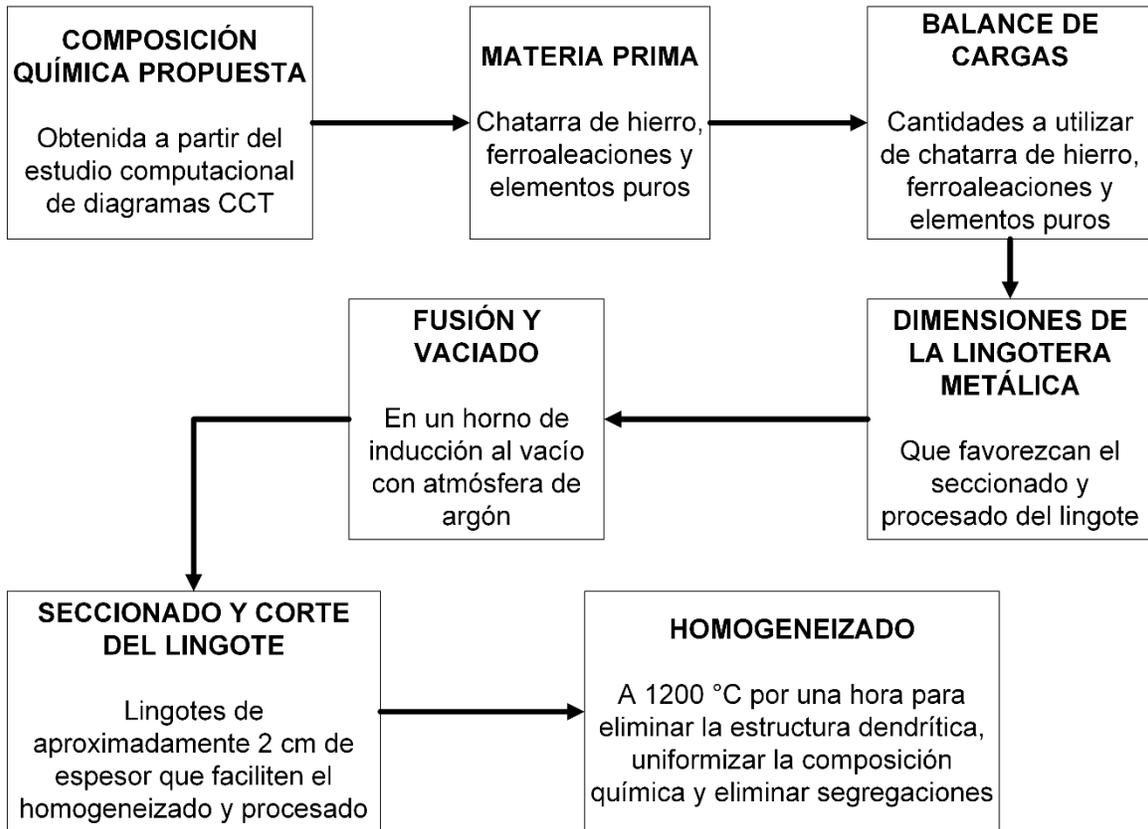
Partiendo de la composición química de la chatarra de hierro (Tabla 4), se ajustó la composición química con las ferroaleaciones y elementos puros, buscando obtener una química similar a la propuesta a partir del estudio computacional.

*Tabla 4. Composición química de la chatarra de Fe utilizada para la fabricación del acero experimental (% en peso).*

<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>S</b>	<b>P</b>	<b>B</b>	<b>Mo</b>	<b>N</b>
0.0560	0.1660	0.0160	0.0050	0.0030	0.0001	0.0040	0.0056
<b>Cu</b>	<b>Al</b>	<b>Sn</b>	<b>Ca</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>V</b>	<b>Fe</b>
0.0500	0.0250	0.0010	0.0010	0.0170	0.0190	0.0020	Balance

El lingote de acero obtenido se seccionó en seis partes útiles de aproximadamente 2 cm de espesor, los cuales fueron homogeneizados a 1200 °C por una hora en un horno de laboratorio Nabertherm®, para después ser laminados.

El diagrama de la Figura 9 esquematiza el procedimiento seguido en esta etapa del trabajo de investigación.



*Figura 9. Procedimiento para la fabricación del acero experimental.*

### 2.2.2 Laminación en caliente

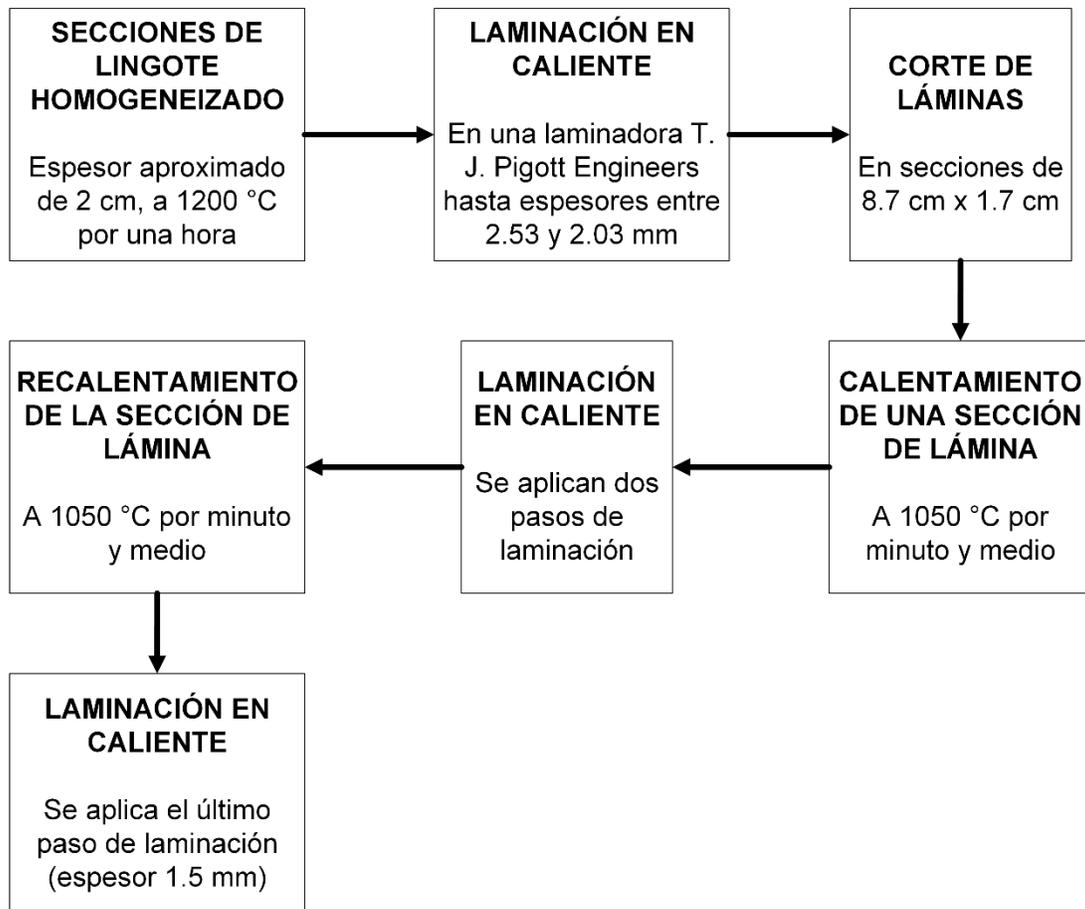
Inmediatamente después de terminar el homogeneizado, los lingotes seccionados fueron laminados en caliente, utilizando una laminadora T. J. Pigott Engineers®, con una temperatura inicial de laminación de 1200 °C, obteniendo los siguientes espesores:

*Tabla 5. Número de pasos de laminación y espesor final de las muestras del acero experimental.*

<b>Muestra</b>	<b>Número de pasos de laminación</b>	<b>Espesor final (mm)</b>
1	53	2.21
2	42	2.43
3	41	2.43
4	42	2.47
5	46	2.03
6	50	2.53

Posteriormente, se realizó una segunda laminación en caliente en el Instituto de Metalurgia de la Universidad Autónoma de San Luis Potosí, empleando un molino de laminación de laboratorio IRM #3350 2HI.

Para la segunda laminación en caliente, las muestras se cortaron en secciones de 8.7 cm × 1.7 cm y se sometieron individualmente a un recalentamiento a 1050 °C durante un minuto y medio, aplicando inmediatamente después dos pasos de laminación. Después, las muestras fueron recalentadas nuevamente utilizando las mismas condiciones de recalentamiento para aplicar un último paso de laminación, obteniendo muestras con un espesor final de 1.5 mm. Las etapas de laminación en caliente, realizadas para alcanzar el espesor final de 1.5 mm, se resumen en el diagrama de la Figura 10.



*Figura 10. Procedimiento empleado para la obtención de láminas delgadas.*

### **2.3 Aplicación de tratamientos térmicos que simulan líneas de recocido continuo**

Con el fin de producir en el acero una microestructura a base de martensita y austenita retenida (RA, por sus siglas en inglés), y de mejorar las propiedades mecánicas del producto final, se realizaron tratamientos térmicos (HT, por sus siglas en inglés) buscando simular los ciclos empleados en líneas de recocido continuo (Figura 3). En diversos estudios se ha demostrado que someter un acero de medio manganeso con microestructura martensítica a un recocido intercrítico, favorece la obtención y aumento de austenita retenida en la microestructura final del acero [25, 44-48], ya sea con de la formación de austenita a partir de su nucleación en los límites de listones de ferrita o martensita [44-45, 47], o a partir de películas de austenita retenida en la microestructura martensítica [45, 47-48], permitiendo obtener austenita retenida con morfologías globular o equiaxiada [44, 46-47] y acicular o en listones [44, 46-47].

Por lo anterior, los tratamientos térmicos que simulan líneas de recocido continuo consistieron en un recocido intercrítico y un tratamiento isotérmico, tal como se muestra en la Figura 11.

Para aplicar los tratamientos térmicos al acero experimental, las muestras obtenidas de la laminación fueron sometidas a las siguientes etapas:

1. Calentamiento hasta el rango intercrítico.
2. Recocido intercrítico (IA, por sus siglas en inglés) a distintas temperaturas.
3. Enfriamiento hasta la temperatura de tratamiento isotérmico.
4. Tratamiento isotérmico (IH, por sus siglas en inglés) a 450 °C.
5. Enfriamiento en aire hasta temperatura ambiente.

Para la etapa del recocido intercrítico se emplearon siete temperaturas y tres tiempos, tal como se muestra en la Tabla 6. Para la etapa del tratamiento isotérmico, se utilizó una temperatura de 450 °C aplicada durante tres minutos en todos los tratamientos térmicos. El procedimiento utilizado para realizar los tratamientos térmicos se presenta en el diagrama de la Figura 12.

Tabla 6. Condiciones de trabajo para el recocido intercrítico.

	650 °C	685 °C	700 °C	710 °C	720 °C	755 °C	790 °C
3 min	HT1	HT2	HT3	HT4	HT5	HT6	HT7
5 min	HT8	HT9	HT10	HT11	HT12	HT13	HT14
7 min	HT15	HT16	HT17	HT18	HT19	HT20	HT21

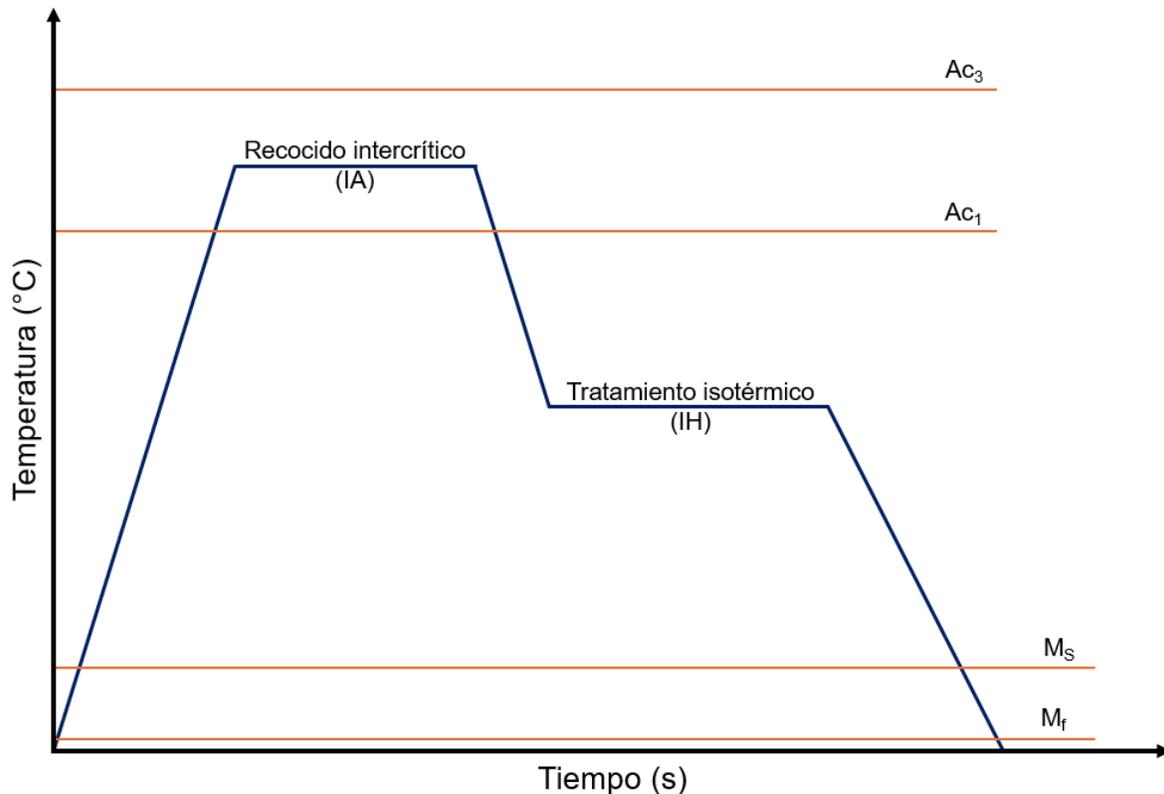
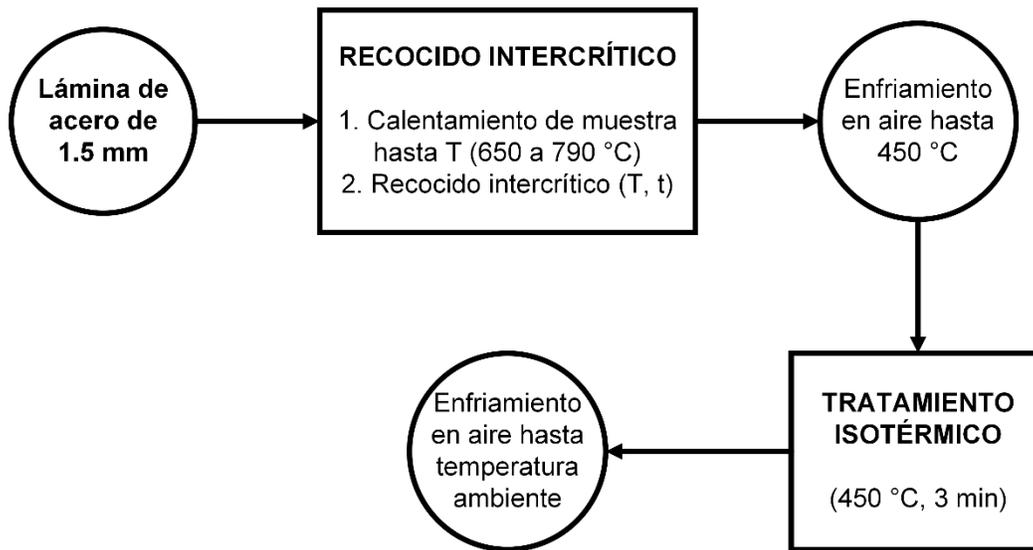


Figura 11. Esquema del tratamiento térmico aplicado.

Para aplicar el tratamiento térmico a cada muestra, se realizó la metodología siguiente:

1. Calentar los hornos en los que se realizará el recocido intercrítico y tratamiento isotérmico hasta las temperaturas deseadas, dando el tiempo necesario para lograr una buena homogeneidad de la temperatura dentro de los hornos.
2. Introducir la muestra al horno para realizar el recocido intercrítico a una temperatura y tiempo de la Tabla 6.
3. Sacar la muestra y dejar enfriar en aire hasta 450 °C.
4. Aplicar el tratamiento isotérmico a 450 °C durante 3 min.

5. Enfriar la muestra en aire hasta temperatura ambiente.



*Figura 12. Esquema del procedimiento empleado para la realización de los tratamientos térmicos.*

Los tratamientos térmicos realizados mediante el esquema de trabajo explicado anteriormente fueron aplicados, por separado, a otras muestras para caracterizarlas con las técnicas de difracción de rayos X (XRD), microscopía óptica (OM), microdureza, y ensayos de tensión uniaxial.

## 2.4 Caracterización del acero experimental

### 2.4.1 Determinación de la composición química

El contenido de carbono se determinó mediante espectroscopía de absorción infrarroja por combustión, conforme a la norma ASTM E 1019, utilizando un gramo de rebaba extraída a lo largo del espesor de las muestras. Los demás elementos se analizaron empleando espectroscopía de emisión óptica por chispa, siguiendo la norma ASTM E 403, en muestras de una pulgada cuadrada.

## 2.4.2 Determinación de las temperaturas críticas de transformación de fase en el acero

Las temperaturas críticas de transformación de fase del acero experimental fueron determinadas mediante dilatometría. Esta técnica también permitió un análisis *in-situ* de las transformaciones de fase durante los diferentes tratamientos térmicos planteados. Este es el método experimental más ampliamente utilizado para determinar el inicio y fin de las transformaciones de fase en aceros, permitiendo estudiar su cinética a partir de mediciones del cambio de longitud en función de la temperatura y el tiempo [49]. La expansión o contracción de la muestra durante los tratamientos térmicos son cambios dimensionales que sufre el acero como resultado del cambio de volumen entre las fases [50].

### 2.4.2.1 Temperaturas de transformación de fase en el acero experimental

Las temperaturas de transformación de fase durante el calentamiento continuo, para el inicio y fin de transformación de la austenita,  $A_{c1}$  y  $A_{c3}$ , junto con las temperaturas de inicio y fin de transformación de la martensita,  $M_s$  y  $M_f$ , se identificaron mediante dilatometría, empleando muestras de 3 mm de ancho por 9 mm de largo, esto con el fin de definir las temperaturas a las que serían realizados los tratamientos térmicos. El ciclo térmico empleado para este análisis fue el siguiente: calentamiento a 20 °C/s desde temperatura ambiente hasta 1100 °C, permanencia durante un minuto a esta temperatura, y enfriamiento a 100 °C/s hasta temperatura ambiente.

### 2.4.2.2 Estudio *in-situ* de las transformaciones de fase del acero al ser sometido a los tratamientos térmicos

Para el análisis *in-situ* de las transformaciones de fase durante los tratamientos térmicos, la técnica de dilatometría fue utilizada en muestras de 3 mm × 9 mm. Se realizaron 12 dilatometrías, eligiendo cuatro temperaturas de recocido intercrítico (685 °C, 700 °C, 710 °C y 720 °C, Tabla 6), aplicadas cada una durante 3 min, 5 min y 7 min de tratamiento térmico en dicha etapa. Las condiciones de trabajo utilizadas para todas las pruebas se muestran a continuación.

*Tabla 7. Condiciones de trabajo empleadas para las pruebas de dilatometría.*

Velocidad de calentamiento (°C/s)	Recocido intercrítico		Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Tratamiento isotérmico	
	Temperatura (°C)	Tiempo (s)		Temperatura (°C)	Tiempo (s)
20	T	t	50	450	3

Como se presenta en la Tabla anterior, todas las muestras se calentaron a una velocidad de 20 °C/s desde temperatura ambiente hasta llegar a la temperatura correspondiente de IA, manteniéndola por el tiempo especificado hasta completar el recocido intercrítico. A continuación, se realizó un enfriamiento a 50 °C/s desde la temperatura de IA hasta llegar a 450 °C (temperatura del tratamiento isotérmico), donde se mantuvo la temperatura por 3 min, finalmente enfriando la muestra hasta temperatura ambiente.

### 2.4.3 Análisis cualitativo y cuantitativo de las fases del acero

Por medio de difracción de rayos X (XRD), es posible realizar un análisis cualitativo de las fases cristalinas presentes en el acero, ya que cada fase da lugar a patrones de difracción únicos. Además, conociendo la intensidad integrada de los picos de difracción experimentales, es posible determinar la fracción en volumen de austenita.

Para el análisis por XRD, las muestras fueron preparadas metalográficamente mediante desbaste con lijas Fandeli desde la No. 80 hasta la No. 2000, seguido de un pulido con pasta de diamante de 1 micra hasta lograr un acabado espejo. Posteriormente, las muestras fueron analizadas en un difractómetro Bruker® D8 Advance, empleando radiación Cu  $k_{\alpha}$  en un rango de análisis de 30° a 110° (2 $\theta$ ) con un paso de 0.02° y un tiempo de exposición de 30 min.

Para cuantificar el porcentaje de austenita presente en el acero se empleó la norma SAE SP-453, la cual indica que la fracción volumen de austenita está dada por la ecuación:

$$V_A = \frac{(I_{A1} + I_{A2})}{(I_{A1} + I_{A2}) + R_T I_M} \quad \text{Ecuación 11}$$

Donde  $I_{A1}$  e  $I_{A2}$  son las intensidades integradas medidas de dos picos de austenita diferentes,  $I_M$  es la intensidad de un pico de martensita generalmente localizado entre los dos picos de austenita y  $R_T$  es la relación  $(R_{A1} + R_{A2})/R_M$ . Los valores de  $R_{A1}$ ,  $R_{A2}$  y  $R_M$  se encuentran en el documento de la norma SAE SP-453.

## 2.4.4 Técnicas de microscopía

### 2.4.4.1 Microscopía óptica

La técnica de microscopía óptica (OM) fue empleada para evaluar los cambios en la morfología de las fases, así como la cantidad y distribución de éstas. La microestructura fue revelada a partir de un ataque químico. Todas las muestras tratadas térmicamente fueron montadas en baquelita y desbastadas con lijas desde la No. 220 hasta la No. 2000, seguido de un pulido con pasta de diamante de 1 micra hasta obtener un acabado espejo. Finalmente, se atacaron con nital al 2 % para revelar la microestructura, por tiempos que fueron desde los 20 s hasta los 45 s, según era necesario. Las muestras se observaron en un microscopio óptico Olympus® GX51.

### 2.4.4.2 Difracción de electrones retrodispersados

Cuando alguna fase (como la bainita o martensita) es muy fina, resulta difícil identificarla con base en su morfología mediante técnicas de microscopía convencionales (óptica o electrónica de barrido). Por lo tanto, resulta necesario realizar un análisis que permita conocer, además de las características microestructurales, la estructura cristalina de las fases y sus desorientaciones internas, facilitando el análisis de la distribución de las fases al identificar por colores las diferentes estructuras cristalinas contenidas en la microestructura del acero y ayudando a distinguir entre martensita con bajo y alto contenido de carbono gracias a los diferentes grados de desorientación producido por las diferentes distorsiones de las redes cristalinas de las fases en cuestión [51]. Por este motivo, se empleó la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD, por sus siglas en inglés), la cual es una técnica complementaria de la microscopía electrónica de

barrido (SEM, por sus siglas en inglés). Para ello, se empleó un microscopio electrónico de barrido Phillips® XL30 equipado con un sistema TSL para realizar mediciones de textura y análisis mediante microscopía de imagen orientacional (OIM, por sus siglas en inglés). Esta técnica proporcionó datos sobre la desorientación interna, la estructura cristalina y el porcentaje de fases.

Para analizar las muestras, estas recibieron la misma preparación metalográfica mencionada en la sección anterior, añadiendo un pulido final con sílica coloidal de 0.06  $\mu\text{m}$ .

#### **2.4.5 Evaluación de las propiedades mecánicas**

Una manera sencilla de evaluar el efecto que los tratamientos térmicos tienen en las propiedades mecánicas del acero es por medio de un análisis de microdureza. Sin embargo, la forma de definir si el acero experimental corresponde a un AHSS de tercera generación es a través de la relación existente entre la resistencia a la tensión y el porcentaje de elongación a la fractura, por lo que la evaluación de las propiedades mecánicas del acero experimental se realizó a través de la prueba de microdureza y el ensayo de tensión uniaxial.

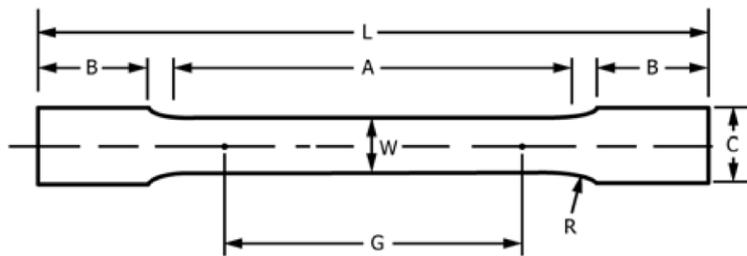
##### **2.4.5.1 Efecto del tratamiento térmico en la dureza del material**

Con el propósito de establecer el efecto de los tratamientos térmicos sobre las propiedades mecánicas del acero, se realizaron mediciones de microdureza Vickers tanto en la muestra de referencia (obtenida después de la laminación; a 1.5 mm de espesor), como en las muestras tratadas térmicamente. Las mediciones se hicieron empleando un microdurómetro Shimadzu® HMV-G, aplicando una carga de prueba de 4.903 N y un tiempo de indentación de 15 s, siguiendo lo indicado en la norma ASTM E 384.

##### **2.4.5.2 Clasificación del acero después de los tratamientos térmicos según su resistencia a la tensión y elongación**

Con el fin de mejorar las propiedades mecánicas del acero experimental, buscando obtener un AHSS de tercera generación, seis tratamientos térmicos fueron

aplicados (los que mostraron un mayor contenido de austenita retenida) a probetas de tensión *sub-size*, las cuales son maquinadas a escala de la probeta estándar (Figura 13), con las medidas correspondientes:  $W= 0.6 \pm 0.01$  cm,  $L= 10.0$  cm,  $A= 3.2$  cm,  $B= 3.0$  cm,  $C= 1.0$  cm,  $R= 0.6$  cm y  $G= 2.5 \pm 0.01$  cm . El tamaño de las probetas y la ejecución del ensayo de tensión uniaxial se realizaron conforme a la norma ASTM E8-M. Las pruebas se llevaron a cabo en una máquina de ensayos universales MTS®, modelo QTEST/100, con una capacidad de 100kN.



*Figura 13. Patrón estándar para el maquinado de las probetas de tensión sub-size, de acuerdo con la norma ASTM E8-M.*

La clasificación del acero dentro de las distintas generaciones de AHSS se realizó a partir de la relación entre la resistencia a la tensión y el porcentaje de elongación a la fractura de las muestras sometidas a diferentes tratamientos térmicos. Para esto, se empleó el diagrama de resistencia contra elongación presentado anteriormente en la Figura 2.

**3. Resultados y discusión del comportamiento de los diagramas de transformación en enfriamiento continuo en función de la composición química, y de los efectos de la temperatura y del tiempo de recocido, sobre la microestructura, cambios de fase y propiedades mecánicas del acero experimental.**

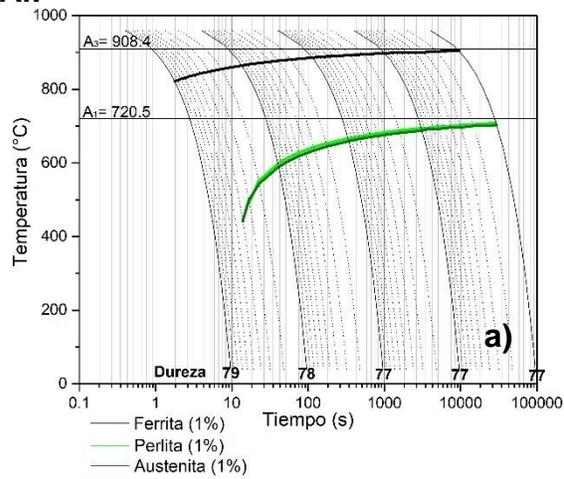
### **3.1 Estudio computacional: evaluación del comportamiento de diagramas CCT en función de la composición química**

La propiedad que poseen los elementos de aleación, de favorecer la obtención de la fase alfa o gama del acero, fue de vital importancia para la realización de este trabajo de investigación ya que, al buscar un acero con microestructura final compuesta de martensita y austenita retenida, el uso de elementos gammágenos fue esencial. Esto no implica que solo se hayan empleado elementos de aleación gammágenos, ya que algunos elementos alfégenos favorecen (en cierta medida) la obtención de aceros Q&P, pero sí significa que la cantidad utilizada del primer tipo de elementos de aleación fue de mayor relevancia.

#### **3.1.1 Efecto individual de la variación de los elementos de aleación en los diagramas CCT**

Empleando los parámetros mostrados en la Tabla 3 (sección 2.1.2), se realizaron las simulaciones del efecto individual de cada uno de los elementos de aleación en los diagramas CCT de un acero base (AISI 1005), el porcentaje de elemento adicionado se indica en el pie de figura de los diagramas, Figuras 14 a la 22.

Al:



Cr:

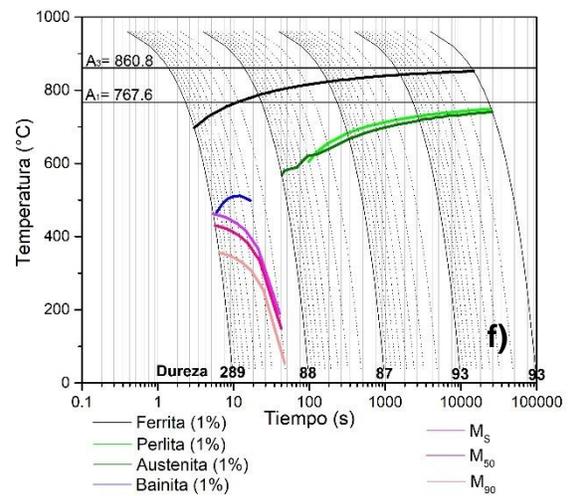
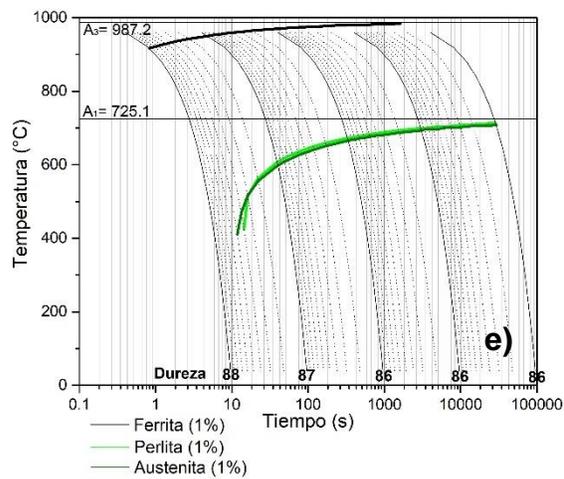
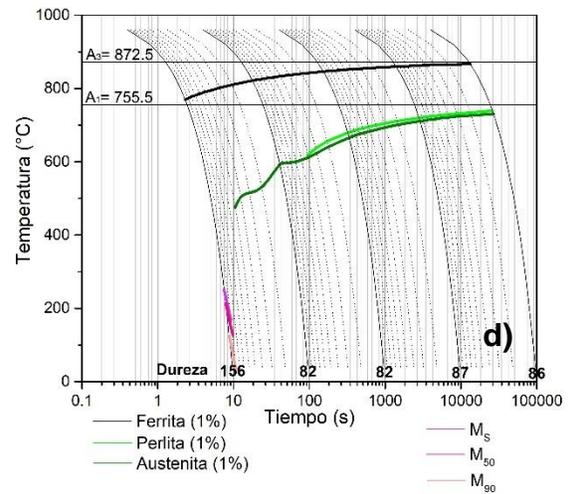
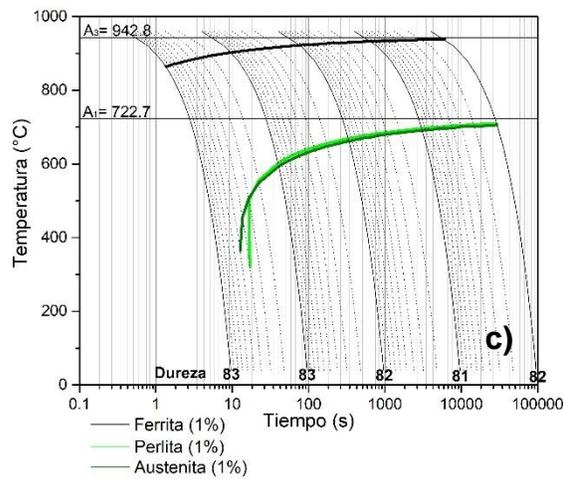
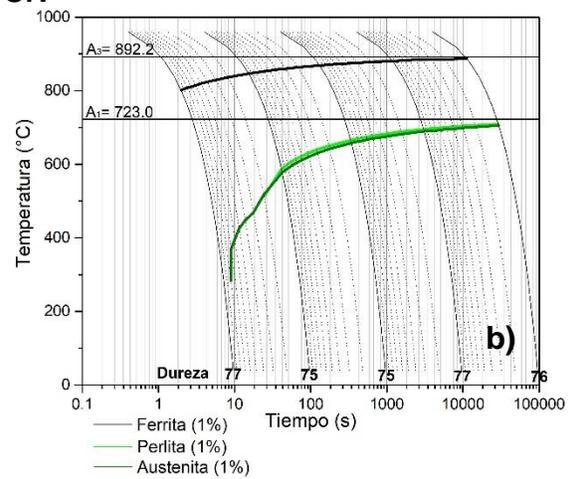
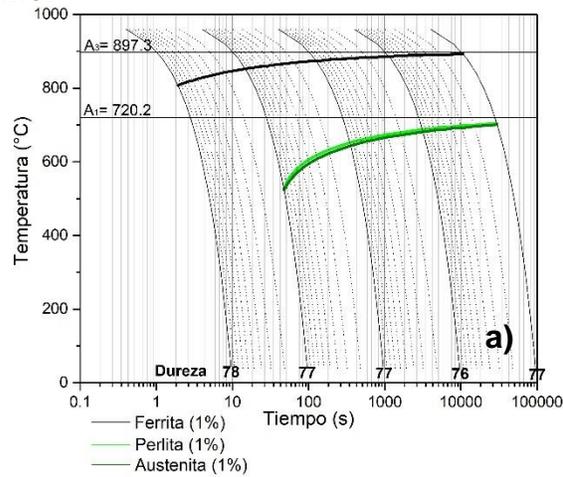


Figura 14. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.1 %Al, c) 0.3 %Al, e) 0.5 %Al, b) 0.1 %Cr, d) 1.5 %Cr y f) 2.5 %Cr. Porcentajes en peso.

**Mo:**



**Nb:**

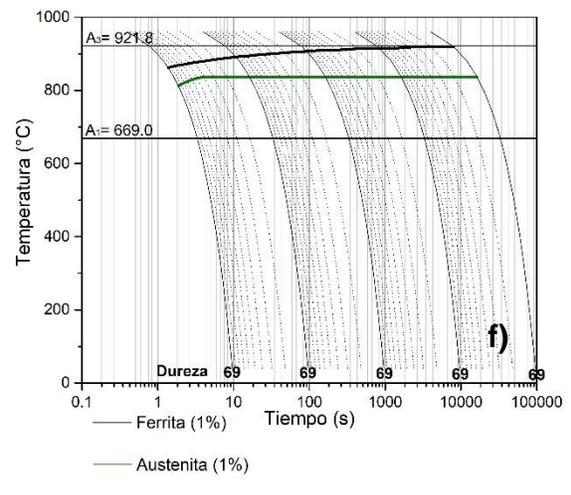
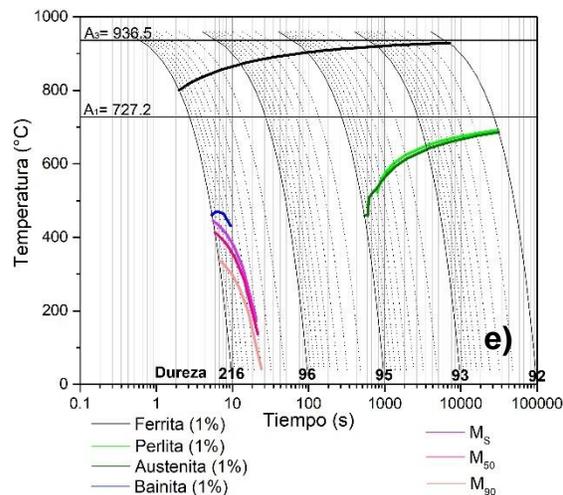
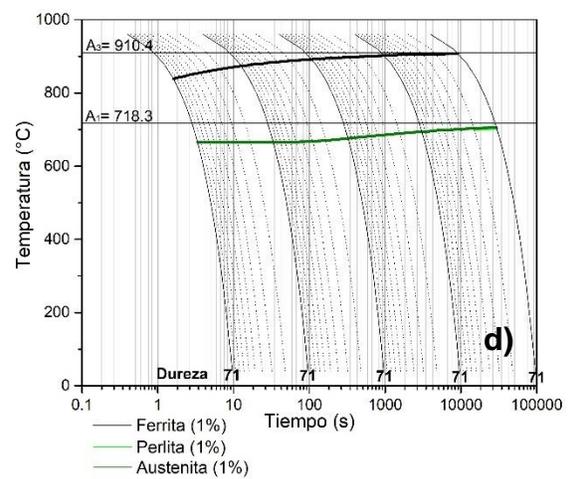
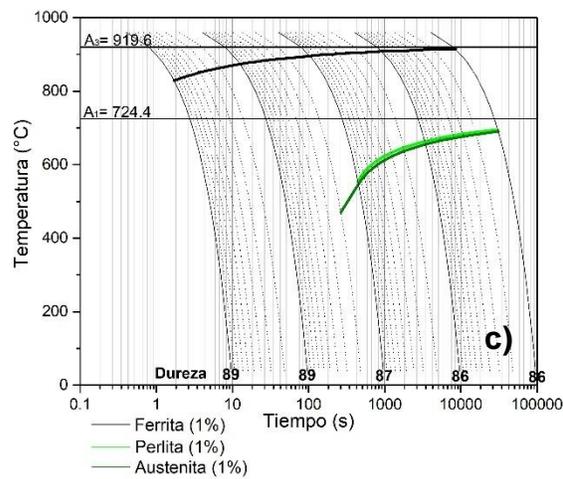
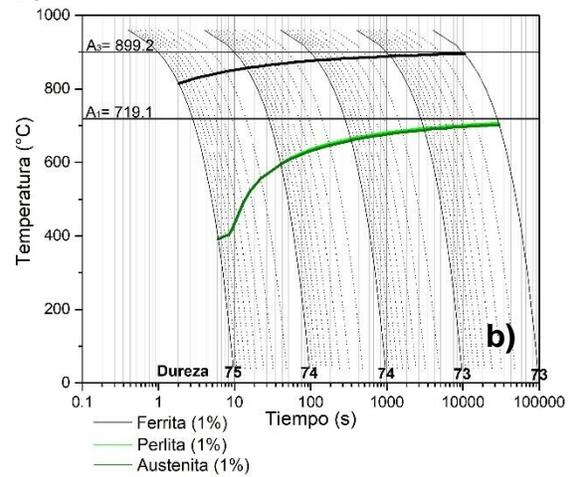
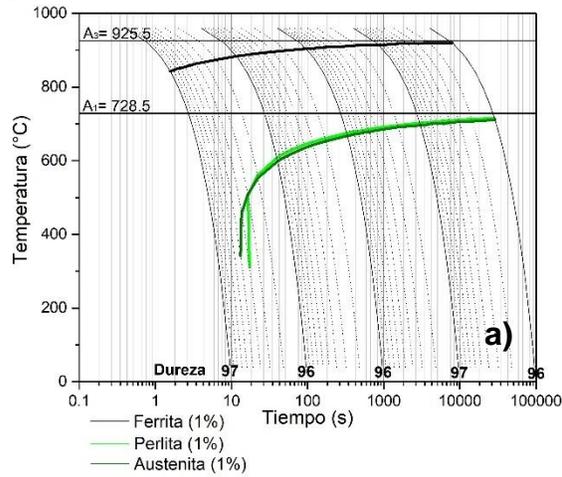


Figura 15. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.1 %Mo, c) 0.7 %Mo, e) 1.1 %Mo, b) 0.1 %Nb, d) 0.3 %Nb y f) 0.5 %Nb. Porcentajes en peso.

Si:



Ti:

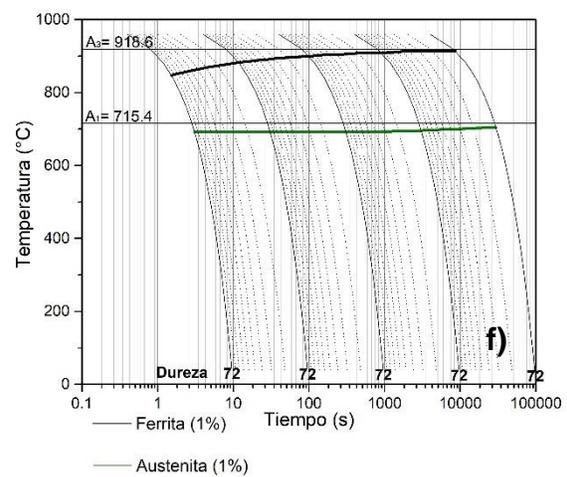
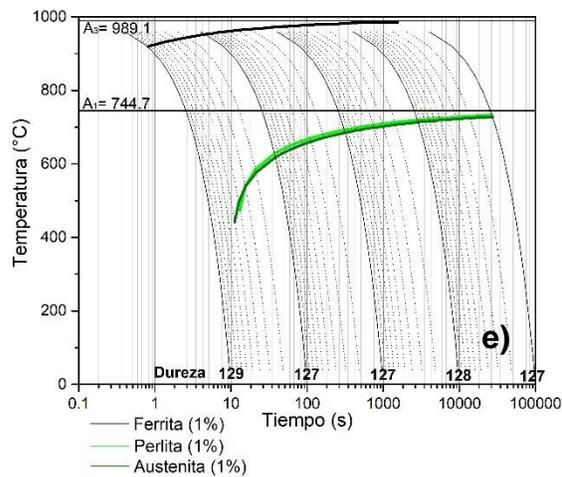
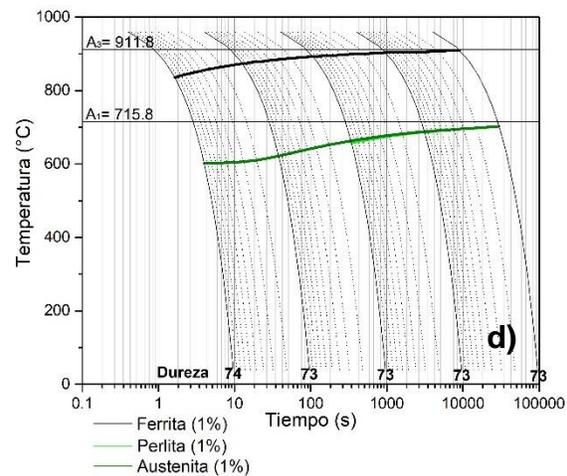
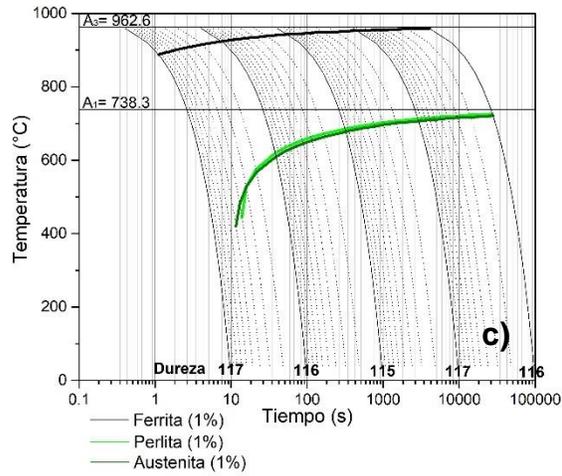
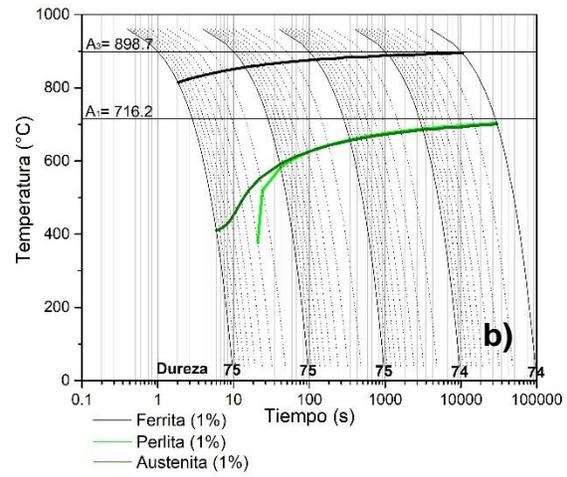
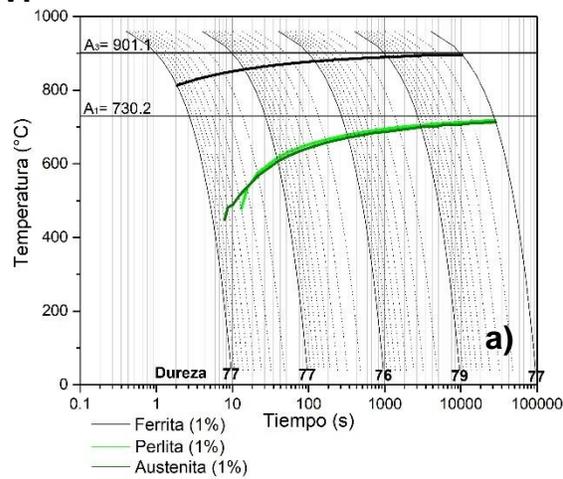


Figura 16. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.5 %Si, c) 1.0 %Si, e) 1.3 %Si, b) 0.15 %Ti, d) 0.25 %Ti y f) 0.30 %Ti. Porcentajes en peso.

V:



W:

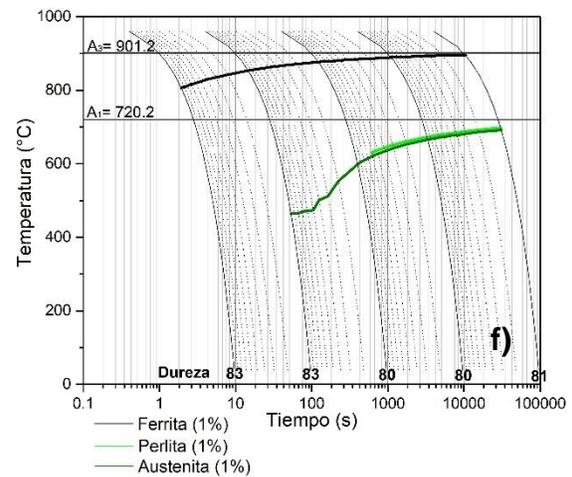
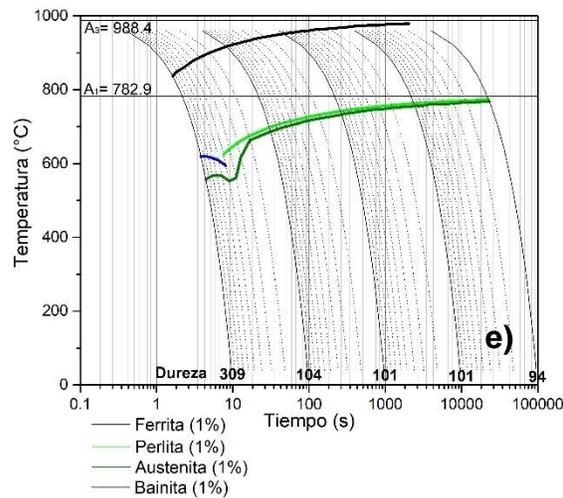
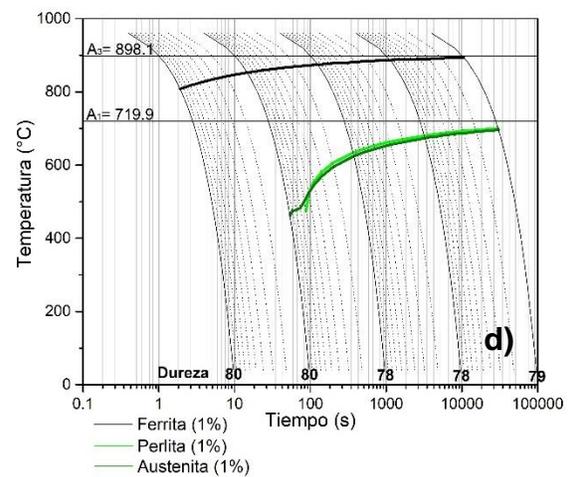
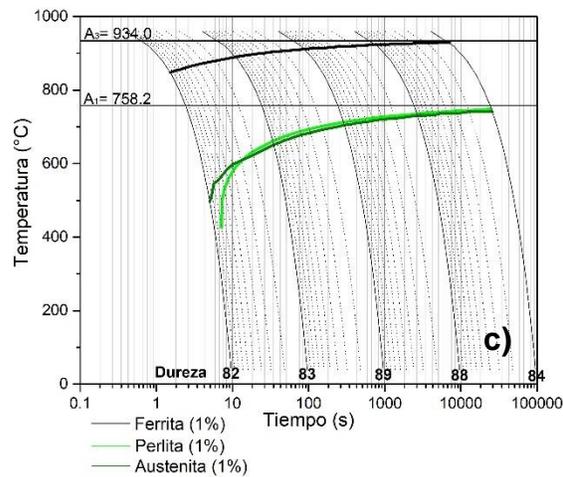
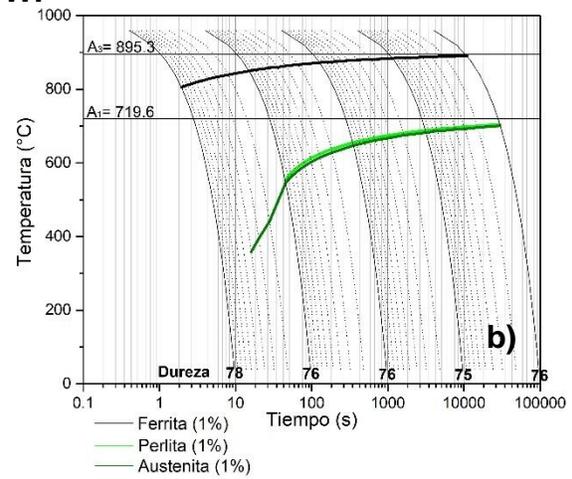


Figura 17. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.1 %V, c) 0.5 %V, e) 1.0 %V, b) 0.1 %W, d) 0.3 %W y f) 0.5 %W. Porcentajes en peso.

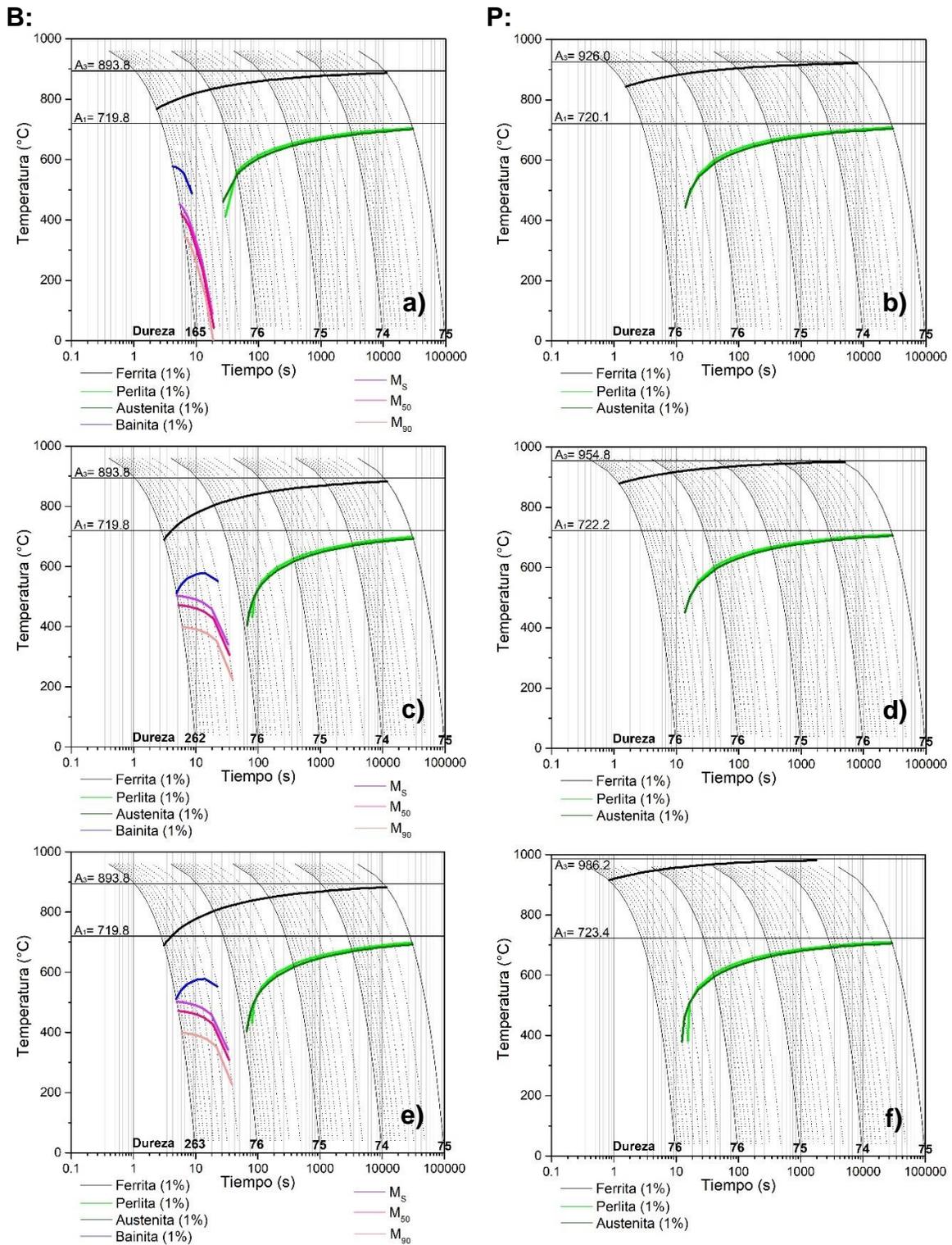


Figura 18. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.0001 %B, c) 0.001 %B, e) 0.01 %B, b) 0.10 %P, d) 0.15 %P y f) 0.20 %P. Porcentajes en peso.

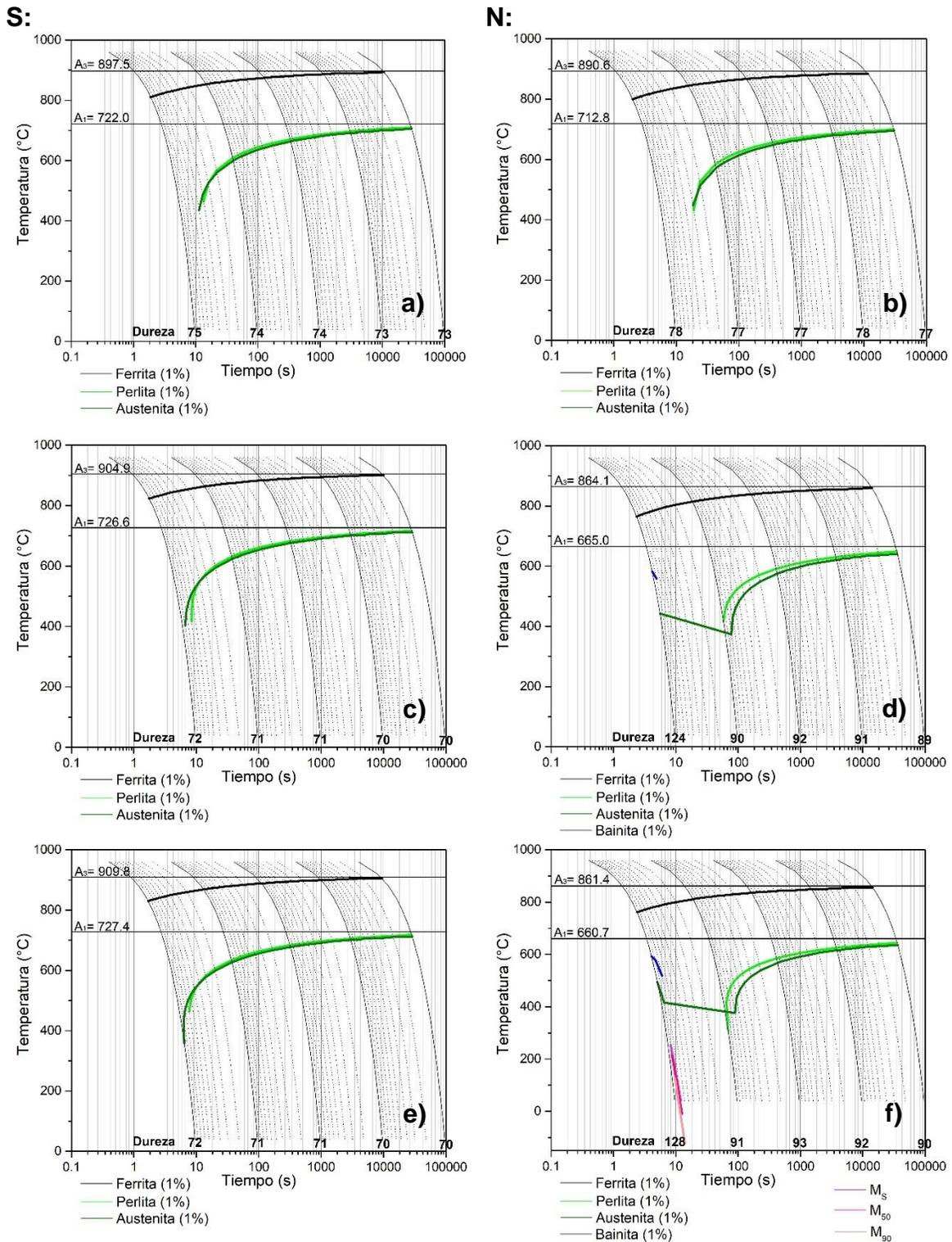


Figura 19. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.1 %S, c) 0.2 %S, e) 0.3 %S, b) 0.01 %N, d) 0.10 %N y f) 0.11 %N. Porcentajes en peso.

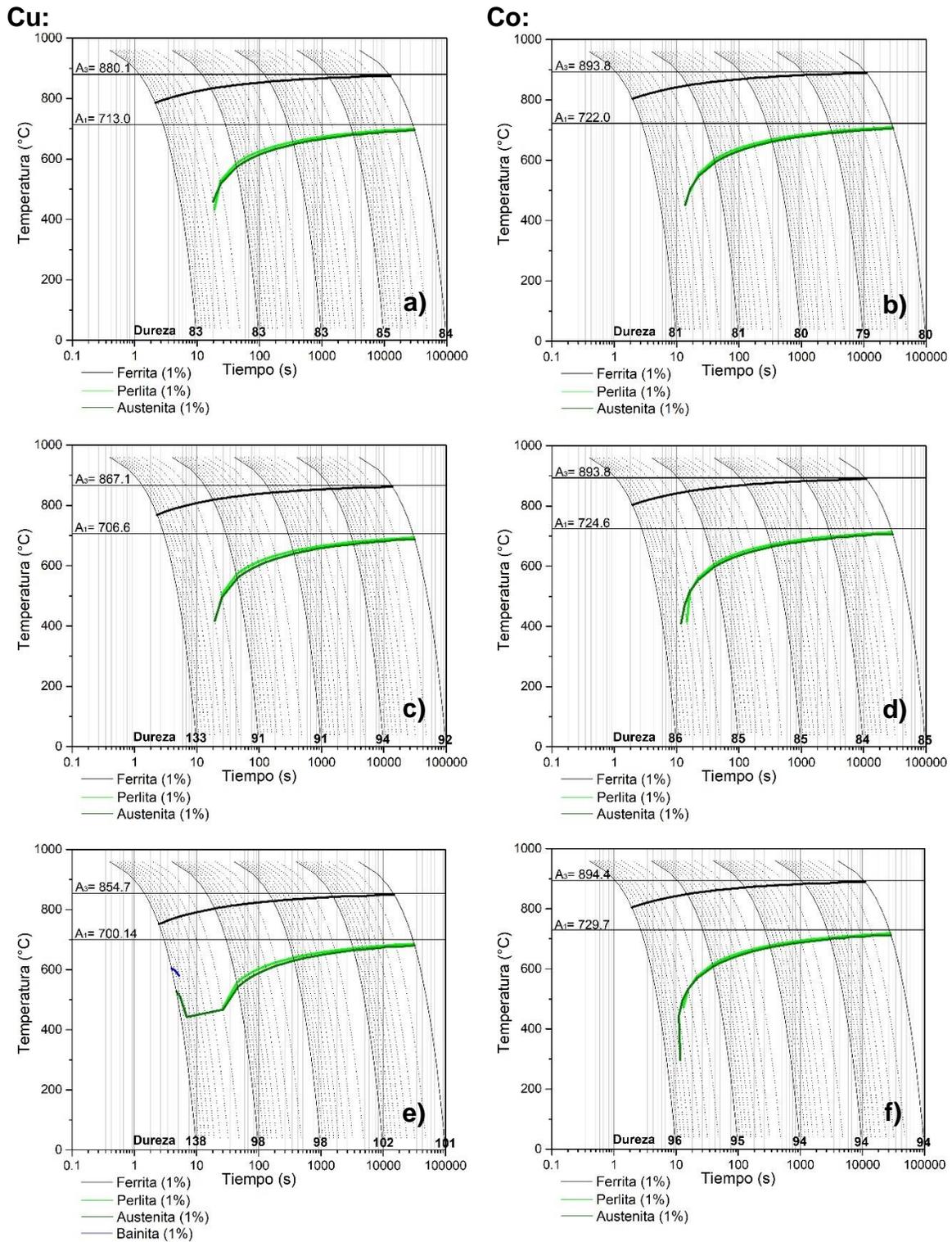
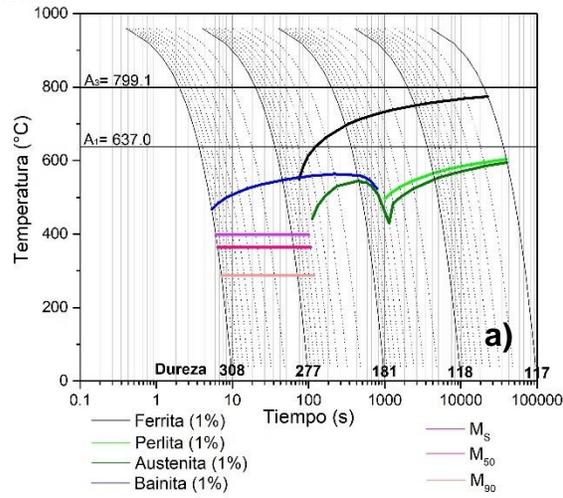


Figura 20. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.5 %Cu, c) 1.0 %Cu, e) 1.5 %Cu, b) 0.5 %Co, d) 1.0 %Co y f) 2.0 %Co. Porcentajes en peso.

Mn:



Ni:

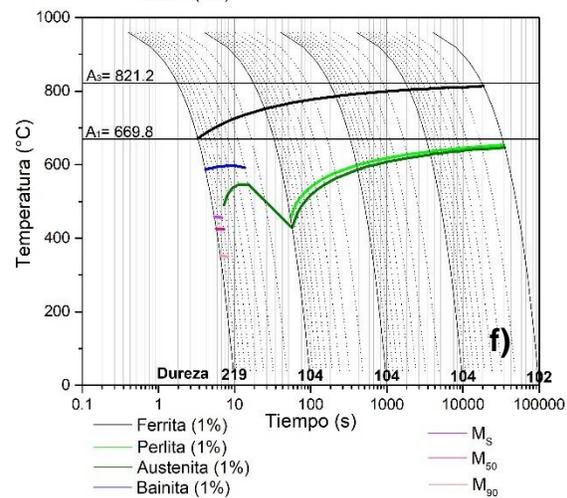
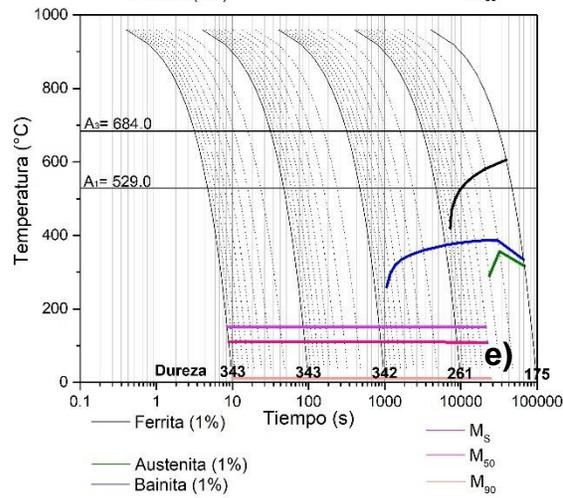
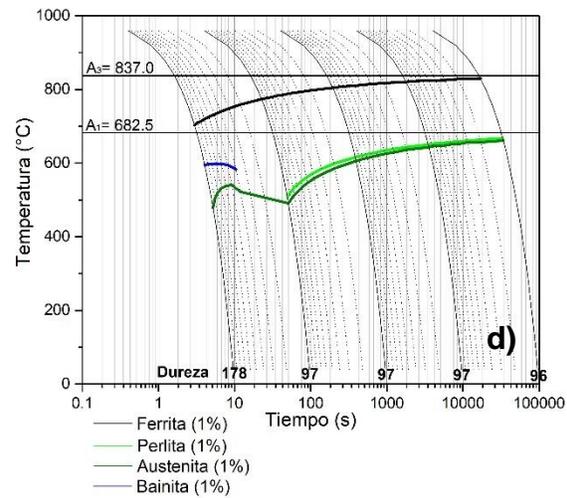
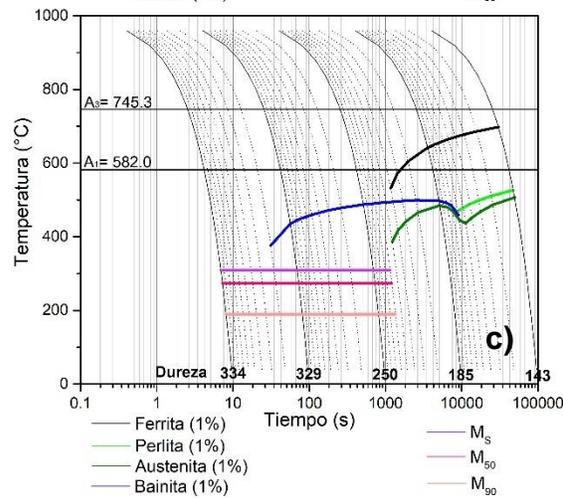
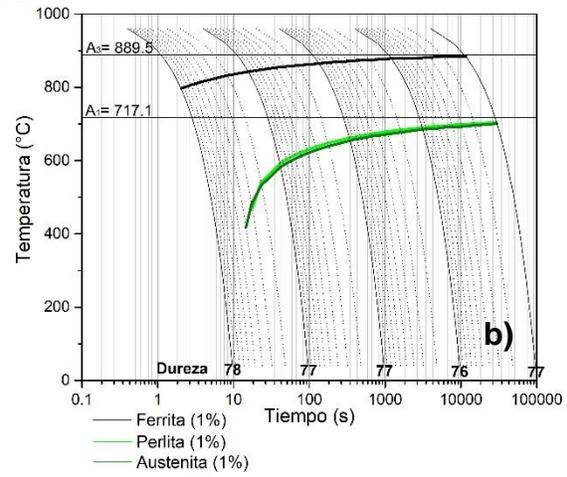


Figura 21. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 3 %Mn, c) 5 %Mn, e) 8 %Mn, b) 0.1 %Ni, d) 1.5 %Ni y f) 2.0 %Ni. Porcentajes en peso.

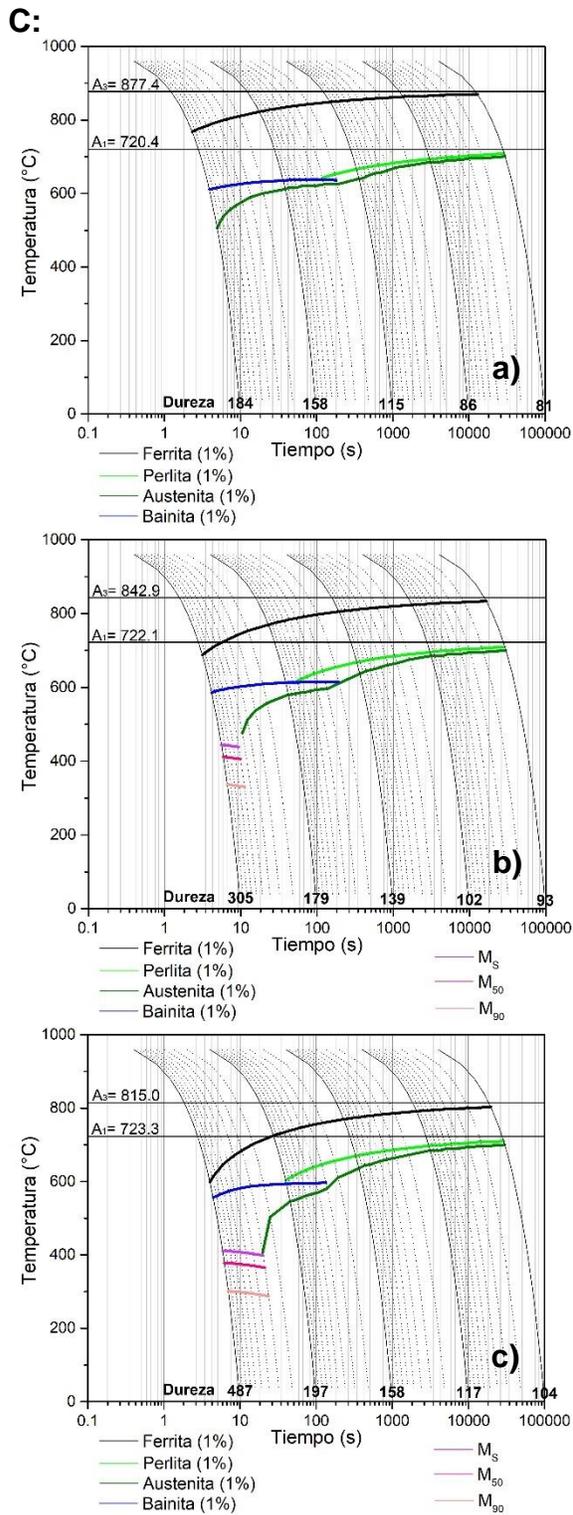


Figura 22. Efecto de la variación del contenido de un elemento de aleación en los diagramas CCT de un acero AISI 1005: a) 0.1 %C, b) 0.2 %C y c) 0.3 %C. Porcentajes en peso.

El resumen de los efectos observados en los diagramas CCT con la variación de cada uno de los elementos de aleación, utilizando como base un acero AISI 1005, se presenta en la Tabla 8:

*Tabla 8. Efecto individual de los elementos de aleación sobre los cambios producidos en los diagramas CCT, empleando como base la composición química nominal de un acero AISI 1005.*

<b>Elemento</b>	<b>Efecto sobre los diagramas CCT</b>
Al	El rango intercrítico se amplía debido al ascenso de $A_3$ ( $A_1$ asciende ligeramente). La curva de transformación de la ferrita asciende junto con $A_3$ . Las curvas de transformación de perlita y austenita ascienden ligeramente.
Cr	Se inhibe la formación de perlita y austenita a velocidades de enfriamiento rápidas, desplazando sus curvas de transformación hacia la derecha del diagrama. Ligeramente descenso de la curva de transformación de la ferrita para velocidades de enfriamiento rápidas. Reducción del rango intercrítico por el ascenso de $A_1$ y el descenso de $A_3$ . Aparición de la curva de transformación de la bainita y de las temperaturas de transformación de la martensita en velocidades de enfriamiento rápidas.
Cu	Se desfavorece la formación de perlita para velocidades de enfriamiento rápidas, desplazando ligeramente su curva de transformación hacia la derecha del diagrama. La formación de austenita se favorece para todas las velocidades de enfriamiento, haciendo que su curva de transformación se extienda a todo el intervalo de velocidades de enfriamiento. Obtención de bainita a velocidades de enfriamiento rápidas. Descenso de $A_1$ y $A_3$ . Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
Co	Favorece ligeramente la obtención de perlita y austenita en velocidades de enfriamiento rápidas, ocasionando que sus curvas de transformación se extiendan hacia la izquierda del diagrama. El rango intercrítico disminuye ligeramente debido al ascenso de $A_1$ , aunque $A_3$ asciende ligeramente. Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
Mn	Se posibilita la formación de bainita y martensita. Con mayores contenidos del elemento se inhibe la formación de ferrita, perlita, bainita y austenita a velocidades de enfriamiento rápida y media.

	Descenso de las líneas de temperatura de la martensita, así como de $A_1$ y $A_3$ .
Mo	Posibilita la formación de bainita y martensita para velocidades de enfriamiento rápidas. La obtención de perlita y austenita se limita para velocidades de enfriamiento media y lenta. Ampliación del rango intercrítico debido al ascenso de $A_3$ ( $A_1$ asciende ligeramente). Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
Nb	Inhibe la formación de perlita para todo el intervalo de velocidades de enfriamiento. Favorece la obtención de austenita en todo el intervalo de velocidades de enfriamiento. Ampliación del rango intercrítico debido al descenso de $A_1$ y ascenso de $A_3$ . Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
Ni	Posibilita la formación de bainita y martensita a velocidades de enfriamiento rápidas. Favorece la obtención de austenita en un mayor rango de velocidades de enfriamiento, haciendo que su curva de transformación se extienda a velocidades de enfriamiento rápidas. Inhibe la formación de perlita para velocidades de enfriamiento rápidas. Líneas de temperatura de la martensita, así como $A_1$ y $A_3$ , descienden. Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
Si	Se amplía ligeramente el intervalo de velocidades de enfriamiento en las que se pueden formar perlita y austenita, haciendo que sus curvas de transformación se extiendan hacia velocidades de enfriamiento rápidas. Ampliación del rango intercrítico por el ascenso de $A_3$ ( $A_1$ asciende ligeramente). Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
Ti	Inhibe la formación de perlita con el aumento del contenido del elemento, haciendo que su curva de transformación no sea perceptible en todo el intervalo de velocidades de enfriamiento. Favorece la obtención de austenita para todas las velocidades de enfriamiento. Ampliación del rango intercrítico por el ascenso de $A_3$ ( $A_1$ prácticamente no cambia). Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
V	Favorece la obtención de perlita y austenita en todo el intervalo de velocidades de enfriamiento. Se posibilita la obtención de bainita para velocidades de enfriamiento rápidas. Ampliación del rango intercrítico por ascenso de $A_1$ y $A_3$ . Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
W	Inhibe la formación de austenita a velocidades de enfriamiento rápidas. La obtención de perlita se limita a velocidades de

	enfriamiento media y lenta. Ampliación del rango intercrítico por el ascenso de $A_1$ . Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
B	Favorece la formación de bainita y martensita a velocidades de enfriamiento rápidas. Inhibe ligeramente la formación de perlita y austenita para velocidades de enfriamiento rápidas. $A_1$ y $A_3$ permanecen constantes. Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
C	Favorece la formación de martensita y bainita a velocidades de enfriamiento rápidas. Permite la obtención de austenita a velocidades de enfriamiento mayores. Disminución del rango intercrítico por el descenso de $A_3$ ( $A_1$ asciende ligeramente). Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
N	Favorece la formación de bainita y martensita a velocidades de enfriamiento rápidas. Permite la obtención de austenita en todo el intervalo de velocidades de enfriamiento. Inhibe la formación de perlita para velocidades de enfriamiento rápidas. $A_1$ y $A_3$ descienden. Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
P	Favorece ligeramente la formación de perlita y austenita a velocidades de enfriamiento mayores. $A_3$ asciende ( $A_1$ asciende ligeramente). Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
S	Permite la formación de perlita y austenita en prácticamente todo el intervalo de velocidades de enfriamiento. $A_3$ asciende ( $A_1$ asciende ligeramente). Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.

De manera general, esta etapa en el estudio computacional sirvió para observar los efectos globales que tiene la adición individual y el aumento en el contenido de diversos elementos de aleación en el acero. A partir de los diagramas CCT obtenidos en esta etapa, se eligió un contenido de carbono fijo en el acero.

### 3.1.2 Efecto del contenido de carbono fijo en los diagramas CCT al realizar variaciones de otros elementos de aleación

Los contenidos de carbono reportados en la literatura para la fabricación de aceros Q&P caen, por lo general, dentro del grupo de aceros hipoeutectoides, ya que la concentración de este elemento suele limitarse entre 0.15 % y 0.30 % en peso para

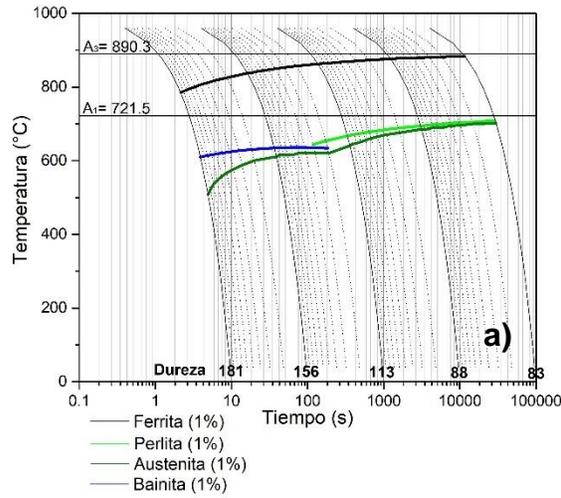
asegurar una buena soldabilidad [27]. Aunque, en un estudio reciente se encontró que es posible aumentar el porcentaje de austenita retenida hasta aproximadamente un 45 % en un acero de medio manganeso con un 0.113 % de carbono, fabricado mediante un ciclo térmico similar al de una CAL (enfocado a investigar los efectos de los parámetros del proceso de soldadura de puntos por resistencia sobre la soldabilidad de las uniones obtenidas) [25]. Debido a esto, se propuso fijar un contenido de carbono en el acero de 0.1 %, lo cual servirá para cuidar la soldabilidad del acero (de acuerdo con el trabajo de Díaz y cols. [25]). Así, la nueva composición química empleada como base corresponde a la mostrada en la Tabla 9.

*Tabla 9. Composición química con ajuste de carbono (% en peso).*

<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>S</b>	<b>P</b>	<b>Fe</b>
0.10	0.35	0.05	0.04	Balance

Con los datos de las Tablas 3 y 9 se realizó el estudio del efecto individual de los diferentes elementos de aleación sobre los diagramas CCT. Las Figuras 23 a la 30 presentan los diagramas CCT obtenidos y el porcentaje de elemento adicionado se indica en cada pie de figura.

Al:



Cr:

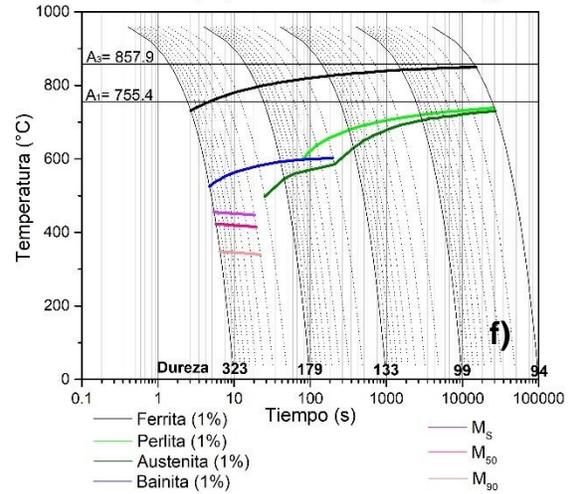
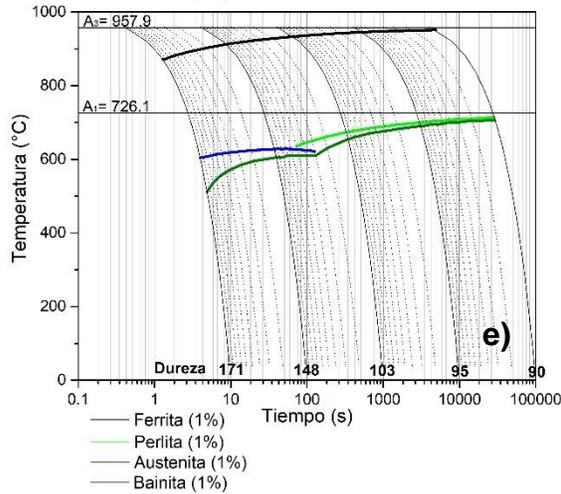
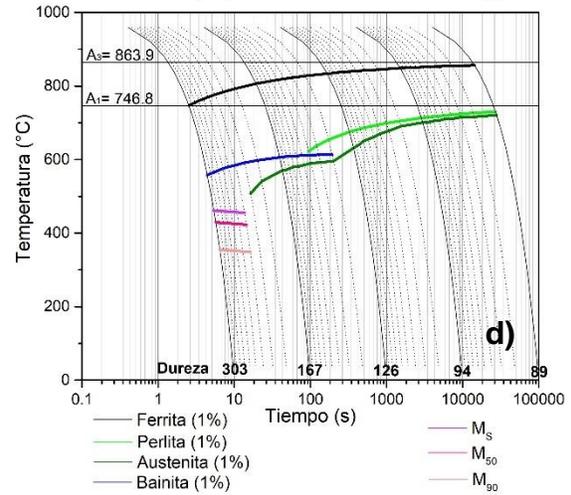
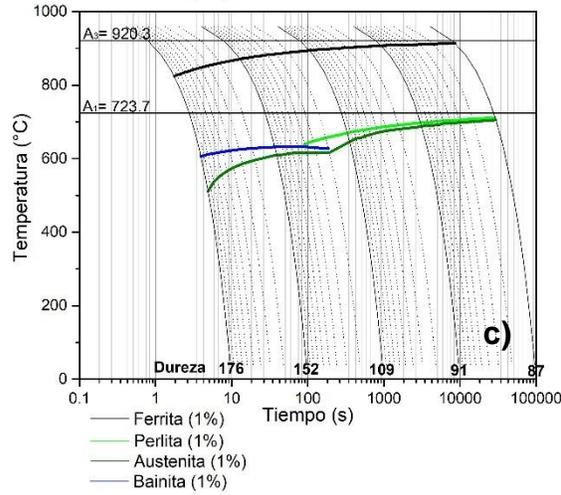
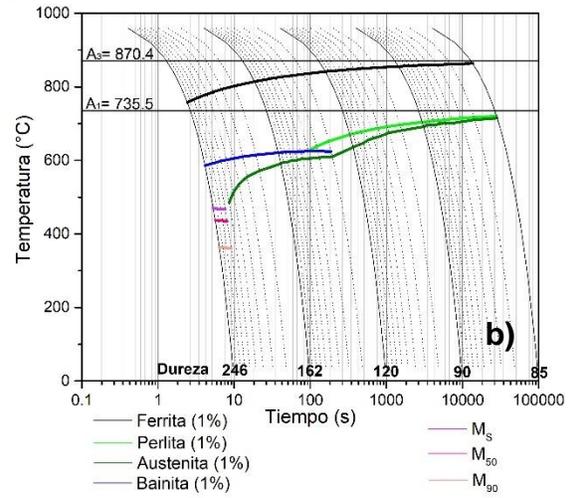
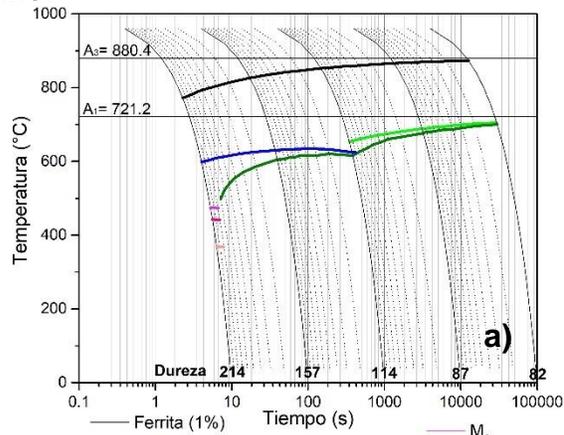


Figura 23. Efecto individual de la concentración de Al y Cr sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 0.1 %Al, c) 0.3 %Al, e) 0.5 %Al, b) 0.5 %Cr, d) 1.0 %Cr y f) 1.5 %Cr. Porcentajes en peso.

**Mo:**



**Nb:**

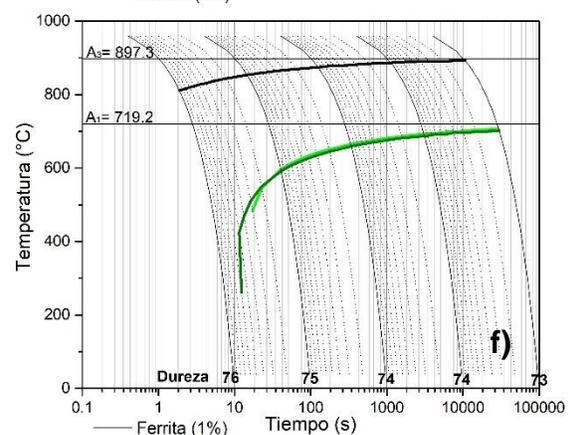
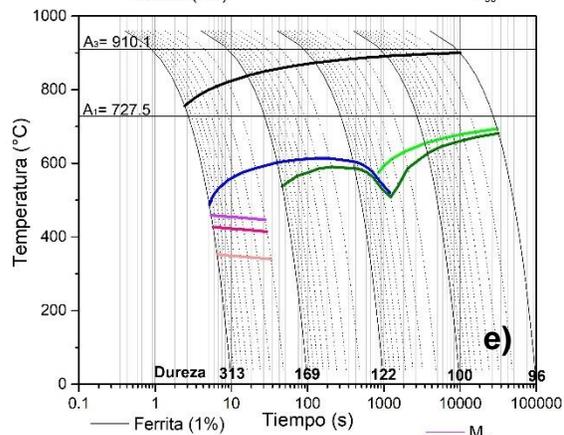
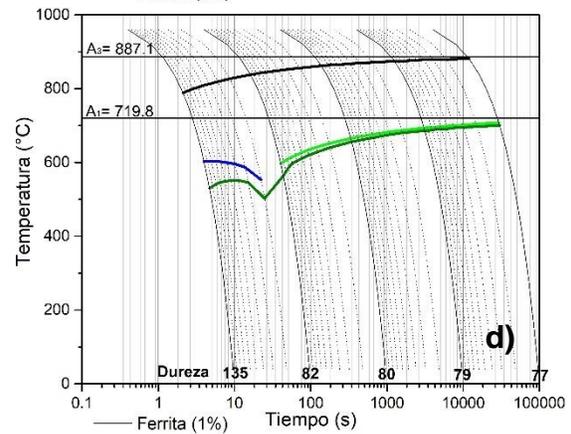
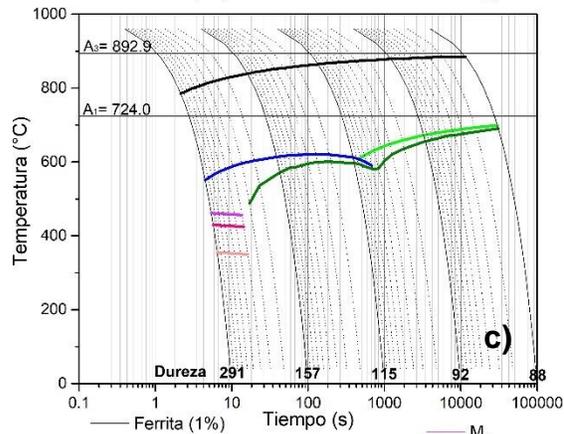
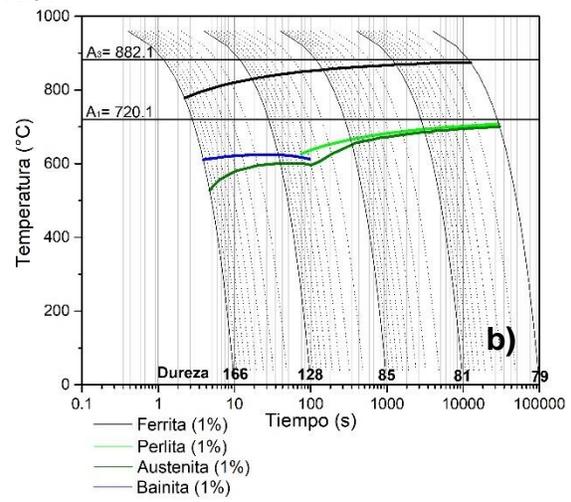
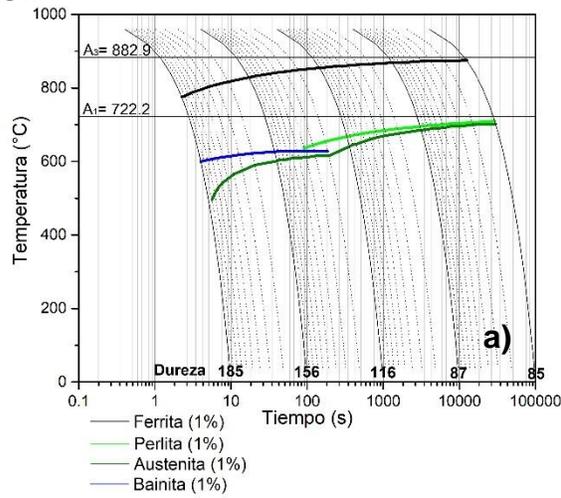


Figura 24. Efecto individual de la concentración de Mo y Nb sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 0.1 %Mo, c) 0.5 %Mo, e) 1.0 %Mo, b) 0.1 %Nb, d) 0.2 %Nb y f) 0.4 %Nb. Porcentajes en peso.

Si:



Ti:

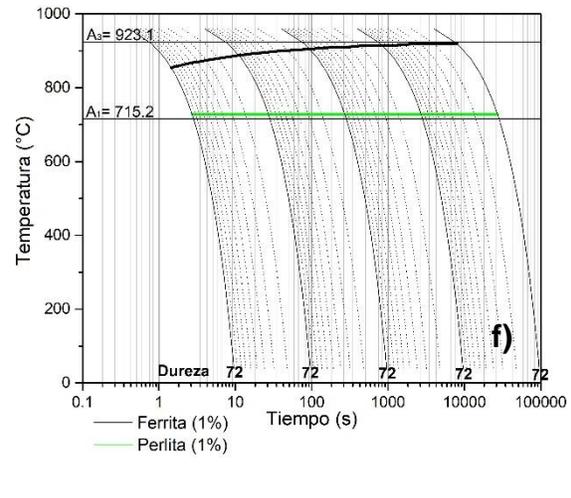
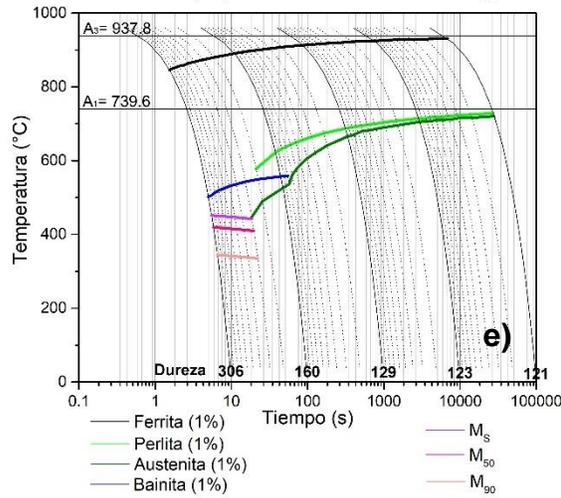
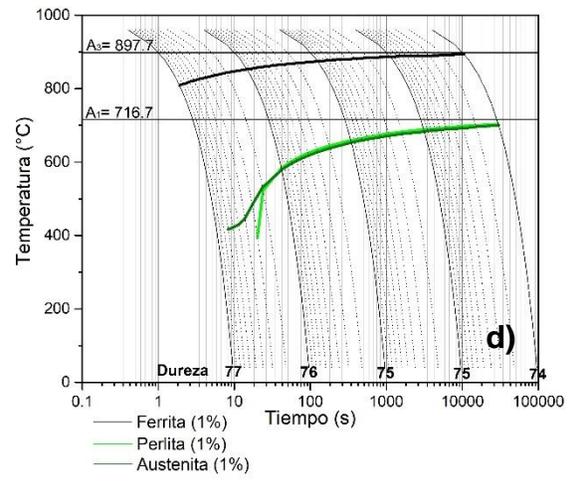
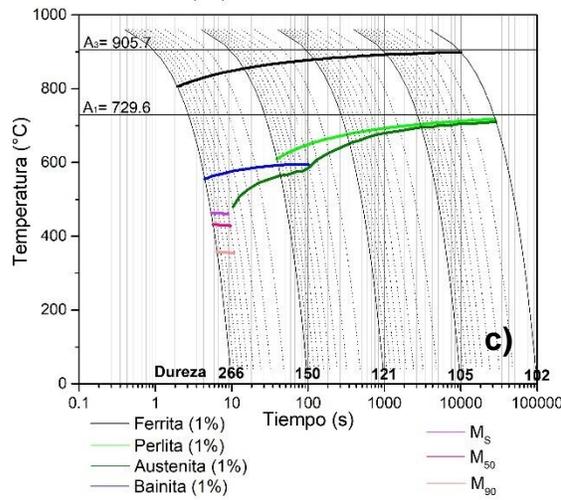
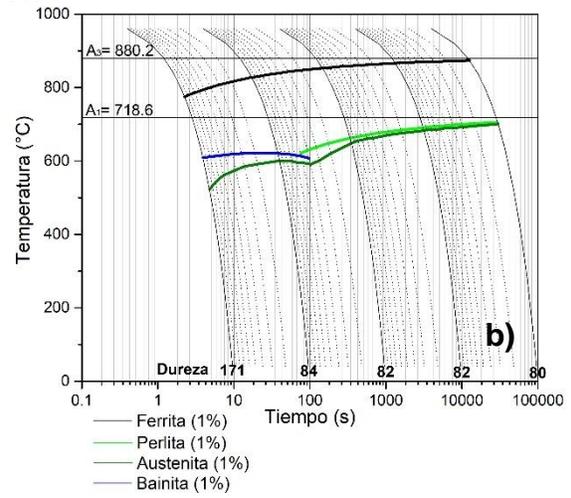


Figura 25. Efecto individual de la concentración de Si y Ti sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 0.1 %Si, c) 0.5 %Si, e) 1.0 %Si, b) 0.1 %Ti, d) 0.3 %Ti y f) 0.5 %Ti. Porcentajes en peso.

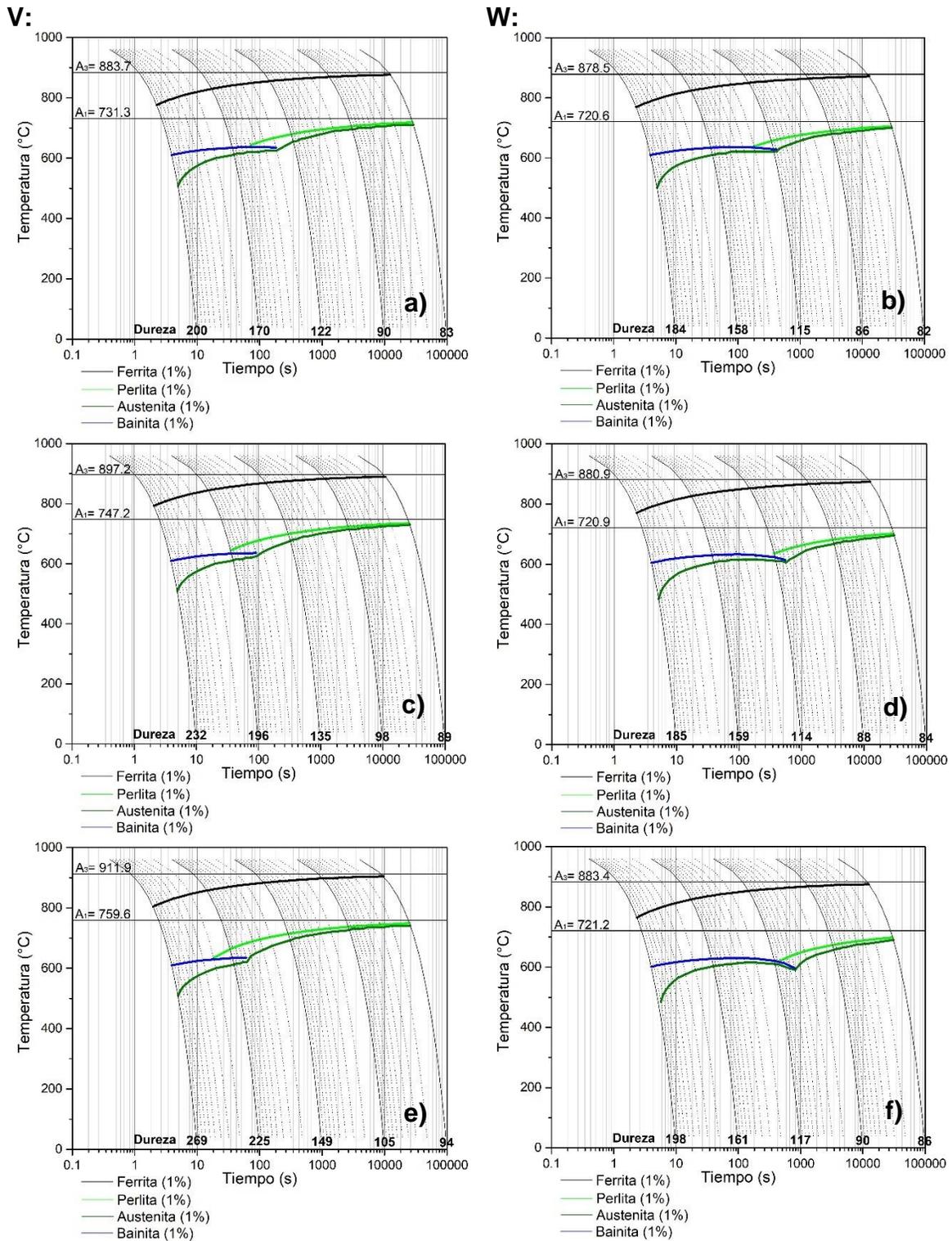


Figura 26. Efecto individual de la concentración de V y W sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 0.1 %V, c) 0.3 %V, e) 0.5 %V, b) 0.1 %W, d) 0.3 %W y f) 0.5 %W. Porcentajes en peso.

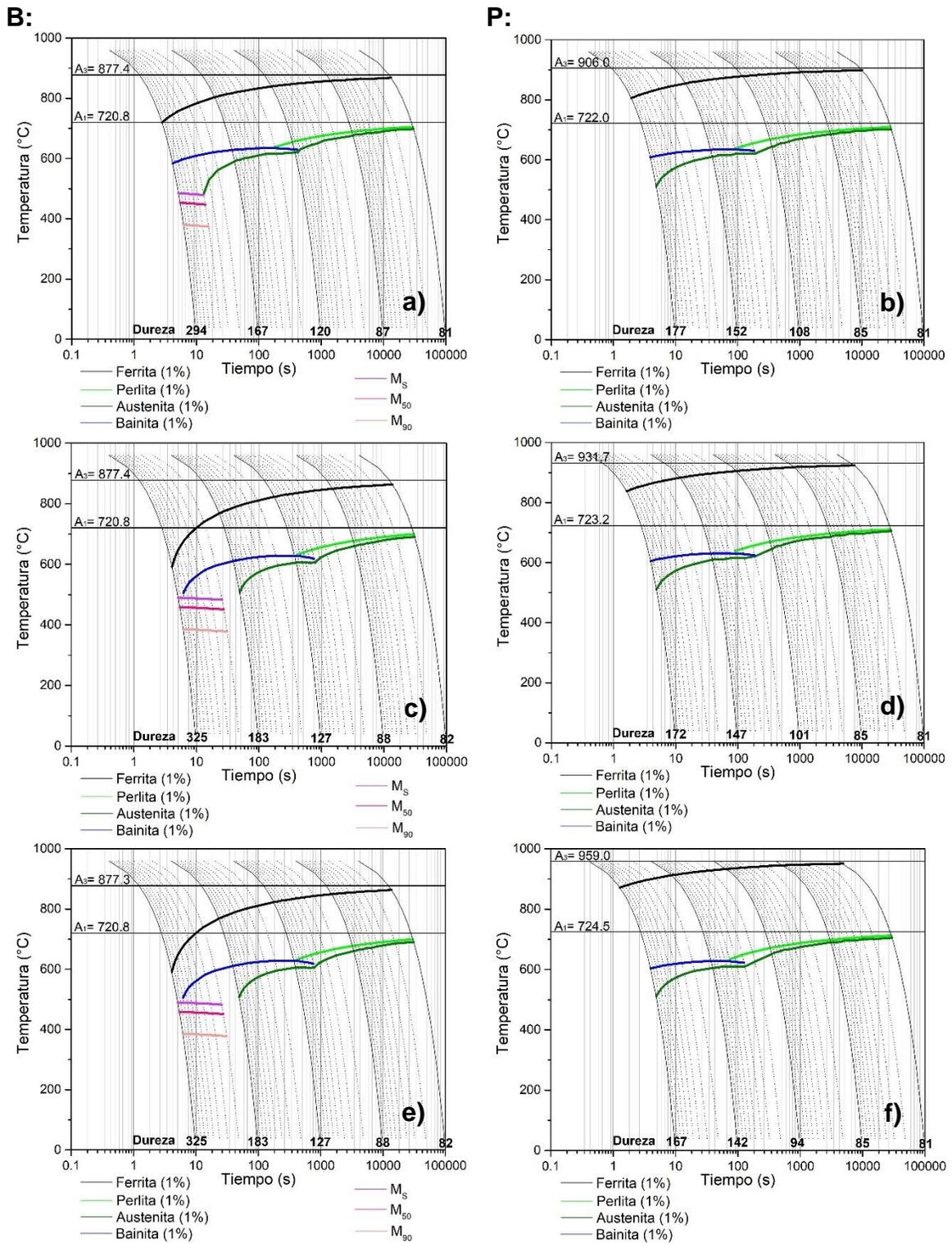


Figura 27. Efecto individual de la concentración de B y P sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 0.0001 %B, c) 0.001 %B, e) 0.01 %B, b) 0.10 %P, d) 0.15 %P y f) 0.20 %P. Porcentajes en peso.

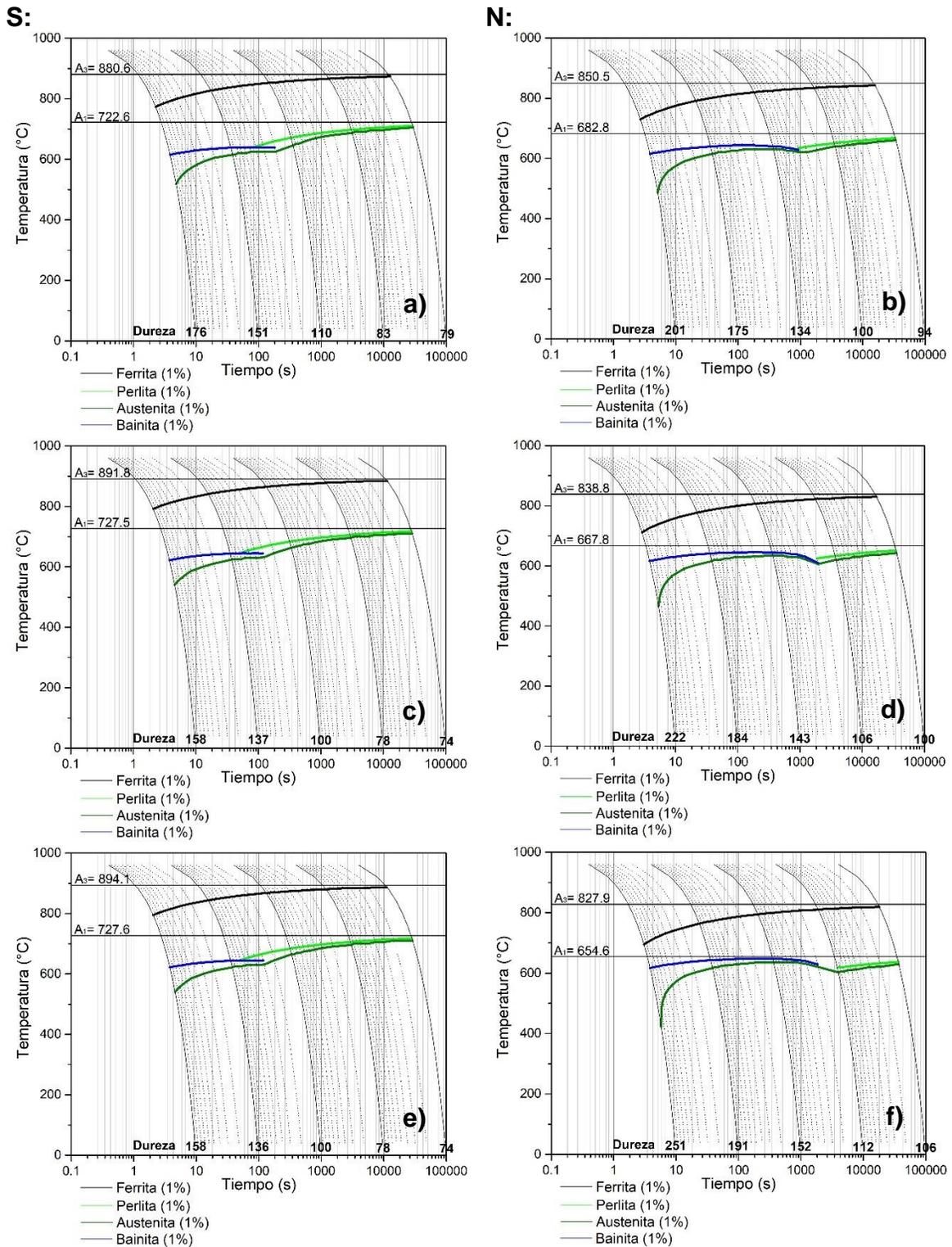


Figura 28. Efecto individual de la concentración de S y N sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 0.1 %S, c) 0.3 %S, e) 0.5 %S, b) 0.10 %N, d) 0.15 %N y f) 0.20 %N. Porcentajes en peso.

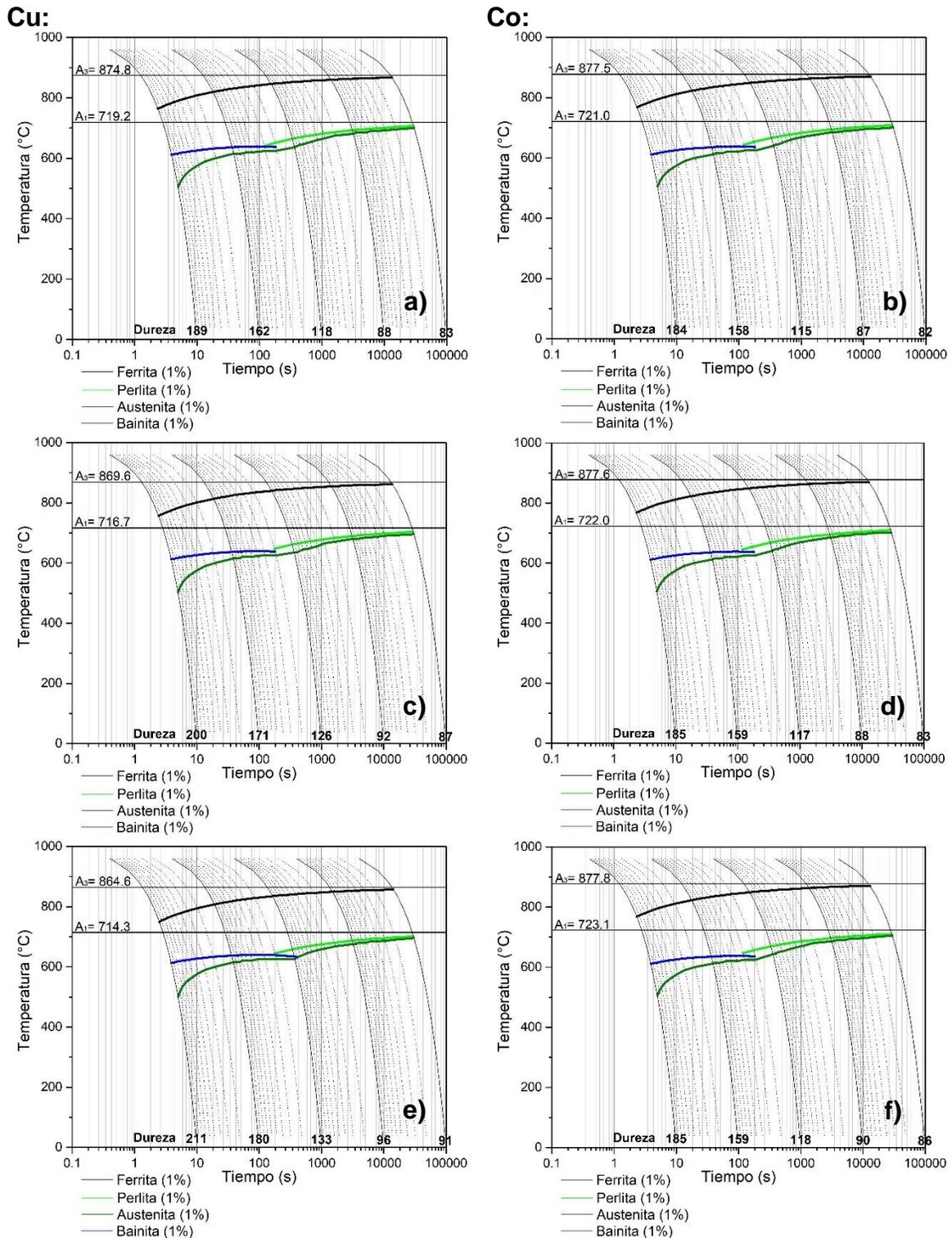
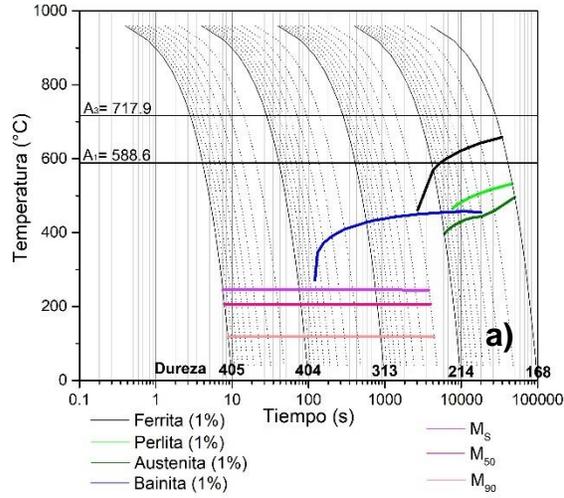


Figura 29. Efecto individual de la concentración de Cu y Co sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 0.1 %Cu, c) 0.3 %Cu, e) 0.5 %Cu, b) 0.1 %Co, d) 0.3 %Co y f) 0.5 %Co. Porcentajes en peso.

**Mn:**



**Ni:**

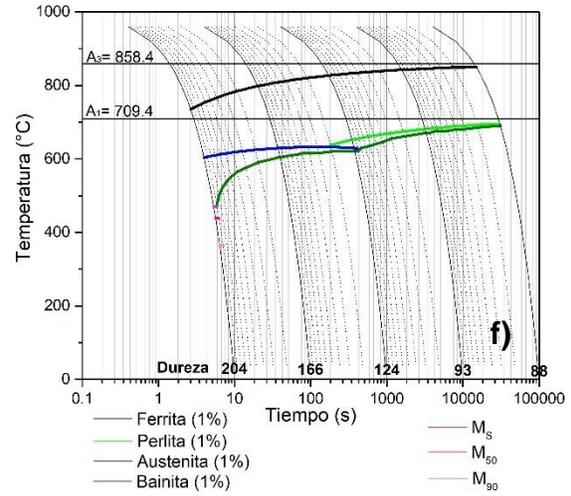
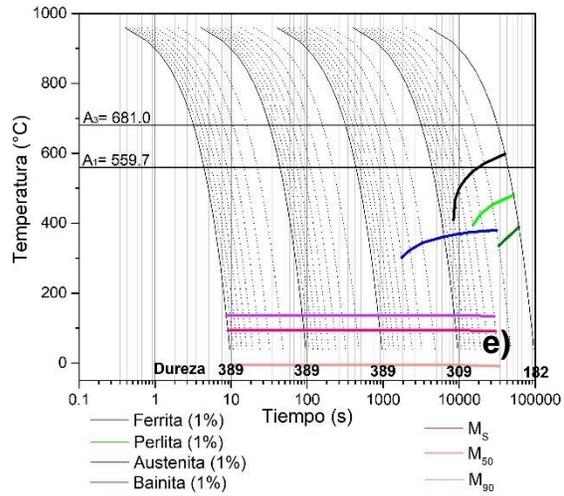
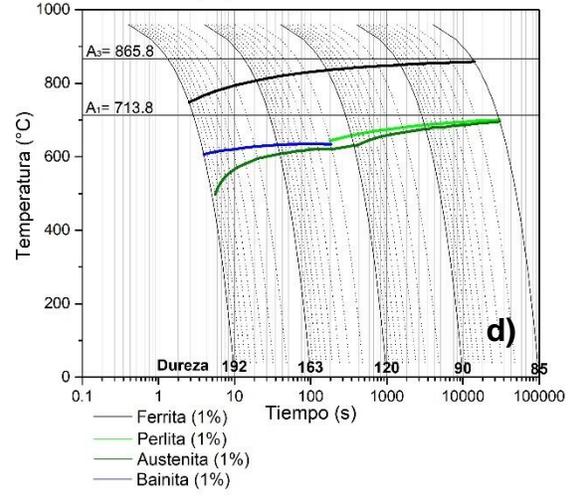
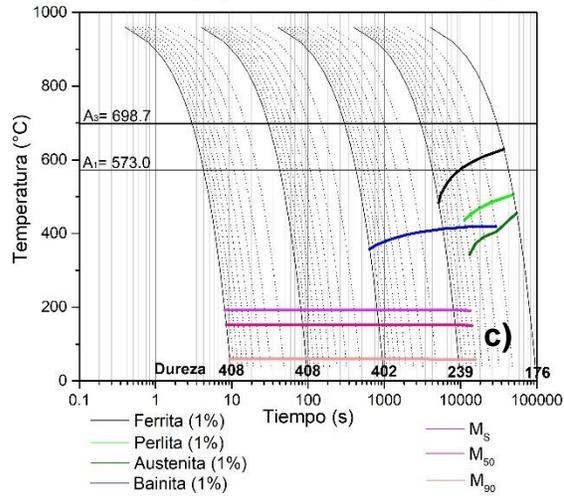
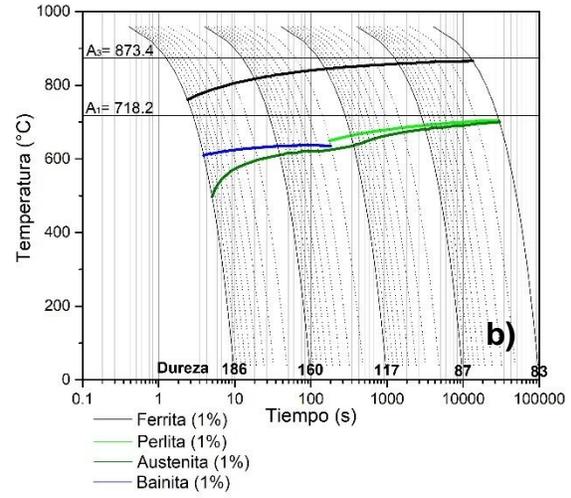


Figura 30. Efecto individual de la concentración de Mn y Ni sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con 0.1 %C: a) 6 %Mn, c) 7 %Mn, e) 8 %Mn, b) 0.1 %Ni, d) 0.3 %Ni y f) 0.5 %Ni. Porcentajes en peso.

El resumen de los efectos individuales observados en los diagramas CCT con la variación de cada uno de los elementos de aleación, utilizando como base un acero con 0.1 % de carbono, se presenta en la Tabla 10:

*Tabla 10. Efecto individual del elemento de aleación en los diagramas CCT basados en un acero con 0.1 % de carbono.*

<b>Elemento</b>	<b>Efecto sobre los diagramas CCT</b>
Al	Amplía del rango intercrítico por el ascenso de $A_3$ . Las curvas de transformación de ferrita, bainita, perlita y austenita permanecen sin cambios aparentes.
Cr	Favorece la formación de martensita a velocidades de enfriamiento rápidas. Inhibe la formación de austenita para velocidades de enfriamiento rápidas. Reduce el rango intercrítico debido a que $A_1$ aumenta y $A_3$ disminuye. Curvas de transformación de ferrita y perlita sin cambio aparente.
Cu	$A_1$ y $A_3$ disminuyen ligeramente. Las curvas de transformación de ferrita, bainita, perlita y austenita permanecen sin cambios aparentes.
Co	Adiciones del elemento no generan ningún cambio en los diagramas.
Mn	Favorece la formación de martensita en prácticamente todo el intervalo de velocidades de enfriamiento. Inhibe la formación de ferrita, perlita y austenita, posibilitando su obtención únicamente en velocidades de enfriamiento lentas. Inhibe la formación de bainita a velocidades de enfriamiento rápidas. Descenso de las líneas de temperatura de la martensita, así como de $A_1$ y $A_3$ .
Mo	Favorece la obtención de martensita a velocidades de enfriamiento rápidas. Inhibe la formación de perlita a velocidades de enfriamiento rápida y media, así como la formación de austenita a velocidades de enfriamiento rápidas. Favorece la formación de bainita a velocidades de enfriamiento rápida y media. Ligeramente descenso de las temperaturas de transformación de la martensita. Ascenso de $A_3$ y ligero ascenso de $A_1$ . Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
Nb	Inhibe la formación de bainita. Favorece ligeramente la formación de perlita a velocidades de enfriamiento mayores. Inhibe ligeramente la formación de austenita para velocidades de enfriamiento rápidas. Ligera ampliación del intervalo intercrítico por el ascenso de $A_3$ , $A_1$ no cambia. Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.

Ni	Favorece la obtención de martensita a velocidades de enfriamiento rápidas. Inhibe la formación de perlita a velocidades de enfriamiento rápida y media. Permite la obtención de bainita para velocidades de enfriamiento rápida y media. Descenso de $A_1$ y $A_3$ mientras que la curva de transformación de ferrita permanece sin cambio aparente.
Si	Favorece la obtención de martensita a velocidades de enfriamiento rápidas. Inhibe la formación de austenita para velocidades de enfriamiento rápidas. Permite la obtención de perlita también a velocidades rápidas de enfriamiento. Reduce el intervalo de velocidades de enfriamiento donde se puede formar bainita hacia velocidades de enfriamiento rápidas. Ampliación del rango intercrítico por el ascenso de $A_3$ ( $A_1$ asciende ligeramente). Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
Ti	Inhibe la formación de bainita y austenita. Favorece la obtención de austenita en todo el rango de velocidades de enfriamiento. Ampliación del intervalo intercrítico por el ascenso de $A_3$ y descenso de $A_1$ . Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
V	Inhibe ligeramente la formación de bainita, permitiendo su obtención únicamente a velocidades de enfriamiento rápidas. Favorece la obtención de perlita a velocidades de enfriamiento más rápidas. $A_1$ y $A_3$ ascienden. Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
W	Se inhibe la formación de la perlita hacia velocidades de enfriamiento media y lenta. Favorece la obtención de bainita para velocidades de enfriamiento rápida y media. Ligero ascenso de $A_1$ ( $A_3$ no cambia). Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
B	Favorece la formación de martensita a velocidades de enfriamiento rápidas. Inhibe la formación de austenita a velocidades de enfriamiento rápidas, así como la formación de perlita a velocidades de enfriamiento rápida y media. Favorece la obtención de ferrita fuera del rango intercrítico a velocidades rápidas de enfriamiento. $A_1$ y $A_3$ no cambian.
N	Favorece la obtención de bainita a velocidades de enfriamiento rápida y media. Inhibe la formación de perlita a velocidades de enfriamiento alta y media. $A_1$ y $A_3$ descienden mientras que la curva de transformación de ferrita permanece sin cambios aparentes.
P	Favorece ligeramente la obtención de perlita a velocidades de enfriamiento mayores. Ampliación del intervalo intercrítico por ascenso de $A_3$ ( $A_1$ asciende ligeramente). Curvas de transformación de bainita, ferrita y austenita sin cambios aparentes.

---

S

Favorece ligeramente la obtención de perlita a velocidades de enfriamiento mayores. Ligeramente ascenso de  $A_3$  ( $A_1$  no cambia). Curvas de transformación de bainita, ferrita y austenita sin cambios aparentes.

---

Con los resultados obtenidos a partir de las simulaciones de los diagramas CCT del acero que contiene 0.1 % de carbono, utilizando variaciones individuales de los diversos elementos de aleación, es posible elegir aquellos que tienen un mayor impacto favorable sobre el comportamiento de los diagramas CCT.

Antes de realizar la elección de los elementos de aleación que más favorecen la obtención del acero Q&P, es importante tomar en cuenta que algunos autores han reportado que una concentración relativamente alta de Mn permite mejorar la templabilidad y la estabilidad de la austenita, y al mismo tiempo permite promover el endurecimiento por solución sólida [27]. También, Díaz y cols. fabricaron un acero con microestructura de martensita y austenita retenida a partir de un acero de medio manganeso [25], por lo que es importante considerar utilizar un contenido de manganeso en el acero de entre 3 % y 12 %, que es la cantidad de dicho elemento que los clasifica como aceros de medio Mn [8]. Además, el silicio es utilizado en aceros Q&P para retardar la formación de cementita [28], por lo que es necesario considerar también una cantidad fija de este elemento.

### **3.1.3 Efecto de los contenidos de carbono, manganeso y silicio fijos en los diagramas CCT al realizar variaciones de otros elementos de aleación**

De acuerdo con los resultados obtenidos del efecto de la variación de Mn en los diagramas CCT del acero con 0.1 % de carbono, se eligió un contenido fijo de manganeso de 7.5 %. Debido a que un contenido de silicio mayor que 1.5 % en el acero podría ocasionar problemas de galvanizado, se fijó un contenido de Si del 1.2 % para las simulaciones posteriores. Con esto, la composición del acero considerada para la siguiente fase del estudio computacional se presenta en la Tabla 11.

Tabla 11. Composición química del acero considerando nuevos contenidos de Mn y Si (% en peso).

C	Mn	Si	S	P	Fe
0.1	7.5	1.2	0.05	0.04	Balance

El diagrama CCT calculado con la composición química de la Tabla 11 se muestra en la Figura 31, mientras que los diagramas CCT que exhiben el efecto de la variación de los elementos de aleación en el acero con la composición química de la Tabla 11, y las condiciones de la Tabla 3, se presentan en las Figuras 32 a la 35.

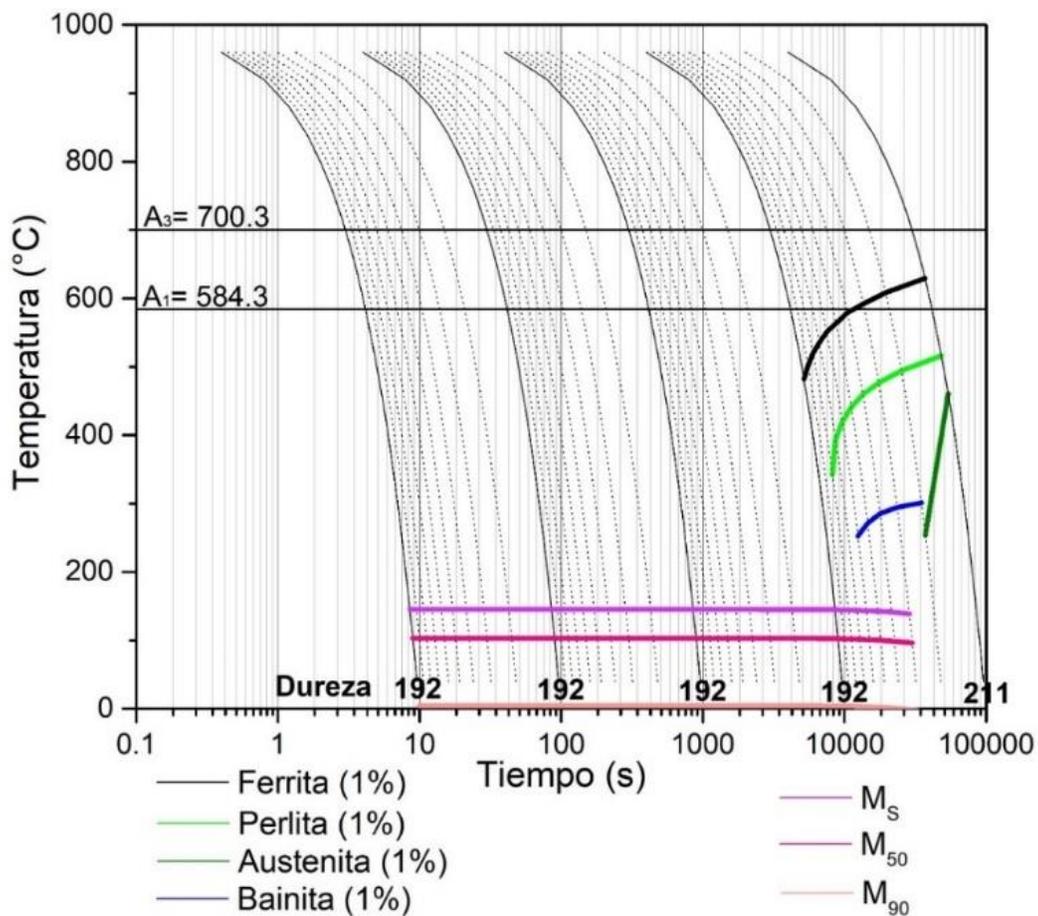


Figura 31. Diagrama CCT calculado para un acero con la composición química de la Tabla 11.

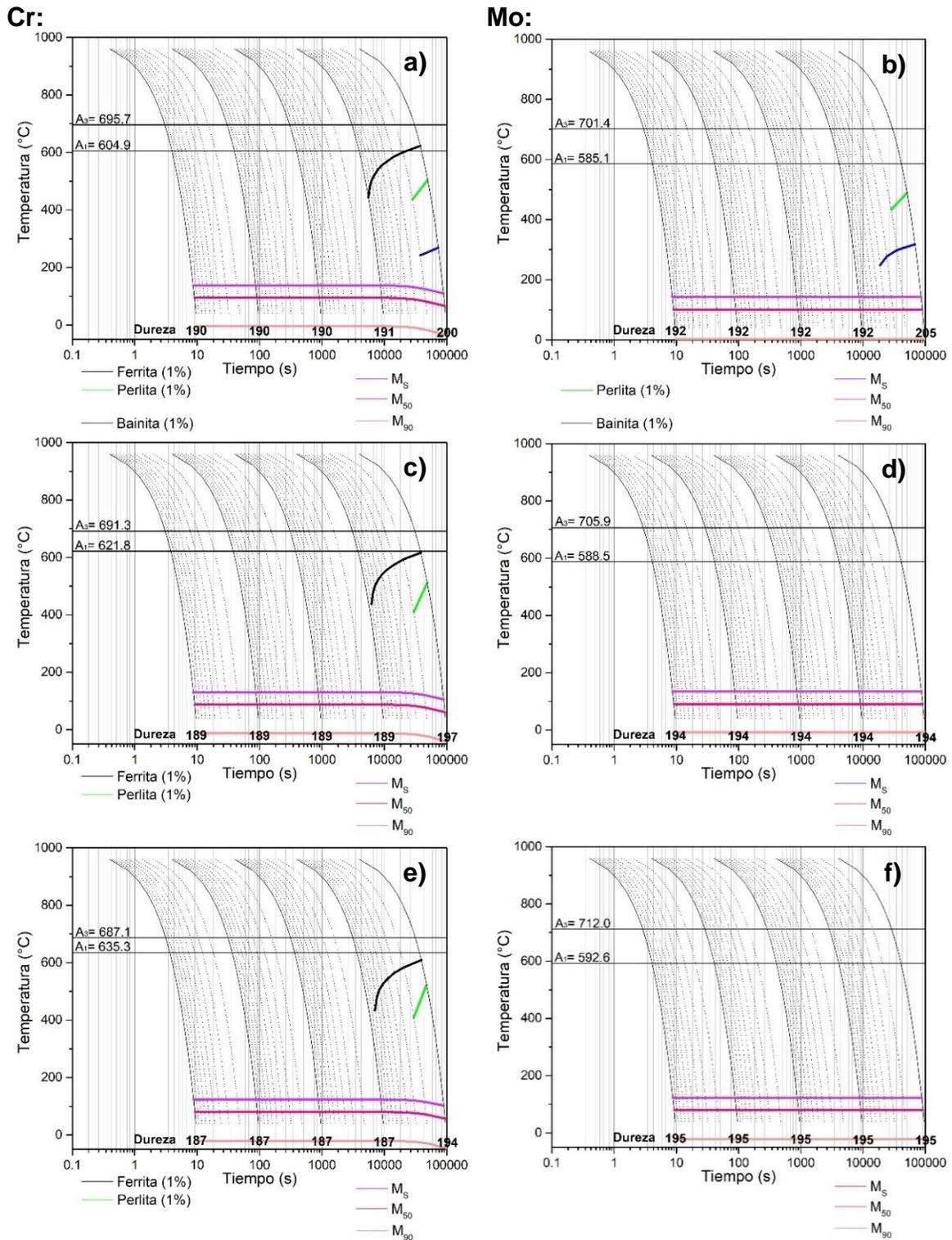


Figura 32. Efecto del contenido de Cr y Mo sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con la composición química de la Tabla 11: a) 0.5 %Cr, c) 1.0 %Cr, e) 1.5 %Cr, b) 0.1 %Mo, d) 0.5 %Mo y f) 1.0 %Mo. Porcentajes en peso.

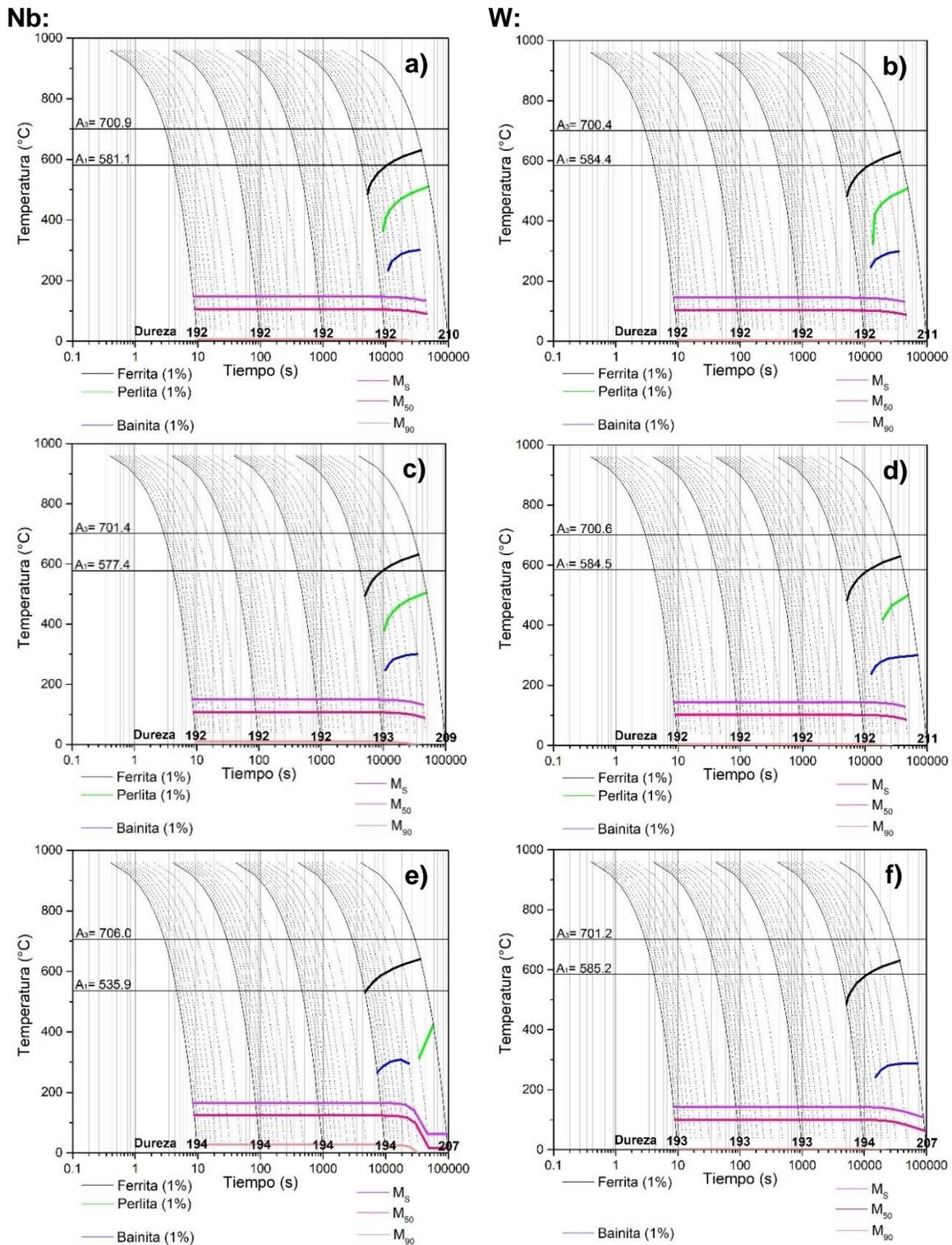


Figura 33. Efecto del contenido de Nb y W sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con la composición química de la Tabla 11: a) 0.05 %Nb, c) 0.10 %Nb, e) 0.50 %Nb, b) 0.05 %W, d) 0.10 %W y f) 0.30 %W. Porcentajes en peso.

**B:**

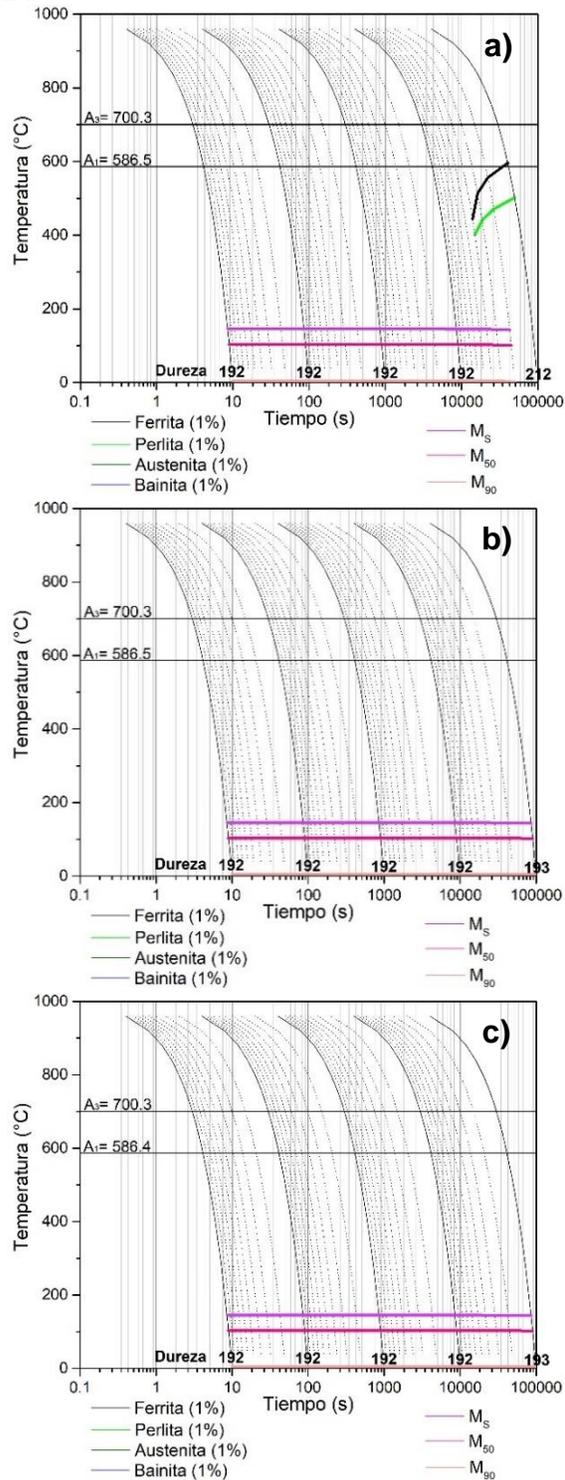
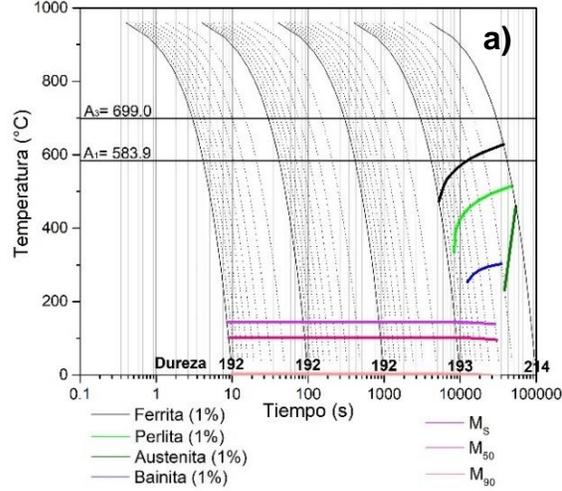


Figura 34. Efecto del contenido de B sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con la composición química de la Tabla 11: a) 0.0001 %B, b) 0.0005 %B y c) 0.0010 %B. Porcentajes en peso.

**Cu:**



**Ni:**

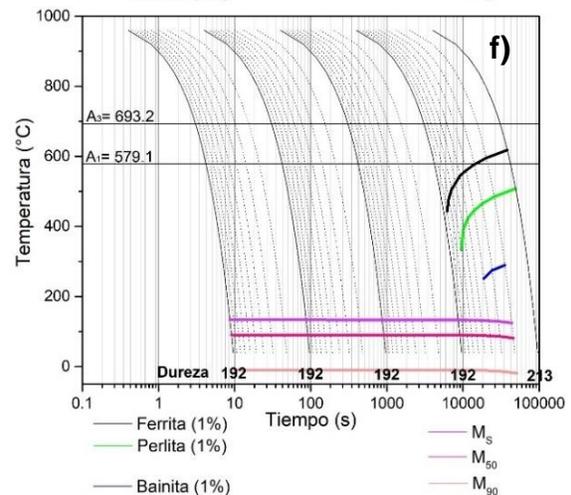
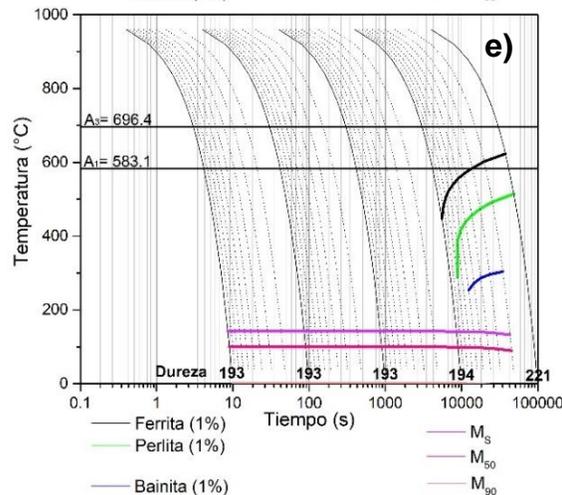
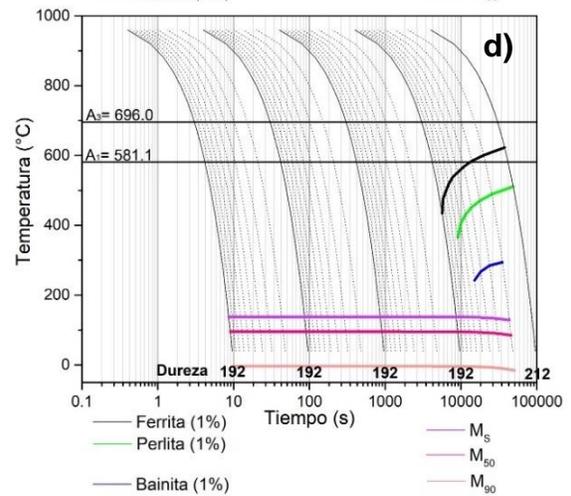
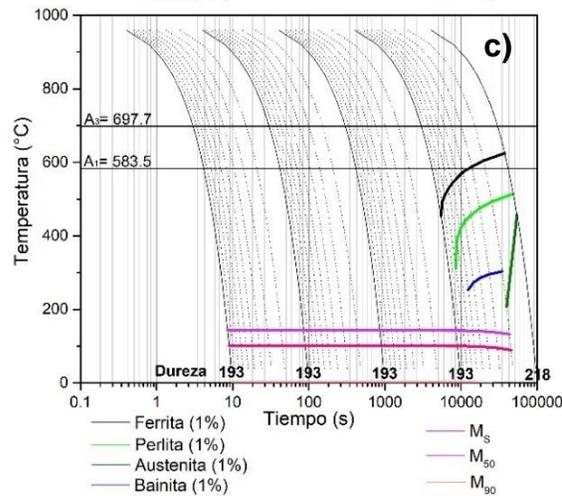
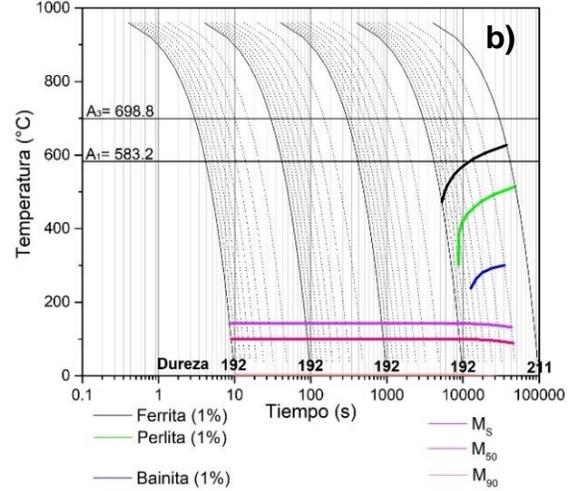


Figura 35. Efecto del contenido de Cu y Ni sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con la composición química de la Tabla 11: a) 0.1 %Cu, c) 0.2 %Cu, e) 0.3 %Cu, b) 0.1 %Ni, d) 0.3 %Ni y f) 0.5 %Ni. Porcentajes en peso.

En esta ocasión, solo se realizaron simulaciones de diagramas CCT empleando los elementos que tuvieron un impacto favorable en el comportamiento de las curvas de transformación, según lo observado en los diagramas CCT del acero con 0.1 % de carbono. El resumen de los efectos observados en los diagramas CCT con la variación de cada uno de los elementos de aleación, utilizando como base un acero con la composición química de la Tabla 11, se muestra en la Tabla 12. Con estos resultados es posible fijar la composición química de otro elemento, dando preferencia a los elementos utilizados en menor cantidad.

*Tabla 12. Efecto individual del elemento de aleación en los diagramas CCT basados en un acero 0.1 %C-7.5 %Mn-1.2 %Si.*

<b>Elemento</b>	<b>Efecto sobre los diagramas CCT</b>
Cr	Inhibición de la formación de bainita y austenita en todo el intervalo de velocidades de enfriamiento. Reducción del rango intercrítico debido a la disminución de $A_3$ y aumento de $A_1$ . Inhibición de la formación de perlita en prácticamente todo el intervalo de velocidades de enfriamiento (solo se obtiene a velocidades de enfriamiento muy lentas). Favorece la obtención de martensita en todo el intervalo de velocidades de enfriamiento. Disminución de temperaturas de transformación de martensita. Curva de transformación de ferrita sin cambio aparente.
Mo	Inhibe la formación de ferrita, perlita, bainita y austenita en todo el intervalo de velocidades de enfriamiento. Ligera ampliación del rango intercrítico por la elevación de la línea $A_1$ ( $A_3$ asciende ligeramente). Ligera disminución de las temperaturas de transformación de la martensita.
Nb	Inhibe la formación de austenita. Elevación de las temperaturas de transformación de la martensita. Ligera ampliación del rango intercrítico debido al ascenso de $A_3$ y descenso de $A_1$ . Inhibe la formación de perlita hacia velocidades de enfriamiento muy lentas. Curvas de transformación de ferrita y bainita permanecen constantes.
W	Favorece la formación de martensita en todo el intervalo de velocidades de enfriamiento. Inhibe la formación de austenita y perlita en todo el intervalo de velocidades de enfriamiento.

	Curvas de transformación de ferrita y bainita, así como A <sub>1</sub> y A <sub>3</sub> , sin cambio aparente.
B	Inhibe la formación de ferrita, perlita, bainita y austenita. Ligera disminución de las temperaturas de transformación de martensita. Líneas A <sub>1</sub> y A <sub>3</sub> sin cambio aparente.
Cu	Inhibe la formación de austenita. Ligera disminución de las líneas A <sub>1</sub> y A <sub>3</sub> , así como de las temperaturas de transformación de la martensita. Curvas de transformación de ferrita, perlita y bainita sin cambios aparentes.
Ni	Inhibe la formación de austenita. Ascenso de las temperaturas de transformación de la martensita. Descenso de las líneas A <sub>1</sub> y A <sub>3</sub> . Curvas de transformación de ferrita, perlita y bainita sin cambios aparentes.

### 3.1.4 Efecto de los contenidos de carbono, manganeso, silicio y boro fijos en los diagramas CCT al realizar variaciones de otros elementos de aleación

Se optó por un contenido fijo de boro de 0.001 %, el cual se utilizó para continuar con el estudio computacional, haciendo variaciones de los elementos de aleación que ocasionaron un cambio positivo en los diagramas CCT del acero con la composición química de la Tabla 11. Así, hasta el momento, la composición química del acero es:

*Tabla 13. Composición química del acero considerando un contenido de B (% en peso).*

C	Mn	Si	B	S	P	Fe
0.1	7.5	1.2	0.001	0.05	0.04	Balance

El estudio computacional del efecto de la variación de la composición química en los diagramas CCT de un acero con la composición química mostrada en la Tabla 13 se incluyen en las Figuras 36 y 37 (cantidad de elemento de aleación añadido indicado en el pie de figura).

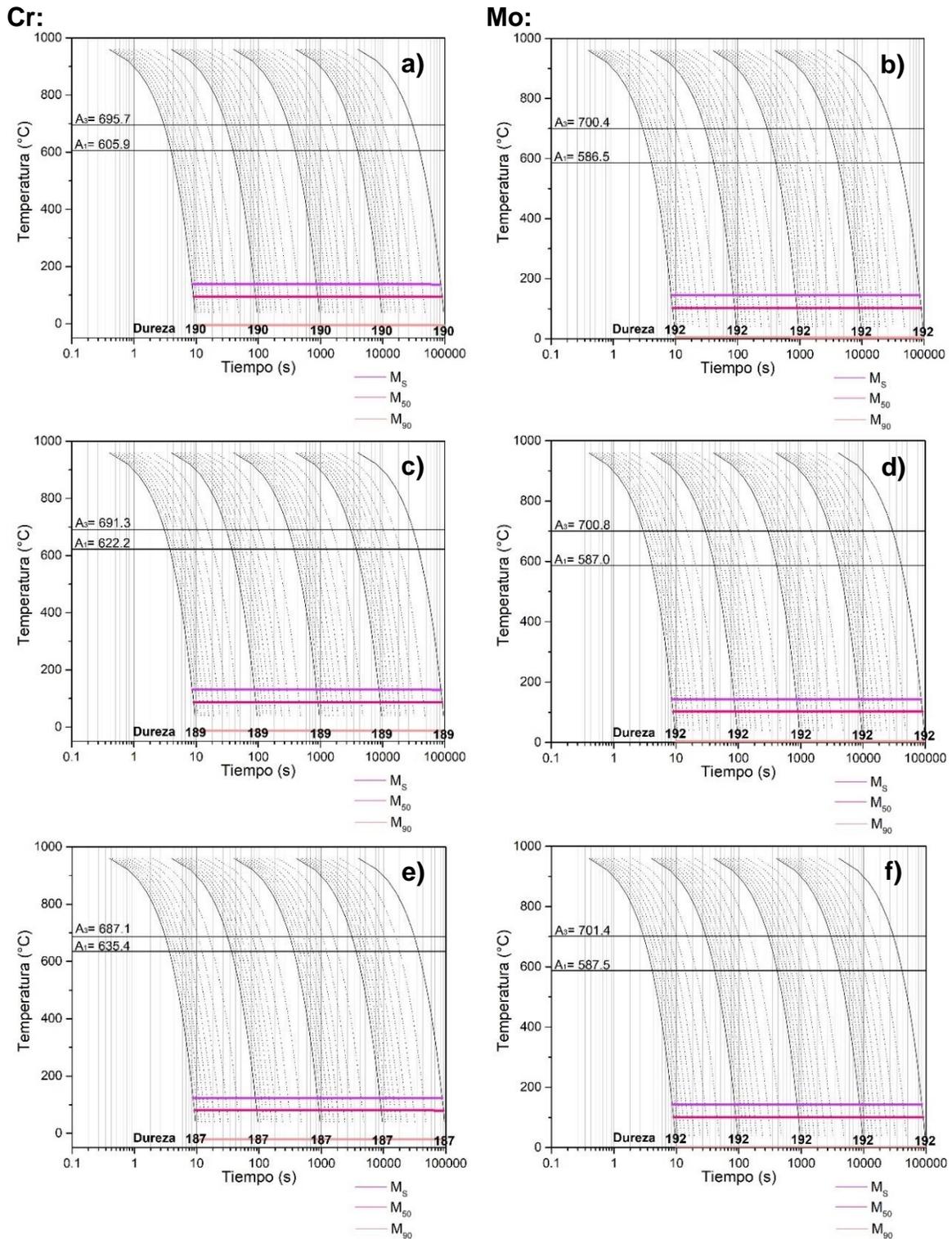
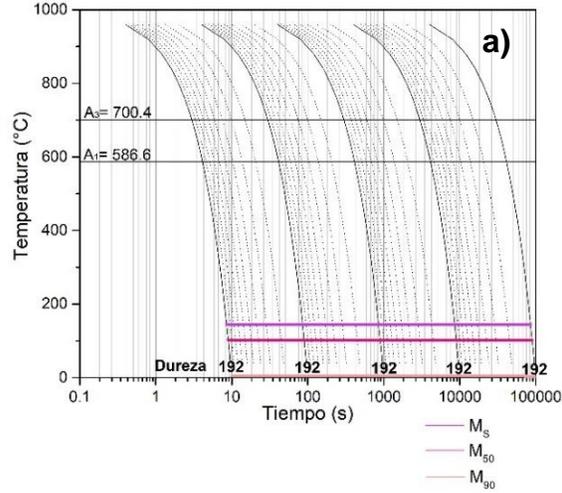


Figura 36. Efecto del contenido de Cr y Mo sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con la composición química de la Tabla 13: a) 0.5 %Cr, c) 1.0 %Cr, e) 1.5 %Cr, b) 0.01 %Mo, d) 0.05 %Mo y f) 0.10 %Mo. Porcentajes en peso.

W:



Ni:

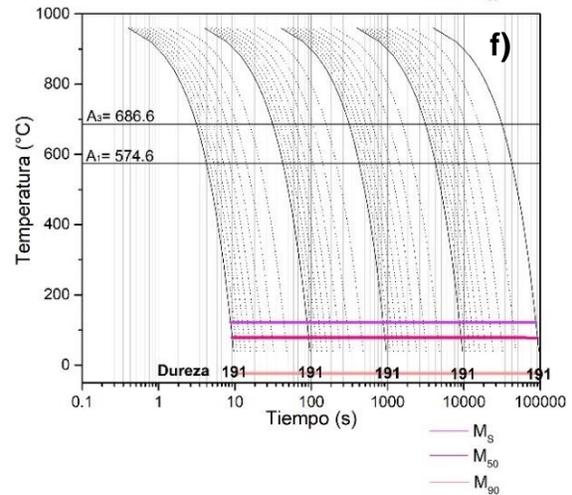
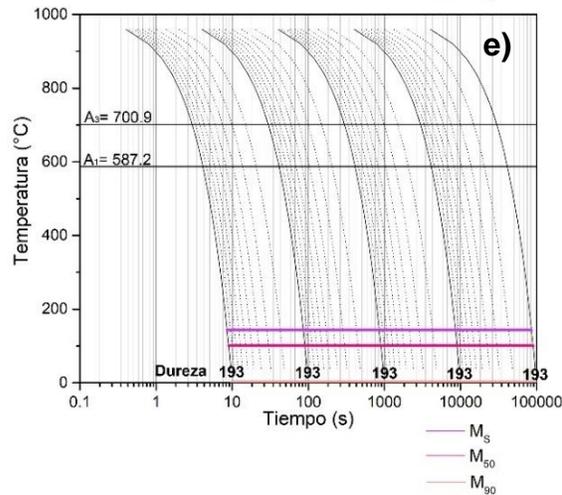
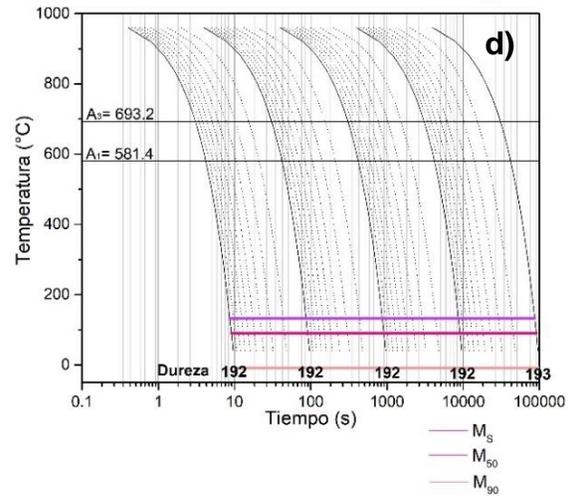
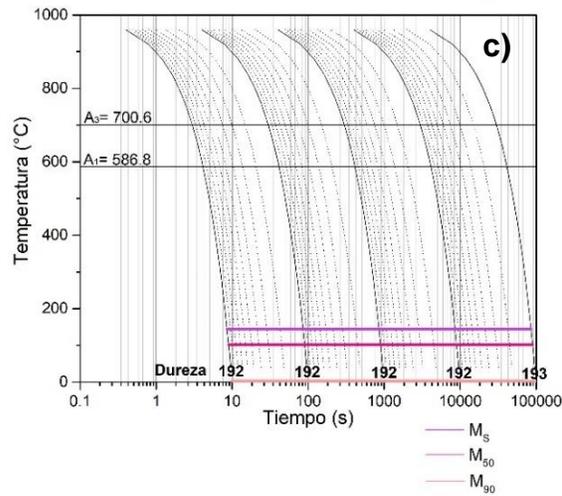
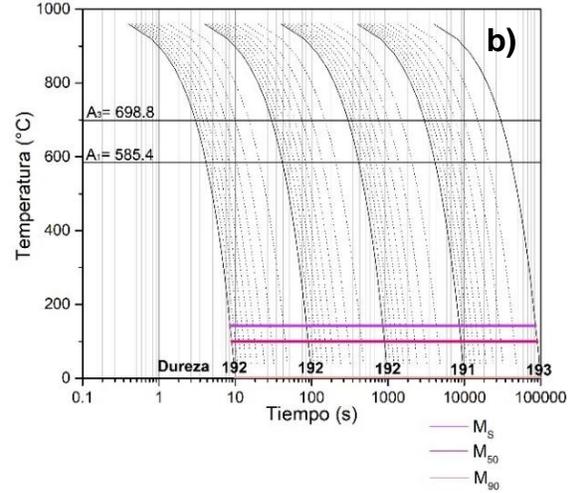


Figura 37. Efecto del contenido de W y Ni sobre el comportamiento de los diagramas CCT para un acero con la composición química de la Tabla 13: a) 0.05 %W, c) 0.10 %W, e) 0.20 %W, b) 0.1 %Ni, d) 0.5 %Ni y f) 1.0 %Ni. Porcentajes en peso.

Con las simulaciones anteriores de diagramas CCT, se encontró que todos los elementos utilizados (Cr, Mo, W y Ni) son favorables para la obtención de un acero con microestructura basada en martensita y austenita retenida. Por consiguiente, todos se utilizaron para definir la composición química final destinada para la fabricación del acero experimental. Las últimas simulaciones de diagramas CCT revelaron la necesidad de ajustar las condiciones de trabajo descritas en la Tabla 3, ya que la temperatura de austenitización propuesta al inicio difería mucho de la temperatura empleada para investigar la descomposición de la austenita en los diagramas obtenidos. Por esto, se disminuyó la temperatura de austenitización de 1000 °C a 800 °C, lo cual requirió recalcular el tamaño de grano austenítico con la herramienta de JMatPro®. Por lo tanto, las nuevas condiciones de trabajo empleadas para las simulaciones posteriores se muestran en la Tabla 14.

*Tabla 14. Nuevas condiciones de trabajo para la simulación de diagramas CCT.*

<b>Temperatura (°C)</b>	<b>Tiempo (min)</b>	<b>Tamaño de grano ASTM</b>	<b>Tamaño de grano (micras)</b>
800	5	10.7	9.8

### **3.1.5 Composición química final**

Con la temperatura y el tamaño de grano mostrados en la Tabla 14 se realizaron simulaciones de diagramas CCT para determinar la propuesta de composición final del acero. Fue necesario utilizar aluminio, ya que el intervalo entre A<sub>1</sub> y A<sub>3</sub> se redujo demasiado, lo que haría poco práctico utilizar un recocido intercrítico. Esto es favorable ya que, además de ampliar el rango intercrítico, el aluminio se utiliza en aceros Q&P para retardar la formación de cementita, este elemento posee un efecto similar al del silicio, pero en menor medida [28]. Además de la adición de aluminio, se redujo el contenido de carbono de 0.1 % a 0.08 %. Por lo tanto, la composición química final propuesta para la fabricación del acero experimental se presenta en la Tabla 15, y el diagrama CCT calculado con dicha composición se presenta en la Figura 38.



Tabla 16. Composición química real del acero experimental.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
0.0673	1.16	7.08	0.00496	0.019	1.580	0.099	1.03
Al	Cu	Nb	Ti	V	W	Fe	
0.927	0.0659	0.00549	0.00446	0.00595	0.108	87.84	

Al contrastar los resultados de la composición química real con la composición química propuesta, se observan variaciones importantes en algunos elementos de aleación. Un cambio observado es la variación en los contenidos de manganeso (7.5 contra 7.08), carbono (0.08 contra 0.06) y boro (0.001 contra 0.00).

Realizando una simulación del diagrama CCT con la composición química real del acero (Tabla 16) y las condiciones de la Tabla 14, se observan ligeros cambios en comparación con el diagrama CCT calculado con la composición química propuesta. Se destaca la formación de bainita y perlita a velocidades de enfriamiento muy lentas (derecha del diagrama) y la elevación de las temperaturas de transformación de la martensita (Figura 39).

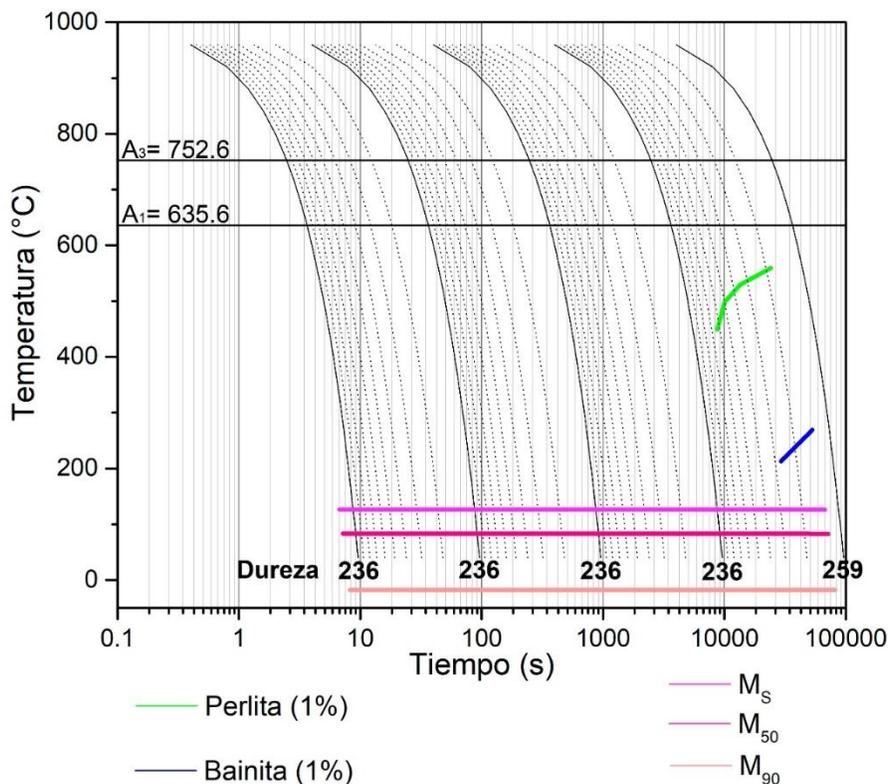


Figura 39. Diagrama CCT simulado empleando la composición química de la Tabla 16.

### 3.3 Temperaturas críticas de transformación de fase y tratamientos térmicos

#### 3.3.1 Temperaturas críticas de transformación de fase

A partir de la técnica de dilatometría, fueron determinadas las temperaturas de inicio y fin de la transformación a austenita en calentamiento continuo,  $A_{c_1}$  y  $A_{c_3}$ , respectivamente, así como las temperaturas de inicio y fin de transformación de la martensita  $M_s$  y  $M_f$ , respectivamente. En la Figura 40 se muestra la curva de dilatación obtenida en el acero experimental durante el calentamiento y enfriamiento continuo.

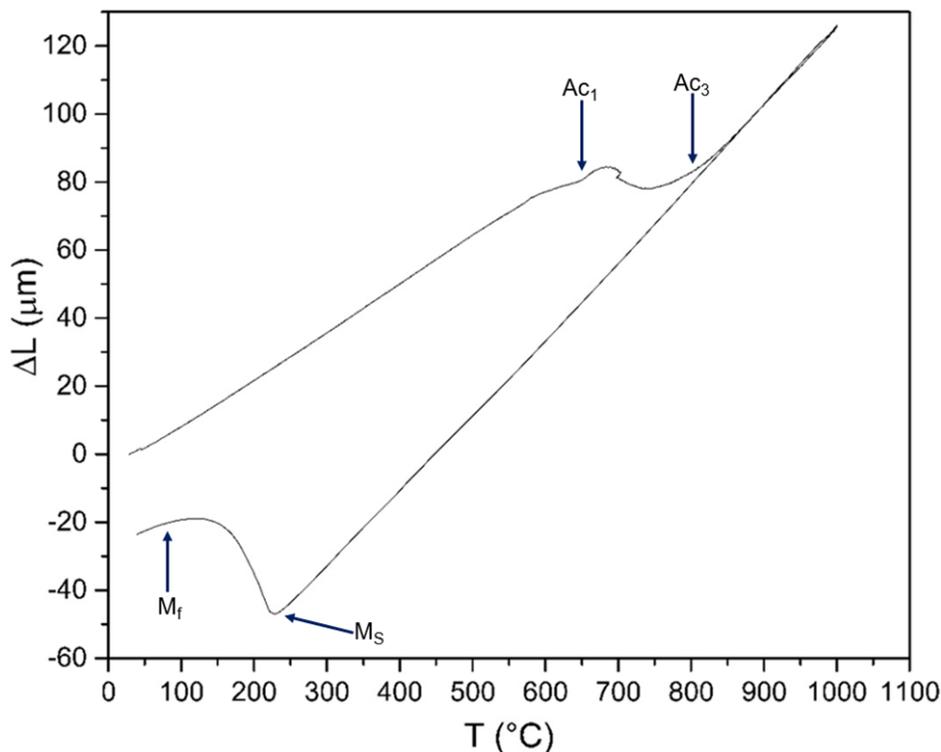


Figura 40. Curva de dilatación en el acero experimental, mostrando los cambios de pendiente asociados a las transformaciones de fase.

Las temperaturas críticas de transformación de fase, determinadas a partir de la curva de dilatación de la Figura 40, utilizando la herramienta *differentiate* de OriginPro®, se muestran en la Tabla 17.

Tabla 17. Temperaturas críticas de transformación de fase determinadas mediante dilatometría.

<b>Ac<sub>1</sub> (°C)</b>	<b>Ac<sub>3</sub> (°C)</b>	<b>M<sub>s</sub> (°C)</b>	<b>M<sub>f</sub> (°C)</b>
637.2	821.3	242.8	75.2

Conociendo los valores presentados en la Tabla 17, se propusieron las temperaturas de recocido intercrítico y tratamiento isotérmico a utilizar en los tratamientos térmicos.

### 3.3.2 Tratamientos térmicos que simulan líneas de recocido continuo

Con los resultados mostrados en la dilatometría de temple, se eligieron siete temperaturas de recocido intercrítico para emplear en los tratamientos térmicos (HT, por sus siglas en inglés), tal como se muestra en la Tabla 6 (sección 2.3).

## 3.4 Seguimiento de la evolución de las fases

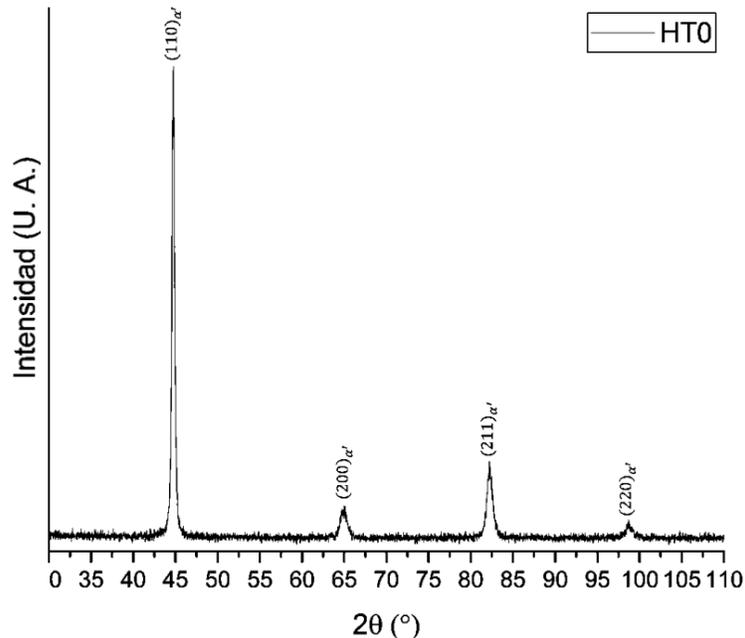
### 3.4.1 Fases presentes en el acero después de los tratamientos térmicos (determinación cualitativa y cuantitativa)

Primero, al efectuar el análisis al material de referencia (sin tratamiento térmico, HT0) se observó que, después de la segunda laminación en caliente, la única fase presente en el acero es martensita, identificada con la carta cristalográfica No. 00-044-1290 (ver Figura 41), cuya estructura cristalina puede ser cúbica centrada en el cuerpo (BCC, por sus siglas en inglés) a bajas concentraciones de carbono o tetragonal centrada en el cuerpo (BCT, por sus siglas en inglés) a altas concentraciones de carbono [52].

Comparando los patrones de XRD del acero experimental con los tratamientos térmicos utilizados, separándolos en tiempos de 3 min, 5 min y 7 min, (Figuras 42 a 44), se observan dos efectos:

1. La presencia de austenita ( $\gamma$ ), con estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC, por sus siglas en inglés) y martensita épsilon ( $\epsilon$ ), con estructura cristalina hexagonal compacta (HCP, por sus siglas en inglés).

2. El incremento de los picos de austenita, al aumentar la temperatura de recocido intercrítico, hasta llegar a un máximo, seguido de su disminución hasta terminar de nuevo con una microestructura martensítica.



*Figura 41. Patrón de XRD del acero sin tratamiento térmico.*

La obtención de la fase martensita con estructura cristalina HCP en aceros de medio manganeso con bajo contenido de carbono ya ha sido observada en el trabajo de Su y cols. [53], donde mostraron que la martensita épsilon se produce a partir de la austenita formada durante el recocido intercrítico, después de enfriar en aire un acero con 0.05 % de C y 5.4 % de Mn. Este comportamiento fue confirmado por Liu y cols. [54], realizando recocidos intercríticos a un acero con 0.02 % de C y 7 % Mn y enfriándolo en aire. Su y cols. [53] atribuyen la aparición de martensita épsilon en sus aceros a una disminución de la energía de falla de apilamiento, la cual mencionan, es la fuerza impulsora crítica para la transformación martensítica de FCC a HCP. Además de esto, Liu y cols. [54] mencionan que al incrementar el tamaño de la austenita formada en el recocido intercrítico, combinado con la disminución de los contenidos de C y Mn en esta fase, disminuye también la estabilidad térmica, por lo que ambos efectos repercuten en la formación de martensita épsilon.

Al comparar los patrones de difracción de rayos X de las muestras con diferentes tiempos de recocido intercrítico, es evidente que el incremento en la intensidad de los picos característicos de la fase austenita también es favorecido por un mayor tiempo de IA. Lo anterior refleja que hay una combinación de temperatura-tiempo en donde es posible obtener una cantidad máxima de austenita retenida. Aunque la intensidad de los picos de austenita son un indicador de la cantidad que se tiene de dicha fase en el acero experimental, es necesario cuantificar su porcentaje.

Empleando la Ecuación 11 (sección 2.4.3), las intensidades integradas de los picos  $(111)_\gamma$ ,  $(200)_\gamma$  y  $(110)_{\alpha'}$  (obtenidas mediante OriginPro®) y los valores de  $R$  correspondientes a cada uno de los picos, se determinó el porcentaje en volumen de austenita retenida en todas las muestras (ver Tabla 18). Los patrones de XRD individuales que incluyen los picos de difracción indexados se encuentran en las Figuras 45 a la 48 y los datos para llevar a cabo el indexado de los patrones de XRD se obtuvieron de las cartas cristalográficas No. 00-044-1290 (martensita) y No. 00-023-0298 (austenita), mientras que el indexado de los picos de martensita épsilon se hizo a partir de la identificación de esta fase reportada en el trabajo de Su y cols. [53].

*Tabla 18. Efecto de la temperatura y el tiempo de IA sobre la cantidad de austenita retenida (% vol.).*

	650 °C	685 °C	700 °C	710 °C	720 °C	755 °C	790 °C
<b>3 min</b>	15.878	17.991	28.506	35.438	31.058	6.949	8.410
<b>5 min</b>	15.016	20.172	21.056	47.885	23.607	6.936	9.799
<b>7 min</b>	18.447	39.367	46.180	45.900	16.103	8.180	0.000

Con la cuantificación del porcentaje en volumen de austenita retenida en las muestras tratadas térmicamente (Tabla 18), se mostró que es posible obtener hasta un 47.8 % de austenita retenida en el acero experimental, empleando un IA a 710 °C durante 5 min.

Desafortunadamente, debido al empalme de los picos de ferrita ( $\alpha$ ) y martensita ( $\alpha'$ ), no es posible cuantificar el contenido de ferrita utilizando XRD, por lo que solo se determinaron los porcentajes de austenita retenida en las muestras después de ser sometidas a los tratamientos térmicos.

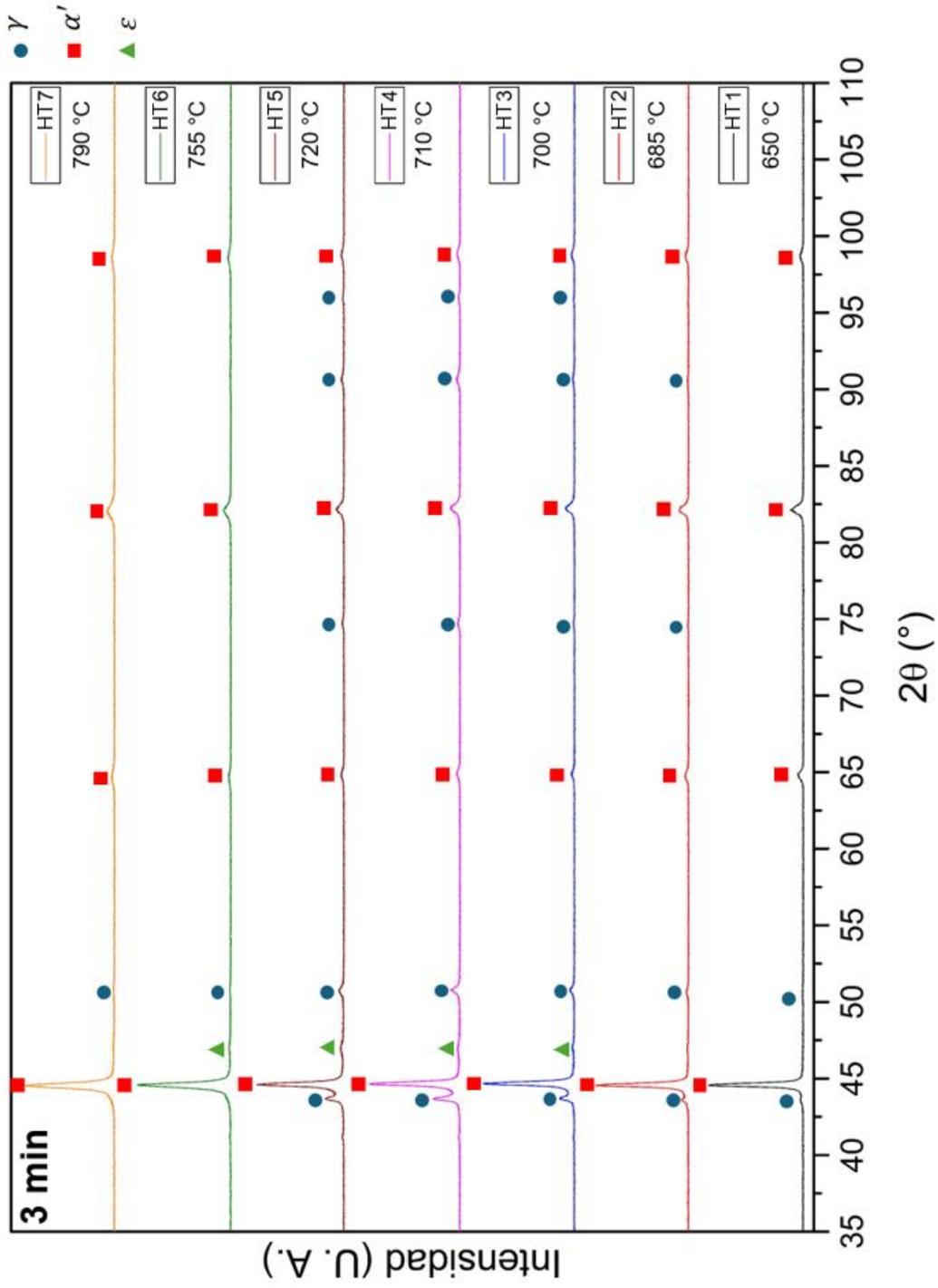


Figura 42. Patrones de XRD de muestras sometidas a tratamientos térmicos con 3 min de IA.

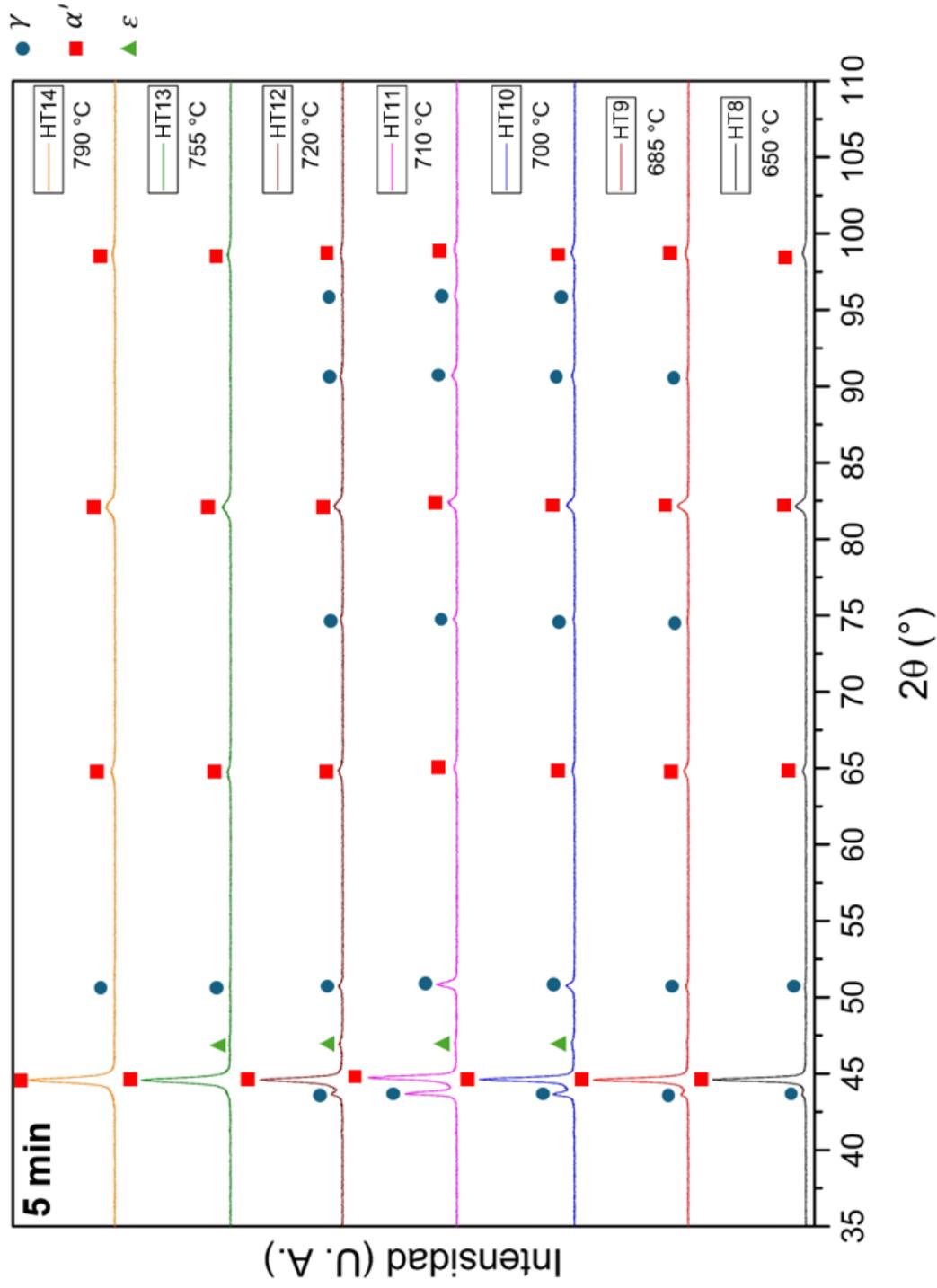


Figura 43. Patrones de XRD de muestras sometidas a tratamientos térmicos con 5 min de IA.

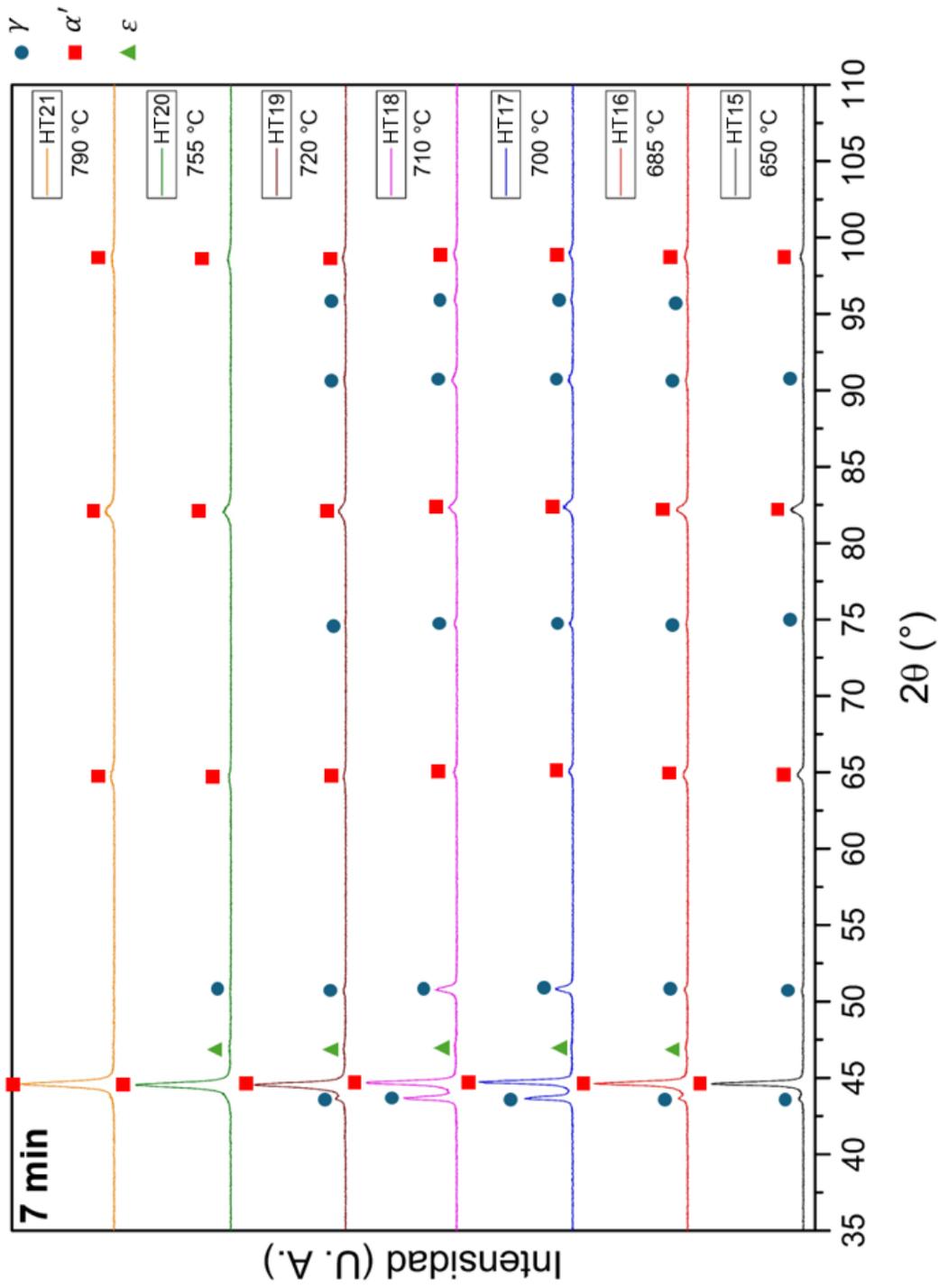


Figura 44. Patrones de XRD de muestras sometidas a tratamientos térmicos con 7 min de IA.

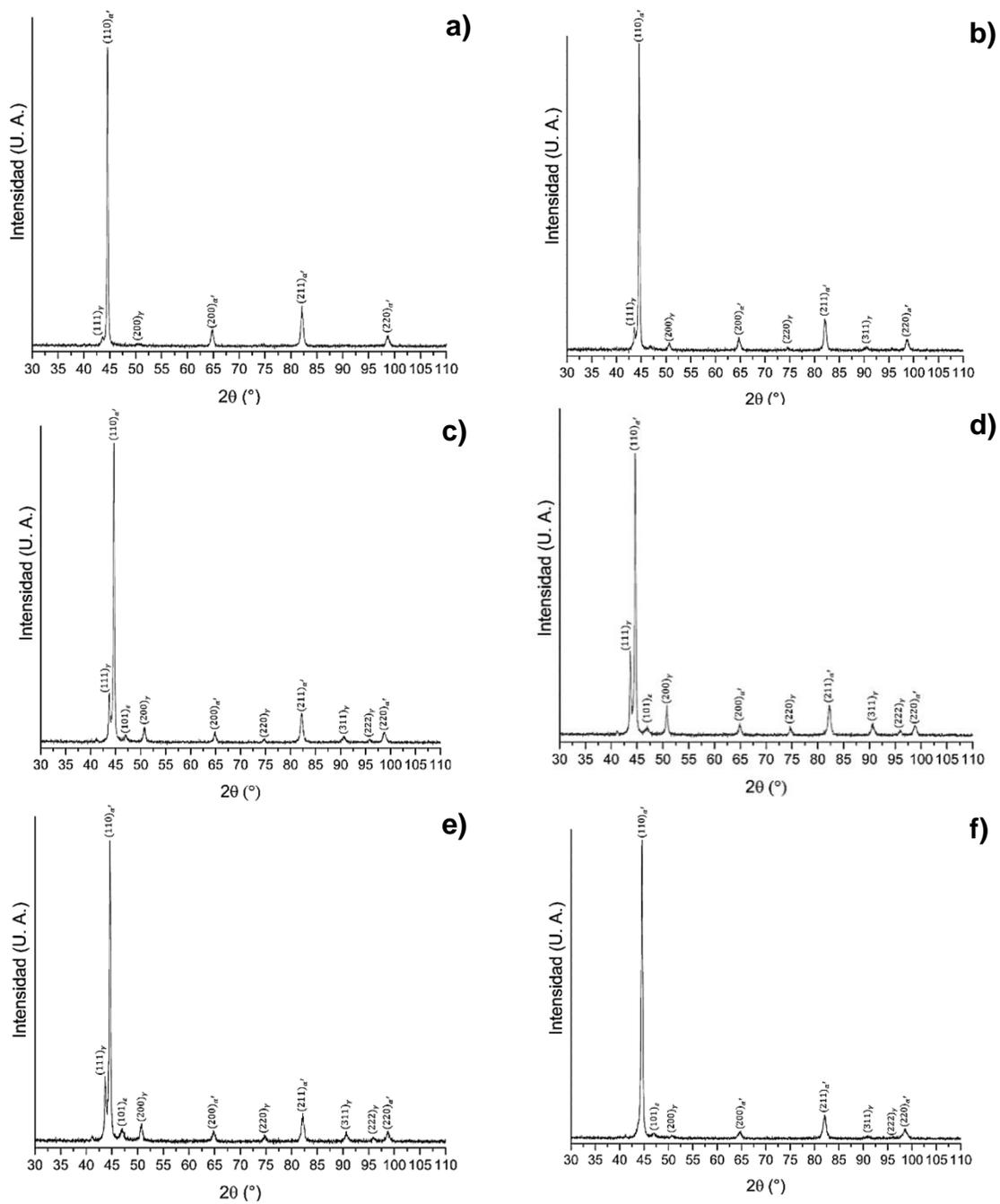


Figura 45. Patrones de XRD de muestras sometidas a tratamientos térmicos con IA de 3 min: a) 650 °C, b) 685 °C, c) 700 °C, d) 710 °C, e) 720 °C y f) 755 °C.

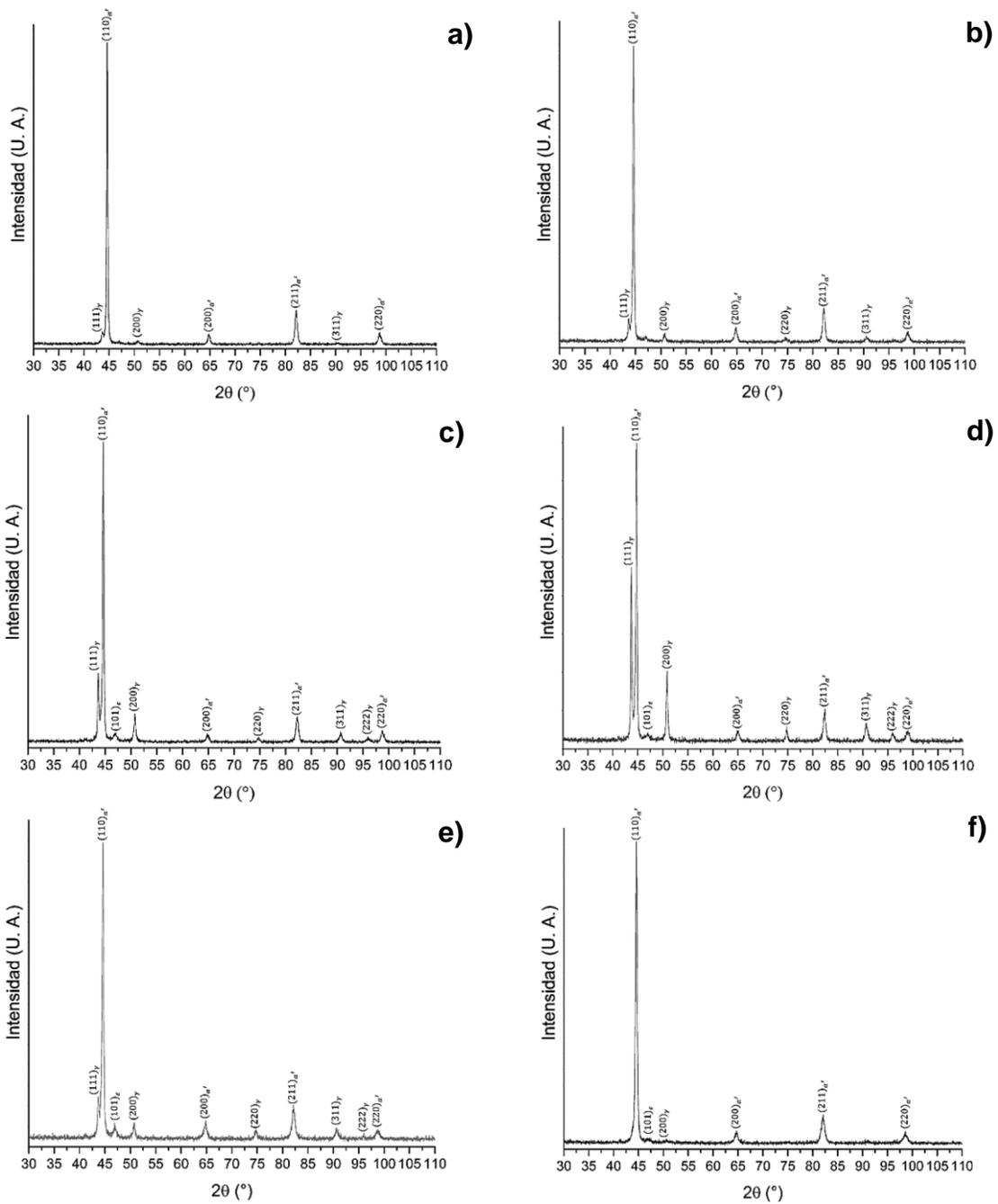


Figura 46. Patrones de XRD de muestras sometidas a tratamientos térmicos con IA de 5 min: a) 650 °C, b) 685 °C, c) 700 °C, d) 710 °C, e) 720 °C y f) 755 °C.

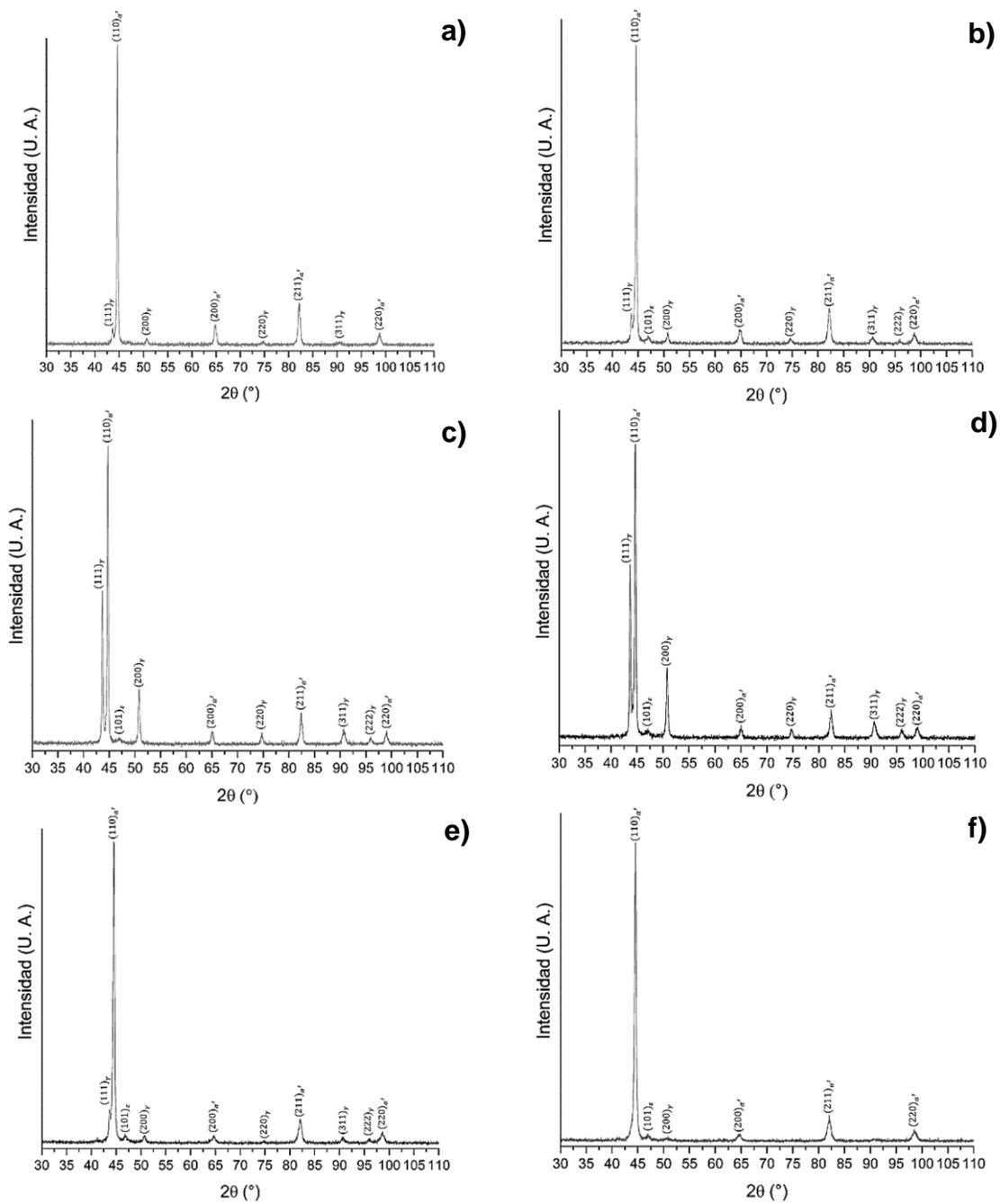


Figura 47. Patrones de XRD de muestras sometidas a tratamientos térmicos con IA de 7 min: a) 650 °C, b) 685 °C, c) 700 °C, d) 710 °C, e) 720 °C y f) 755 °C.

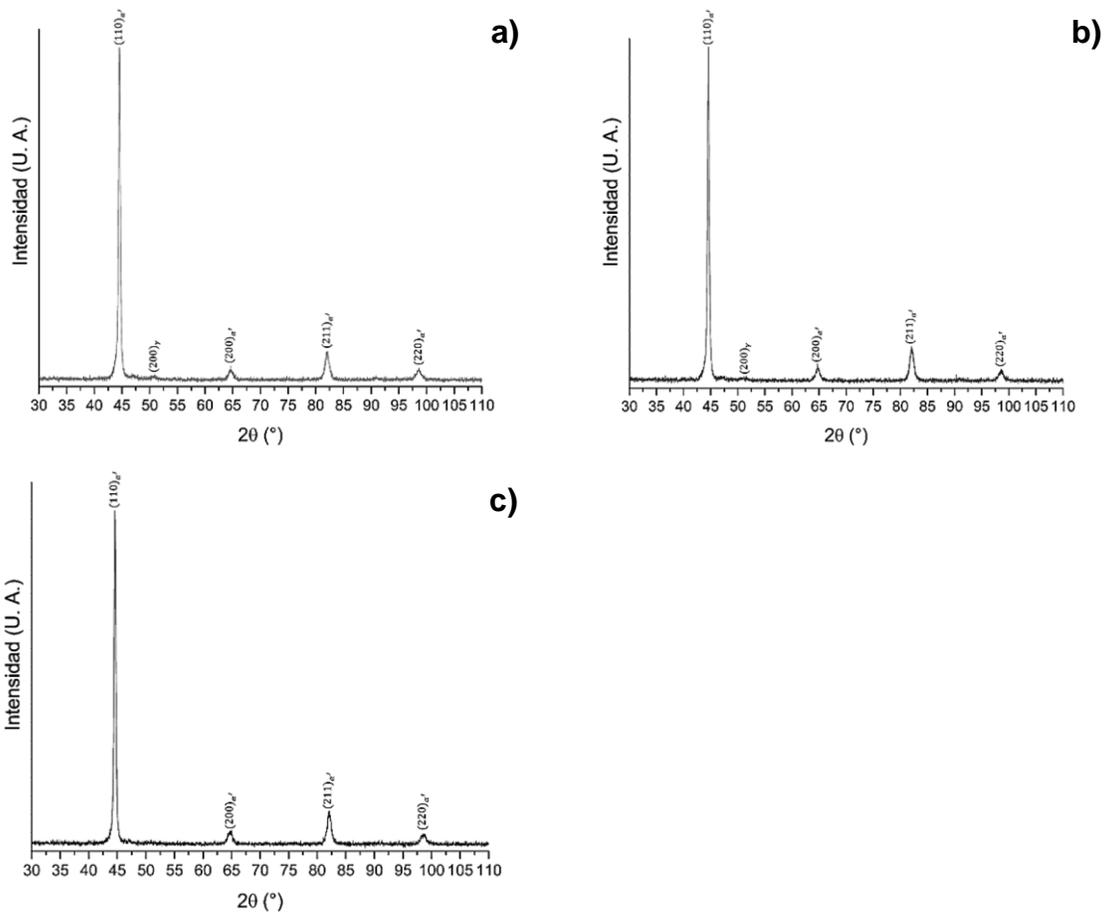


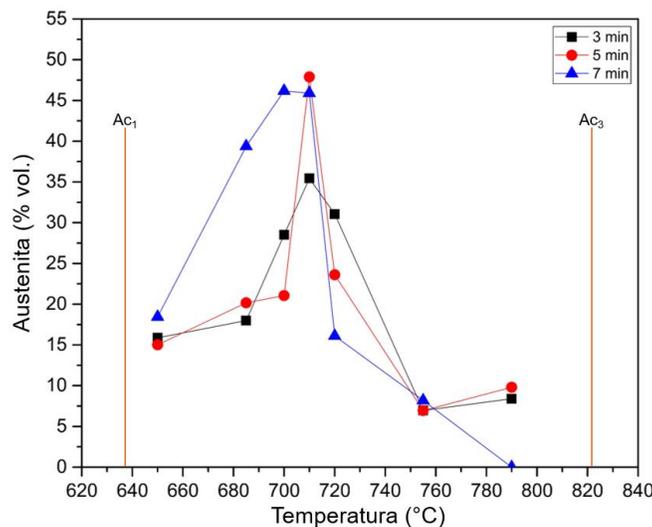
Figura 48. Patrones de XRD de muestras sometidas a tratamientos térmicos con IA a 790 °C por: a) 3 min, b) 5 min y c) 7min.

En las Figuras 42 a 44 se muestra que la aparición de la fase martensita épsilon se encuentra a temperaturas de recocido intercrítico intermedias entre 700 °C y 755 °C. Este efecto también fue observado en los estudios realizados por Su y cols. [53] y Liu y cols. [54] donde a bajas temperaturas de recocido intercrítico no tuvieron la presencia de martensita épsilon, pero, a partir de temperaturas de IA intermedias, presenciaron su formación y finalmente en altas temperaturas de IA solo generaron martensita  $\alpha'$ .

Como parte de su estudio, Liu y cols. [54] determinaron la temperatura de inicio de la transformación martensítica ( $M_s$ ) para la martensita  $\varepsilon$  y para la martensita  $\alpha'$ , encontrando que la temperatura  $M_s$  para la martensita  $\varepsilon$  fue mayor que la correspondiente a la de la martensita  $\alpha'$  cuando la temperatura de IA era baja, mientras que la temperatura  $M_s$  de la martensita  $\varepsilon$  fue menor que la correspondiente

a la de la martensita  $\alpha'$  cuando la temperatura de IA estaba cercana a  $Ac_3$ . Esto explica que en los patrones de XRD de las Figuras 42 a 44 no se tenga martensita  $\epsilon$  para los tratamientos térmicos con los IA más altos.

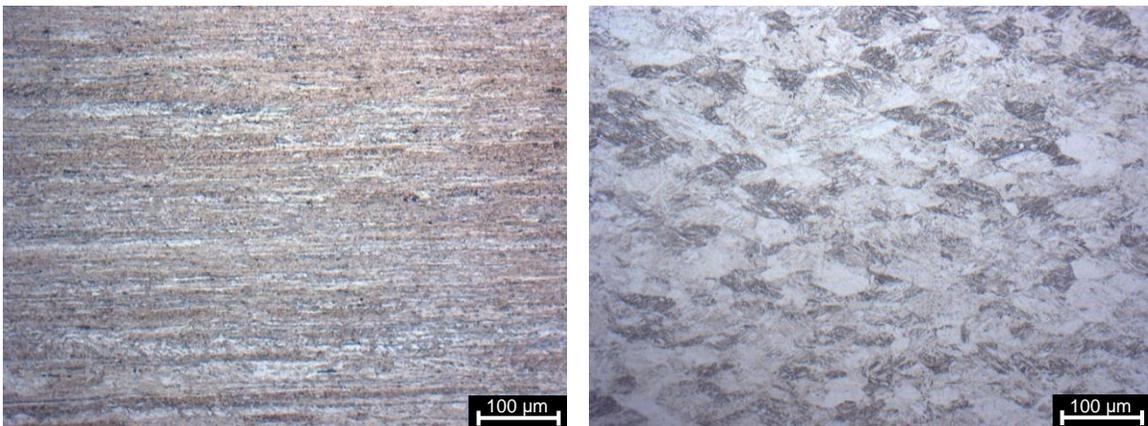
Liu y cols. [54] también mencionan que al aumentar la temperatura de recocido intercrítico, el tamaño de la austenita formada se incrementa mientras que los contenidos de C y Mn en dicha fase disminuyen, ocasionando el descenso de la energía de falla de apilamiento, haciendo que la austenita sea inestable al enfriar el acero. Lo anterior es consistente con la Figura 49, donde se aprecia la tendencia de la variación del porcentaje de austenita retenida al incrementar la temperatura. Aquí se confirma que la temperatura donde es posible obtener la mayor cantidad de austenita retenida es a 710 °C y es notorio que después de esta temperatura, la cantidad de austenita retenida en el acero disminuye drásticamente hasta alcanzar porcentajes menores a los obtenidos a bajas temperaturas de IA, indicando que la austenita generada en el recocido intercrítico a temperaturas bajas es más estable que la obtenida en altas temperaturas de IA. Este fenómeno concuerda con la partición de C y Mn en la austenita durante el IA ya que, al tener un mayor contenido de austenita por el aumento de la temperatura de recocido intercrítico, el carbono y manganeso disponible no es suficiente para hacer que la temperatura de inicio de la transformación martensítica,  $M_s$ , disminuya lo necesario para evitar la transformación de la austenita durante el enfriamiento continuo.



*Figura 49. Variación del porcentaje de austenita retenida en función de la temperatura de IA.*

### 3.4.2 Evolución de la microestructura del acero después de la aplicación de los tratamientos térmicos

Como se muestra en la Figura 50, después de la segunda laminación en caliente, la microestructura del acero sufrió un cambio debido a la recrystalización de la austenita por el calentamiento del material a 1050 °C durante minuto y medio para los primeros dos pases de laminación, seguido de otro minuto y medio de calentamiento a la misma temperatura para el paso de laminación final. Con esto, es factible observar la morfología de las distintas fases presentes en el material, facilitando el seguimiento de la evolución de la microestructura debido a la aplicación de los tratamientos térmicos. Los tratamientos térmicos causan la formación de fases tanto con morfologías parcialmente equiaxiales como poligonales (Figuras 51 a 53).



*Figura 50. Micrografías a 200X del comparativo de la microestructura del acero (izquierda) antes y (derecha) después de la segunda laminación en caliente.*

En algunas micrografías de las Figuras 51 a 53 es fácilmente distinguible que ciertas partes blancas de la microestructura están delimitadas por las fronteras de grano mientras que otras no poseen delimitación alguna. Los granos de contraste claro, sin estructuras en su interior y con límites bien definidos, son más notorios en algunas condiciones de recocido intercrítico, como a 650 °C por 3 min (Figura 51a), 755 °C por 5 min (Figura 52f) y 685 °C por 7 min (Figura 53b). Esto nos ayuda a confirmar que (en poca cantidad) también se tiene ferrita en la microestructura del

acero después de aplicar un tratamiento térmico. Aunque, debido a la mezcla y el tamaño de las fases, es muy complicado determinar el porcentaje de ferrita en las muestras. Aun así, como se comprobó a través de los patrones de XRD, la cantidad de austenita retenida para algunos tratamientos térmicos es considerable por lo que, aun teniendo ferrita en el acero, sus propiedades mecánicas podrían ser excelentes, tanto para ser considerado un AHSS de tercera generación [25]. Cabe mencionar que mediante difracción de rayos X no fue posible diferenciar en primera instancia las fases martensita y ferrita, ya que los picos característicos de ambas fases se traslapan. Desafortunadamente, la mezcla de austenita y ferrita en la microestructura no permite realizar la cuantificación de estas fases por contraste de color.

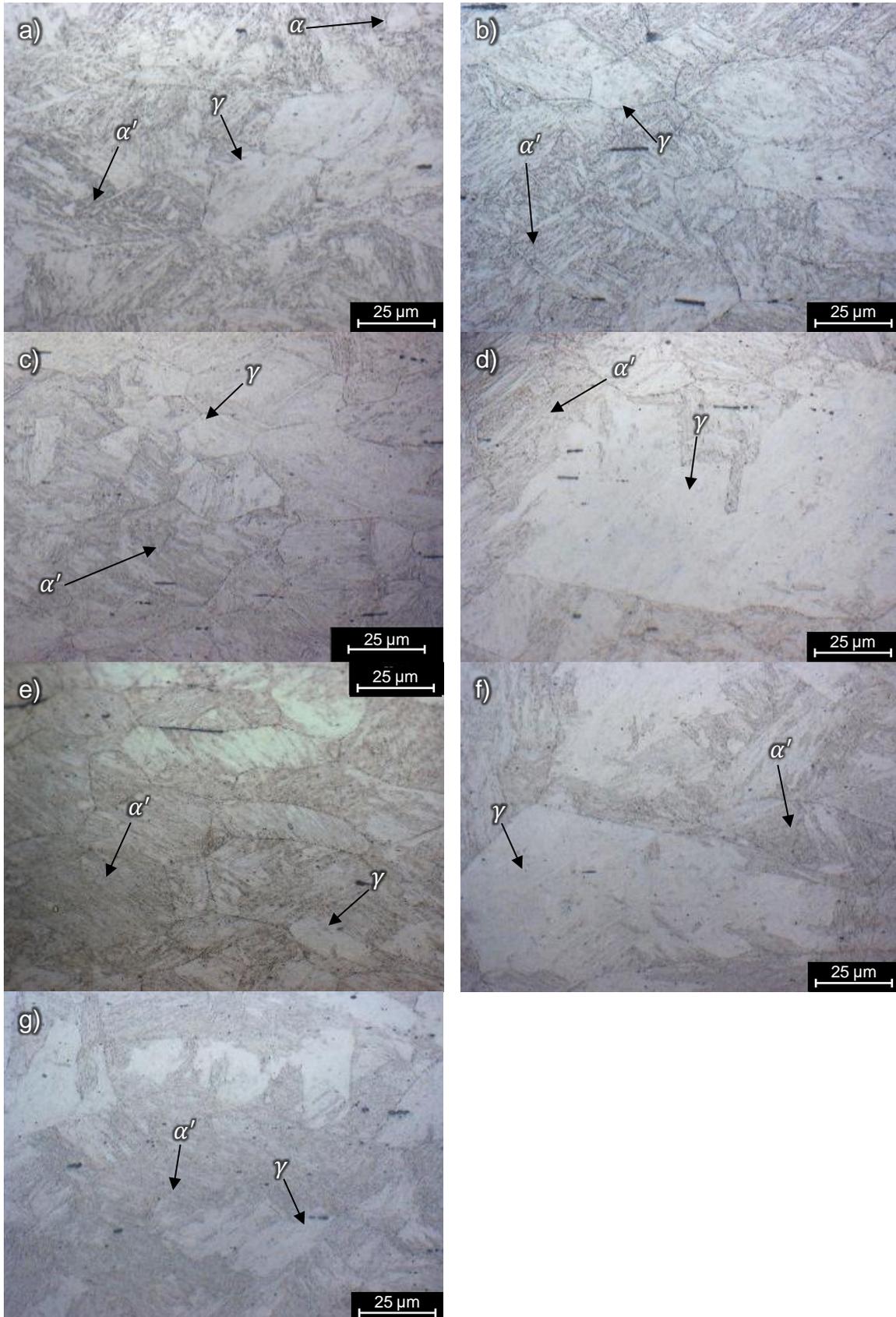


Figura 51. Micrografías obtenidas a 1000X que muestran la microestructura del acero para un tiempo de IA de 3 min a una temperatura de: a) 650 °C, b) 685 °C, c) 700 °C, d) 710 °C, e) 720 °C, f) 755 °C y g) 790 °C.

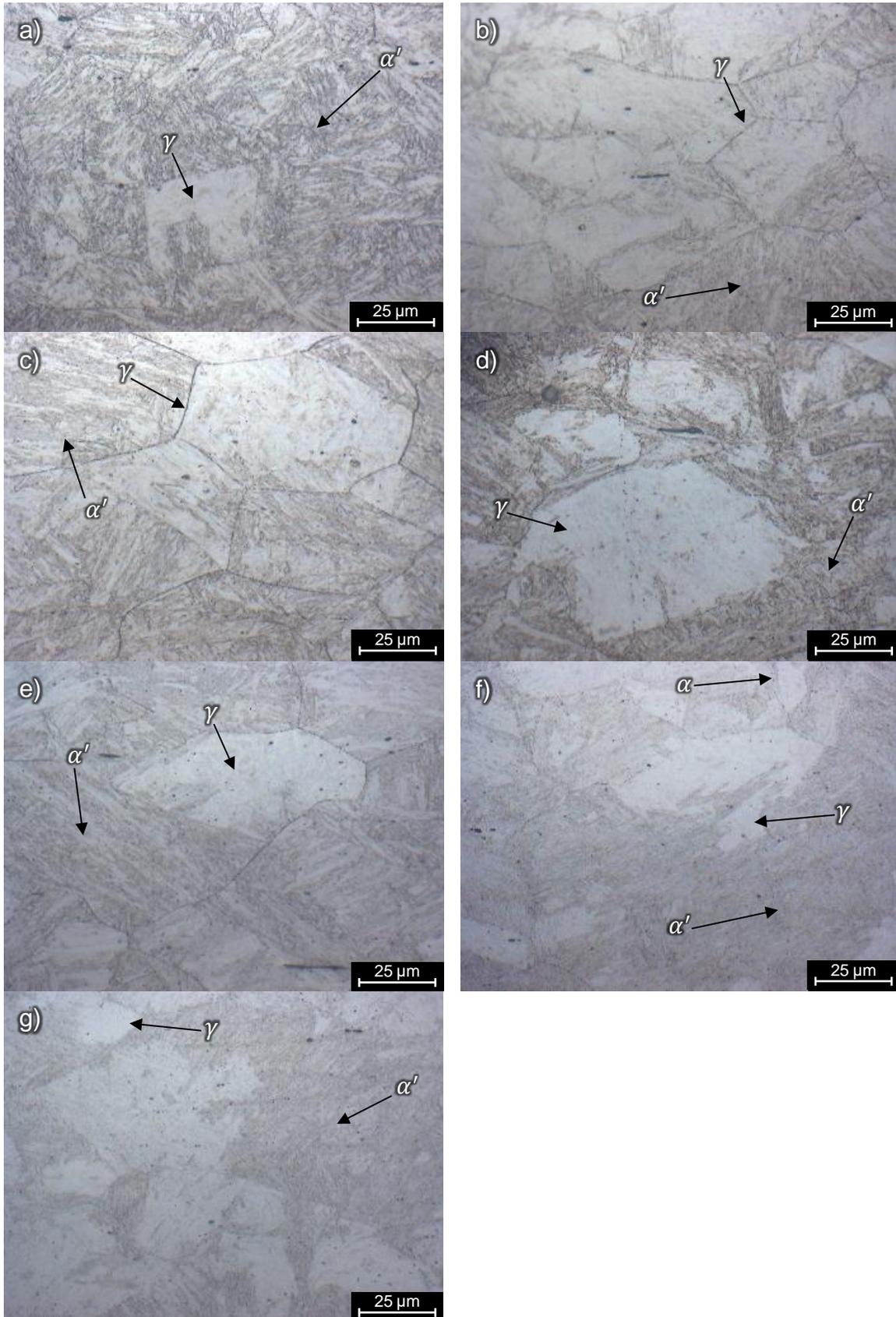


Figura 52. Micrografías obtenidas a 1000X que muestran la microestructura del acero para un tiempo de IA de 5 min a una temperatura de: a) 650 °C, b) 685 °C, c) 700 °C, d) 710 °C, e) 720 °C, f) 755 °C y g) 790 °C.

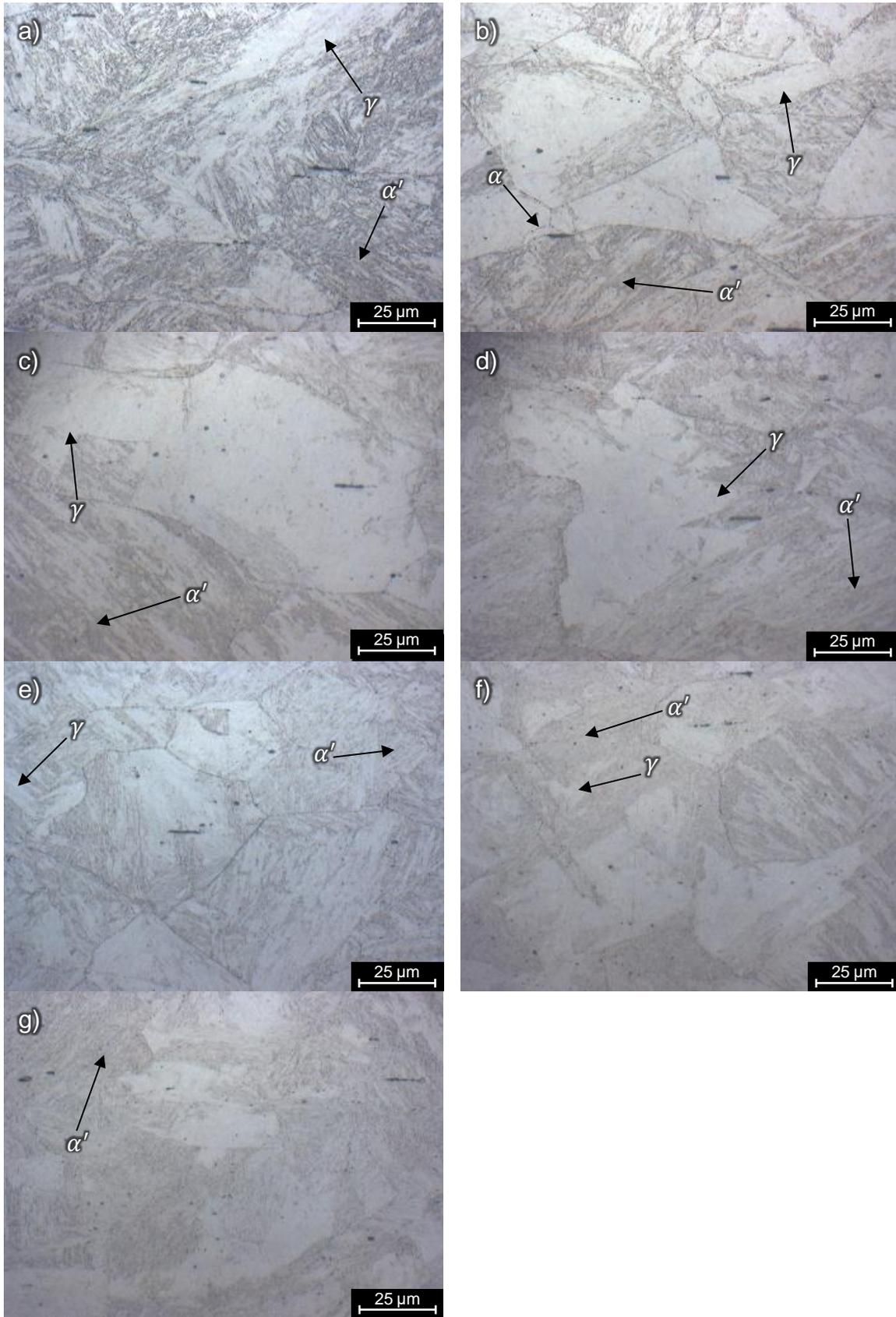


Figura 53. Micrografías obtenidas a 1000X que muestran la microestructura del acero para un tiempo de IA de 7 min a una temperatura de: a) 650 °C, b) 685 °C, c) 700 °C, d) 710 °C, e) 720 °C, f) 755 °C y g) 790 °C.

### 3.4.3 Distribución y grado de desorientación de las fases

Para el análisis mediante EBSD (por sus siglas en inglés), se eligió la muestra de referencia (sin tratamiento térmico), así como las muestras con recocido intercrítico a 685 °C, 710 °C y 720 °C durante 7 min y la muestra que mostró el mayor contenido de austenita retenida en la cuantificación por XRD (recocido intercrítico a 710 °C por 5 min).

Los mapas de fases obtenidos por esta técnica muestran varias tonalidades, en la Figura 54 (muestras con tiempo de IA de 7 min) una roja, predominante, que corresponde a la fase cúbica centrada en el cuerpo (BCC, por sus siglas en inglés) y otra en menor cantidad, de color verde, correspondiente a la fase cúbica centrada en las caras (FCC, por sus siglas en inglés); en la Figura 55 (muestra con IA a 710 °C por 5 min) se incluye la identificación de la fase hexagonal compacta (HCP), cambiando los colores de identificación para FCC en amarillo y HCP en verde (BCC se mantiene en rojo). Mientras que la fase FCC corresponde a la austenita y la fase HCP a la martensita épsilon, tanto la ferrita como la martensita (de bajo carbono) tienen estructuras cristalinas BCC [51].

La Figura 54 revela que la muestra de referencia contiene pequeñas porciones de austenita retenida, aún y cuando no fue posible detectar esta fase mediante XRD; estas diferencias pueden estar relacionadas con el límite de detección del difractómetro empleado para los análisis. También se aprecia que, al aplicar los tratamientos térmicos, la cantidad de austenita se incrementa en comparación con la muestra de referencia. Aunque esta técnica ofrece una cuantificación de fases, dicho valor no fue considerado para el análisis debido a que, como se muestra en las Figuras 54 y 55, el mapa obtenido mediante EBSD va del orden de miles de  $\mu\text{m}^2$  [51], mientras que en XRD, el área de análisis fue alrededor de 2  $\text{cm}^2$ . Por lo tanto, los porcentajes de fases calculados a partir de patrones de XRD son más representativos que los proporcionados por EBSD. El mayor porcentaje de austenita obtenido, mediante los análisis realizados por EBSD, fue de 26.2 %. También, aunque la fase hexagonal compacta (HCP, por sus siglas en inglés) de la martensita épsilon no haya sido considerada en todos los mapas de distribución de fases, es importante mencionar que su presencia se comprobó mediante XRD, por lo que

también es considerada un producto de la transformación de la austenita debido a los tratamientos térmicos aplicados.

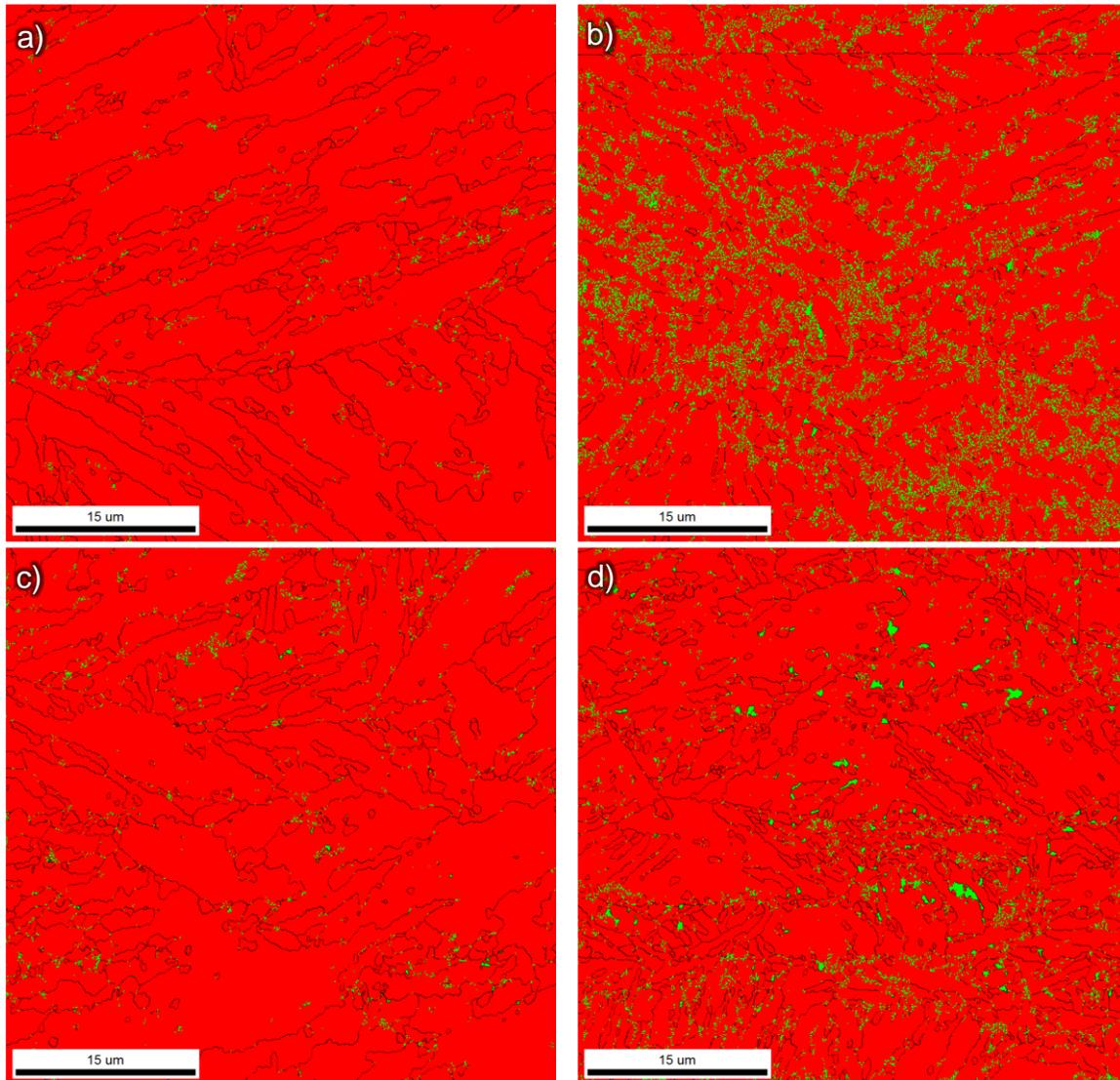


Figura 54. Identificación de fases mediante EBSD para las muestras: a) Referencia, b) IA a 685 °C por 7 min, c) IA a 710 °C por 7 min y d) IA a 720 °C por 7 min. Se muestra en rojo la fase BCC y en verde la fase FCC.

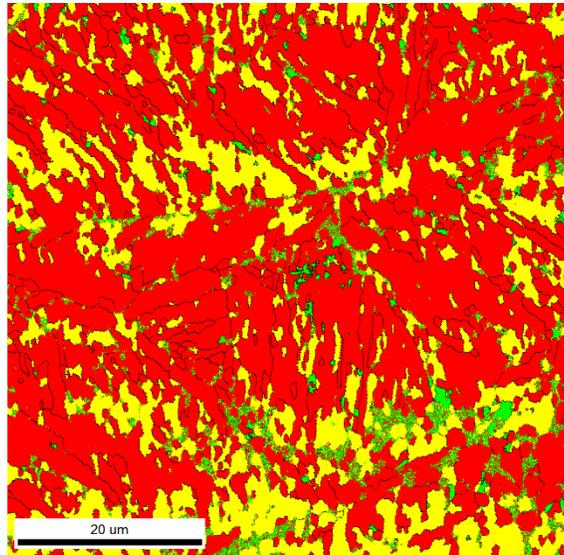
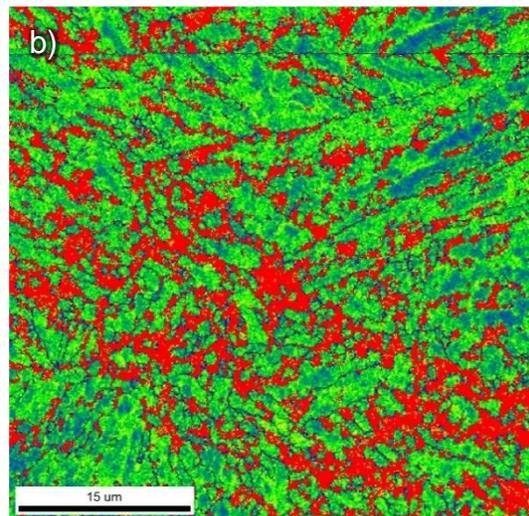
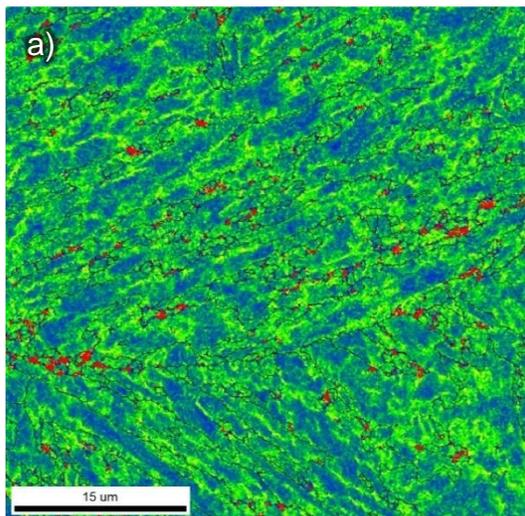


Figura 55. Identificación de fases para la muestra con IA a 710 °C por 5 min. Se muestra en rojo la fase BCC, en verde la fase HCP y en amarillo la fase FCC.

Los mapas KAM (*Kernel Average Misorientation*) de la Figura 56 muestran la desorientación local promedio del grano. Como se puede observar, el mayor grado de desorientación (en rojo) se encuentra en las zonas de martensita enriquecida en carbono que rodean a la austenita retenida, lo que es consistente con el hecho de que esta fase es la que presenta una mayor distorsión reticular. Aquellas regiones de color verde pueden estar relacionadas con listones de martensita con un menor contenido de carbono. Finalmente, las regiones de color azul podrían estar asociadas con la ferrita, fase con menor distorsión reticular [52].



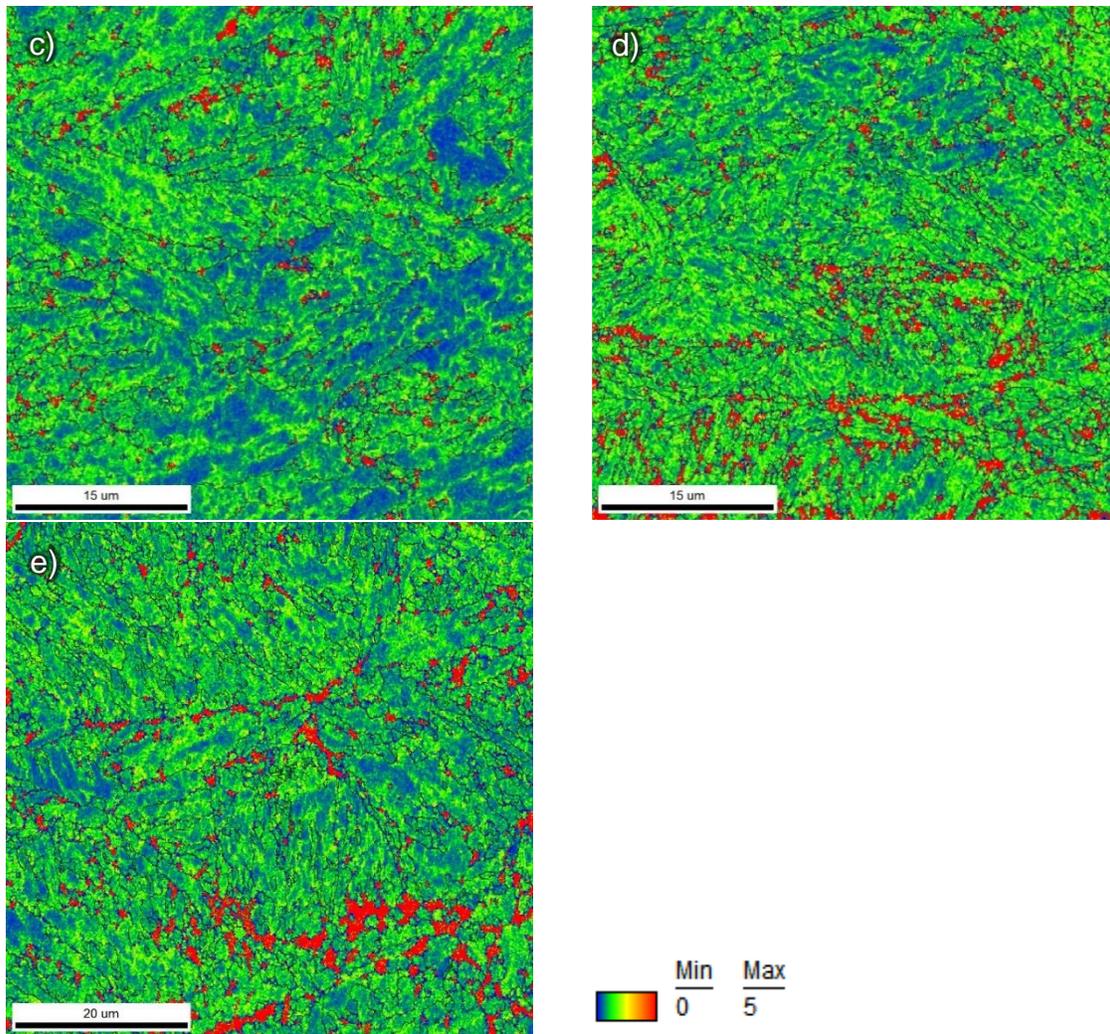


Figura 56. Distribución de KAM para las muestras: a) Referencia, b) IA a 685 °C por 7 min, c) IA a 710 °C por 7 min, d) IA a 720 °C por 7 min y e) IA a 710 °C por 5 min.

### 3.4.4 Estudio *in-situ* de las transformaciones de fase promovidas por los tratamientos térmicos

Para el estudio *in-situ* de las transformaciones de fase, se llevaron a cabo 12 dilatometrías, eligiendo las temperaturas de recocido intercrítico de 685 °C, 700 °C, 710 °C y 720 °C, empleando en cada una 3 min, 5 min y 7 min de tratamiento térmico en dicha etapa y las condiciones de trabajo mostradas en la sección 2.4.2.2.

En las gráficas de  $\Delta L$  contra  $t$  (Figuras 57a, 58a y 59a) es notable que todos los tratamientos térmicos realizados mediante dilatometría muestran el mismo comportamiento: una contracción durante los primeros minutos del recocido

intercrítico, indicando la formación de una fase de menor volumen que la martensita (austenita, según los resultados de XRD, y ferrita de acuerdo con las micrográficas de OM); un cambio nulo de longitud durante el tratamiento isotérmico a 450 °C, señalando que no hay transformación de fase alguna en esta etapa del tratamiento térmico y una expansión que se interrumpe durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente, que marca la transformación parcial de la austenita, generada durante el recocido intercrítico, en martensita.

Para todos los tratamientos térmicos se observa que en los primeros dos minutos de recocido intercrítico ocurre prácticamente toda la contracción de las muestras, tiempo en el cual se debió formar la mayor cantidad de austenita posible. El tiempo restante debió favorecer el enriquecimiento de carbono en la austenita, así como la generación de ferrita, ya que en el rango intercrítico coexisten ambas fases ( $\alpha$  y  $\gamma$ ). No observar cambios de longitud durante el tratamiento isotérmico indica que no se formaron carburos en esta etapa, lo cual confirma que el recocido intercrítico, aunado al efecto del Al y Si (que retardan la formación de cementita), favorecen el enriquecimiento de carbono en la austenita y su estabilización en esta etapa.

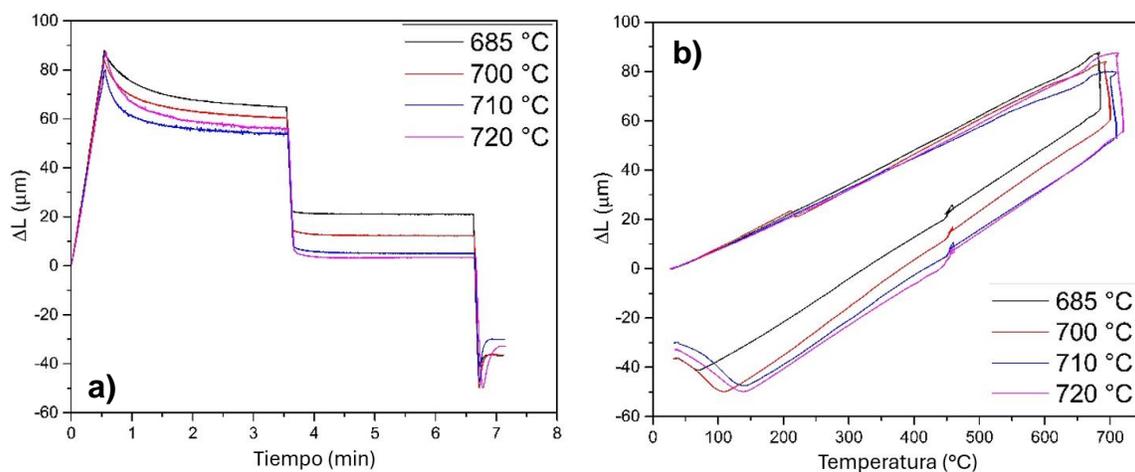


Figura 57. Cambio de longitud ( $\Delta L$ ) en función de: a) tiempo y b) temperatura, en muestras con 3 min de IA.

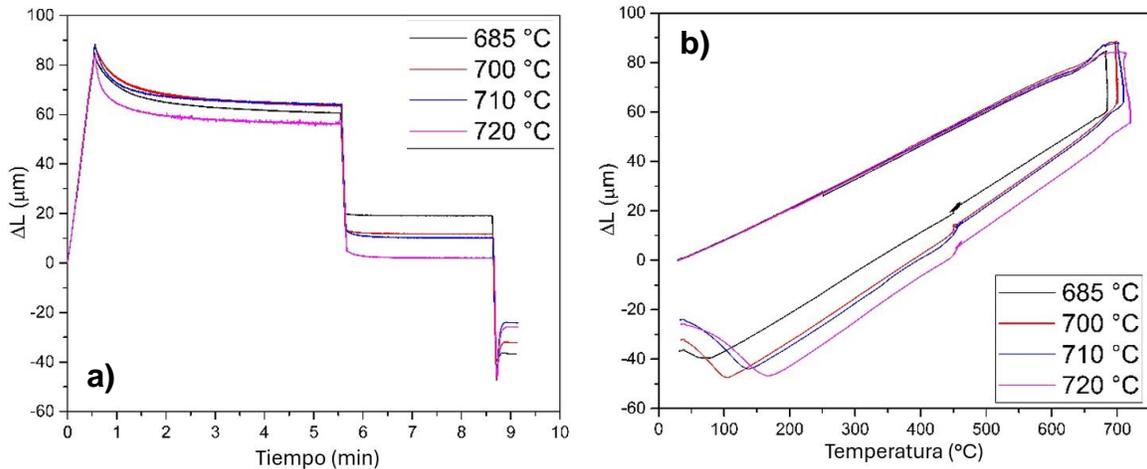


Figura 58. Cambio de longitud ( $\Delta L$ ) en función de: a) tiempo y b) temperatura, en muestras con 5 min de IA.

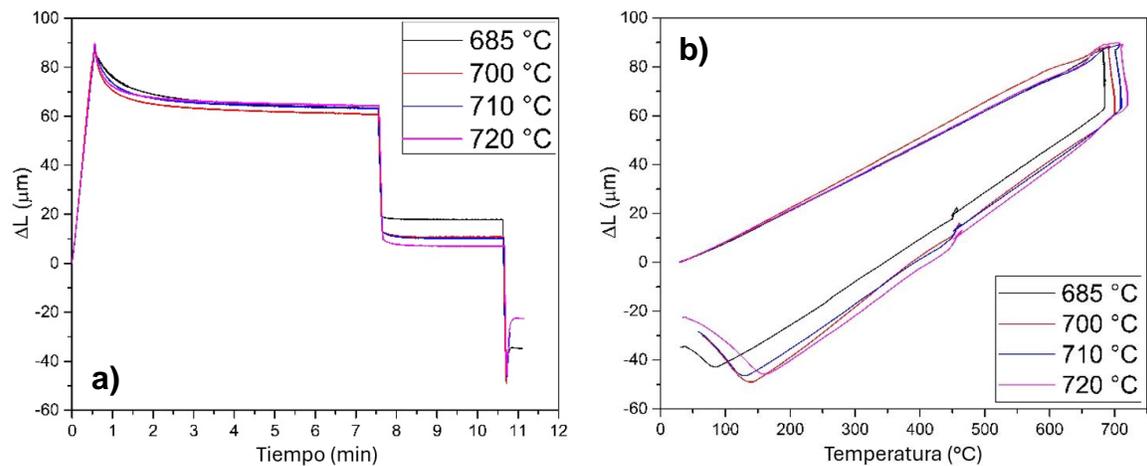


Figura 59. Cambio de longitud ( $\Delta L$ ) en función de: a) tiempo y b) temperatura, en muestras con 7 min de IA.

Finalmente, aunque la transformación de fase de austenita a martensita ocurrió durante los últimos segundos de los tratamientos térmicos, dicha transformación fue parcial ya que, como se observa en las gráficas de  $\Delta L$  contra T, al llegar a temperatura ambiente la transformación se detuvo. Debido a que la transformación martensítica es displaciva, su formación depende directamente de la disminución de la temperatura. Por lo tanto, aunque el tiempo disponible para su formación fue corto, la reducción de la temperatura durante el enfriamiento es el factor más importante para su formación. Esta observación se confirma con los resultados

obtenidos mediante XRD, los cuales muestran la obtención de cantidades considerables de austenita retenida.

Al analizar las gráficas  $\Delta L$  contra T, (Figuras 57b, 58b y 59b), se observa que algunas muestras (IA a 700 °C por 3 min, IA a 710 °C por 3 min, IA a 685 °C por 5 min e IA a 720 °C por 7 min) mostraron ligeros cambios de longitud durante el calentamiento a temperaturas menores que 300 °C. Considerando que, a estas temperaturas no ocurre ninguna transformación de fase, es posible que dichos cambios estén relacionados con ligeros movimientos de las muestras durante las pruebas.

En todas las muestras se presenta una contracción a la temperatura de recocido intercrítico, indicando la transformación de la fase martensita hacia otra de menor volumen. Durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente, en todas las muestras aparece una transformación parcial de  $\gamma \rightarrow \alpha'$ , la cual podría ser la transformación de la austenita sin estabilizar en martensita épsilon:  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ . También, destaca el desplazamiento de la temperatura del inicio de la transformación martensítica,  $M_s$ . Paralelamente, el hecho de que no se presenta  $M_f$ , confirma la presencia de austenita retenida a temperatura ambiente (tal como se vio en los patrones de XRD).

Con base en los resultados obtenidos mediante difracción de rayos X, microscopía óptica, difracción de electrones retrodispersados y dilatometría, puede establecerse la secuencia de transformaciones de fase siguiente:  $\alpha'$ (inicial)  $\rightarrow \alpha' + \gamma + \alpha$  (recocido intercrítico)  $\rightarrow \alpha' + \gamma + \alpha$  (tratamiento isotérmico)  $\rightarrow \alpha' + \gamma + \varepsilon + \alpha$  (enfriamiento hasta temperatura ambiente)  $\rightarrow \alpha' + \gamma + \varepsilon + \alpha$  (productos de la transformación). El hecho de que se haya producido martensita al final de los tratamientos térmicos indica que no toda la austenita obtenida durante el recocido intercrítico era completamente estable. Es decir, algo de la austenita formada durante el IA se puede retener a temperatura ambiente pero otra parte transforma a martensita.

La martensita épsilon (mostrado en los patrones de XRD) no se reportó en trabajos previos con contenidos de manganeso similares, como en el trabajo de Díaz y cols. [25]. Sin embargo, Liu y cols. [54] estudiaron el efecto de la temperatura de recocido

intercrítico en la microestructura de un acero de medio manganeso con bajo contenido de carbono (0.02 %C – 7.00 %Mn) y encontraron que la fase martensita  $\epsilon$  aparece a partir del enfriamiento en aire de un acero que fue sometido a un recocido intercrítico. Un menor contenido de carbono y manganeso en comparación con el acero de Díaz y cols. [25] podría ser la razón principal por la que en este trabajo de investigación se obtuvo una pequeña cantidad de martensita  $\epsilon$  en la microestructura final. Aun así, los resultados obtenidos mediante EBSD y difracción de rayos X demuestran que, bajo ciertas condiciones de tratamiento térmico, la microestructura del acero está constituida principalmente por una mezcla de austenita y martensita, obteniendo en algunos casos hasta 47 % en volumen de austenita, junto con pequeñas cantidades de martensita  $\epsilon$  y ferrita.

### **3.5 Efecto de los tratamientos térmicos en las propiedades mecánicas del acero**

#### **3.5.1 Cambios en microdureza**

Los resultados de las mediciones de microdureza de todas las muestras se presentan en la Tabla 19, en la cual D. E. corresponde a la desviación estándar y C. V. al coeficiente de variación de las mediciones de microdureza. La tendencia de los valores de microdureza resultantes fueron consistentes con los porcentajes de austenita retenida obtenidos mediante XRD, lo cual comprueba el efecto favorable de los tratamientos térmicos en la mejora de la resistencia mecánica del acero.

Tal como se muestra en la Figura 60, los valores de microdureza sufren una disminución gradual hasta llegar a una temperatura de recocido intercrítico de 710 °C, temperatura a la cual se obtuvo el mayor porcentaje de austenita retenida. Posteriormente, a temperaturas mayores, esta propiedad muestra un incremento, alcanzando valores incluso mayores que los de la muestra de referencia (hasta 458 HV). Este aumento en la microdureza es consistente con la formación de martensita y la disminución de austenita durante el enfriamiento final.

Tabla 19. Resultados de las mediciones de microdureza.

Muestra	Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Máximo (HV)	Mínimo (HV)	Promedio (HV)	D. E. (HV)	C.V.
HT0	–	–	451.451	422.682	438.490	6.338	1.445
HT1	650	3	368.605	342.233	353.667	6.772	1.915
HT2	685	3	364.453	343.485	351.731	4.957	1.409
HT3	700	3	368.599	340.987	349.263	6.361	1.821
HT4	710	3	374.238	324.268	344.910	8.994	2.608
HT5	720	3	367.211	331.282	348.491	8.791	2.522
HT6	755	3	438.514	395.026	414.059	10.095	2.438
HT7	790	3	464.972	438.515	451.812	6.936	1.535
HT8	650	5	361.729	336.086	351.194	5.530	1.575
HT9	685	5	363.092	337.305	348.963	6.497	1.862
HT10	700	5	363.088	334.873	348.193	6.098	1.751
HT11	710	5	356.373	327.748	341.090	5.685	1.667
HT12	720	5	355.050	328.923	340.466	6.661	1.956
HT13	755	5	438.517	399.712	420.768	8.625	2.050
HT14	790	5	472.969	434.915	452.225	8.350	1.846
HT15	650	7	360.379	340.987	348.635	4.942	1.417
HT16	685	7	357.700	332.473	344.873	5.698	1.652
HT17	700	7	357.697	330.096	344.858	6.390	1.853
HT18	710	7	354.520	326.147	340.953	6.801	2.115
HT19	720	7	351.132	318.598	337.379	8.568	2.540
HT20	755	7	436.710	404.471	424.386	8.038	1.894
HT21	790	7	479.106	426.121	458.497	10.183	2.221

HT = Heat treatment (tratamiento térmico); 0 – 21 = número de experimento (ver Tabla 6).

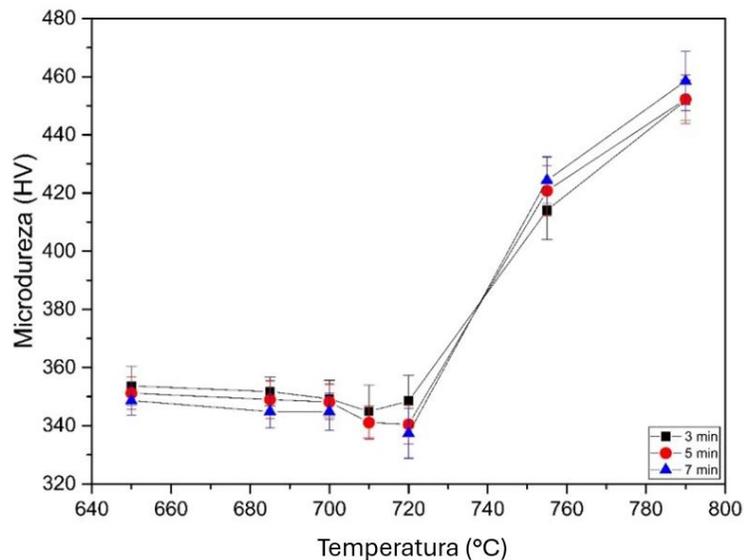


Figura 60. Valores de microdureza Vickers para todos los tratamientos térmicos.

### **3.5.2 Localización de las propiedades mecánicas en la gráfica de resistencia a la tensión contra elongación a fractura de aceros automotrices**

Dos ensayos de tensión uniaxial fueron realizados a partir de probetas de las muestras 2 y 5 (Tabla 5, sección 2.2.2), las cuales presentaron espesores de 2.43 mm y 2.03 mm con la primer laminación en caliente, y espesores finales de 1.50 mm y 1.49 mm después de la segunda laminación en caliente. Ambas muestras se sometieron a los mismos seis tratamientos térmicos, empleando recocidos intercríticos a 700 °C y 710 °C por 3 min, 5 min y 7 min.

Como se observa en las Tablas 20 y 21, los tratamientos térmicos resultaron en una mejora en el porcentaje de deformación a la fractura del acero, sacrificando el esfuerzo de cedencia y reduciendo en no más de 250 MPa la resistencia a la tensión del material.

En la Figura 61 se presentan los resultados de las Tablas 20 y 21, dentro de la gráfica de resistencia vs elongación de aceros automotrices. Los círculos representan los valores obtenidos con las probetas de la muestra 2, mientras que los triángulos corresponden a los resultados de las probetas de la muestra 5. Aquí se demuestra que, a excepción de los tratamientos térmicos 11 y 18 aplicados en probetas de la muestra 2 (recocido intercrítico a 710 °C por 5 min y 7 min, respectivamente), todos los tratamientos térmicos empleados resultaron en la obtención de aceros con propiedades mecánicas de aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación, siendo los recocidos intercríticos a 700 °C por 5 y 3 min, aplicados a la muestra 2, los que exhibieron la mejor relación de propiedades mecánicas.

La diferencia entre los valores de resistencia a la tensión y porcentaje de deformación entre las probetas obtenidas de la muestra 2 y las provenientes de la muestra 5 se pueden atribuir a las diferencias entre los porcentajes de reducción de espesor para la muestra 2 (38 %) y la muestra 5 (26 %), ya que se ha visto que el porcentaje de deformación aplicado durante la laminación en caliente afecta las propiedades mecánicas de un acero, demostrando que un mayor porcentaje de

deformación resulta en una mejoría de las propiedades mecánicas del acero [55-56].

*Tabla 20. Resultados del ensayo de tensión uniaxial de la muestra 2.*

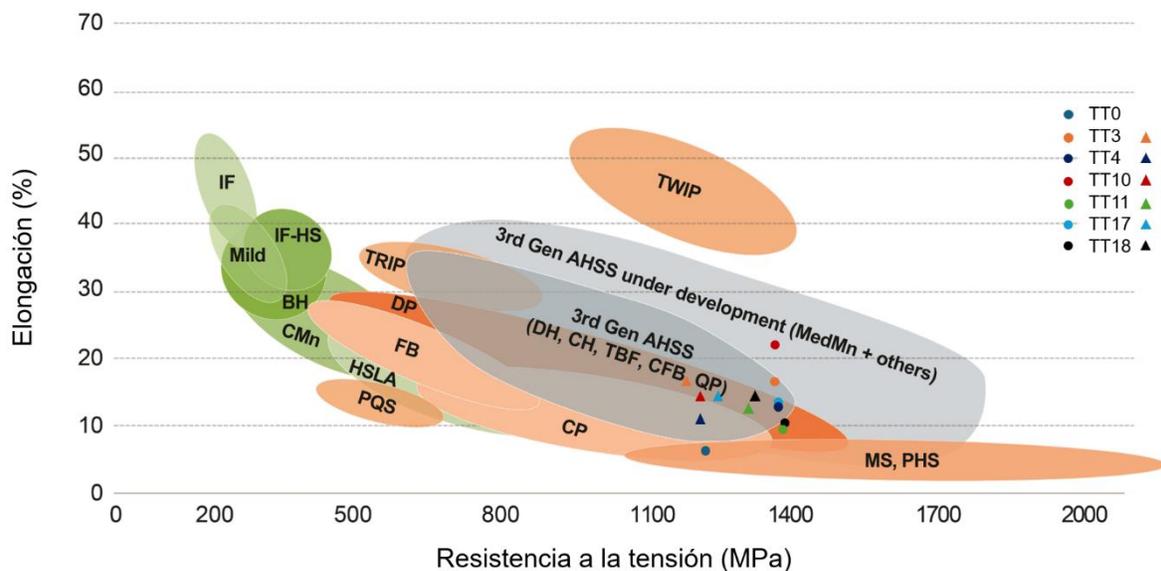
Muestra	Recocido Intercrítico		Esfuerzo de cedencia ( $\sigma_y$ ) (MPa)	Resistencia a la tensión (UTS) (MPa)	Deformación a la fractura (%)
	T (°C)	t (min)			
HT0	Referencia		1020.0	1428.6	7.5
HT3	700	3	492.5	1236.7	16.3
HT4	710	3	344.0	1275.5	12.6
HT10	700	5	420.0	1237.5	21.7
HT11	710	5	344.0	1320.0	9.4
HT17	700	7	344.0	1275.0	13.4
HT18	710	7	440.0	1340.0	10.3

*Tabla 21. Resultados del ensayo de tensión uniaxial de la muestra 5.*

Muestra	Recocido Intercrítico		Esfuerzo de cedencia ( $\sigma_y$ ) (MPa)	Resistencia a la tensión (UTS) (MPa)	Deformación a la fractura (%)
	T (°C)	t (min)			
HT0	Referencia		1020.0	1428.6	7.5
HT3	700	3	482.0	1170.0	16.5
HT4	710	3	380.0	1200.0	11.0
HT10	700	5	362.0	1200.0	14.3
HT11	710	5	384.0	1304.0	12.5
HT17	700	7	364.0	1240.0	14.3
HT18	710	7	448.0	1318.0	14.3

Resultó que la muestra 2 con HT3 (IA a 700 °C por 3 min) y HT10 (IA a 700 °C por 5 min) con contenidos de austenita retenida de 28.5 % y 21.0 % en volumen, respectivamente, fueron las que exhibieron la mejor relación de propiedades mecánicas (1236 MPa y 16.3 % de deformación para la muestra HT3; 1237 MPa y 21.7 % de deformación para la muestra HT10). Contrario a lo esperado, de las muestras mencionadas anteriormente, el tratamiento térmico que produjo la mejor combinación de propiedades mecánicas generó un 21 % de austenita retenida, valor que no fue el mayor contenido obtenido en este trabajo. Esto prueba que un mayor

contenido de austenita retenida no significa que dicha muestra posea las mejores propiedades mecánicas. Lo anterior es consistente con lo mencionado por diversos autores [16-18, 22, 48, 54], donde resaltan la importancia de la estabilidad mecánica de la austenita en la resistencia a la tensión y el porcentaje de deformación a la fractura en el desarrollo de un acero, la cual se relaciona con la morfología, tamaño y composición química de dicha fase. Esto se puede observar en la Figura 52c (tratamiento térmico con IA a 700 °C por 5 min), donde se obtuvo la presencia de austenita de mayor tamaño en comparación con los producidos por otras condiciones de recocido intercrítico.



*Figura 61. Ubicación de las propiedades mecánicas obtenidas en el acero experimental con los diferentes tratamientos térmicos dentro de la gráfica de resistencia a la tensión contra elongación a fractura de aceros automotrices. Círculos: muestra 2, triángulos: muestra 5 [5].*

## Conclusiones.

A partir del trabajo realizado y de los resultados obtenidos se presentan las siguientes conclusiones:

- El estudio computacional del efecto individual y combinado de los diferentes elementos de aleación sobre el comportamiento de los diagramas de transformación en enfriamiento continuo, por medio del programa computacional JMatPro®, permitió establecer una combinación de elementos de aleación para la obtención de aceros avanzados de temple y partición.
- El estudio computacional del comportamiento de diagramas de transformación en enfriamiento continuo, en conjunto con un análisis *in-situ* de las transformaciones de fase mediante dilatometría, permitió desarrollar aceros de temple y partición con propiedades mecánicas que permiten clasificar al material como un acero avanzado de alta resistencia de tercera generación. Estos aceros pudieron obtenerse mediante tratamientos térmicos similares a los empleados en líneas de recocido continuo.
- Por medio de difracción de rayos X y técnicas de microscopía fue posible investigar los efectos de la temperatura y tiempo de recocido sobre la microestructura y las propiedades mecánicas del acero experimental, mostrando que existe una combinación de estas variables que permite obtener hasta un 47 % de austenita retenida en el acero (710 °C por 5 min). Además de mostrar la presencia de martensita y austenita retenida en el acero, se comprobó la presencia de pequeñas cantidades de ferrita y martensita épsilon.
- A partir del estudio *in-situ* de las transformaciones de fase y de la evolución de la microestructura, se confirmó la formación de austenita, además de su posterior transformación parcial en martensita en la última etapa de los tratamientos térmicos. El mecanismo de las transformaciones de fase que ocurren en el acero durante los tratamientos térmicos es:  $\alpha'$  (inicial)  $\rightarrow \alpha' + \gamma + \alpha$  (recocido intercrítico)  $\rightarrow \alpha' + \gamma + \alpha$  (tratamiento isotérmico)  $\rightarrow \alpha' + \gamma + \varepsilon + \alpha$  (enfriamiento hasta temperatura ambiente)  $\rightarrow \alpha' + \gamma + \varepsilon + \alpha$  (productos de la transformación).

- Determinando las propiedades mecánicas del acero experimental, a partir del ensayo de tensión uniaxial, se comprobó que aplicar tratamientos térmicos similares a una línea de recocido continuo al acero experimental resultan en una mejora de sus propiedades mecánicas, haciendo que éstos se puedan clasificar dentro de los aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación, siendo 1237 MPa de resistencia a la tensión, con 21.7 % de deformación, la mejor combinación de resistencia a la tensión y porcentaje de elongación obtenidos con un recocido intercrítico de 700 °C durante 5 min.
- Con todo lo anterior, se demostró que aplicar tratamientos térmicos que simulan líneas de recocido continuo a un acero experimental, consistentes de un recocido intercrítico seguido de un tratamiento isotérmico a una menor temperatura, cuya duración total no sobrepasa los 12 min, permitió pasar de un acero con microestructura martensítica a uno con una mezcla de martensita, austenita retenida, y pequeñas cantidades de ferrita, cuya combinación genera propiedades mecánicas de resistencia a la tensión y porcentaje de elongación correspondientes a los de aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación.

## Referencias.

- [1] "ONU-Habitat - Contaminación, automóviles y calidad del aire." Accessed: Mar. 07, 2023. [Online]. Available: <https://onuhabitat.org.mx/index.php/contaminacion-automoviles-y-calidad-del-aire>
- [2] A. L. Robinson, A. I. Taub, and G. A. Keoleian, "Fuel efficiency drives the auto industry to reduce vehicle weight," *MRS Bull*, vol. 44, no. 12, pp. 920–922, Dec. 2019, doi: 10.1557/MRS.2019.298/TABLES/1.
- [3] "Automotive - worldsteel.org." Accessed: Nov. 19, 2023. [Online]. Available: <https://worldsteel.org/steel-topics/steel-markets/automotive/>
- [4] Yuqing Weng, Han Dong, and Yong Gan, *Advanced Steels*. Springer Berlin Heidelberg, 2011. doi: 10.1007/978-3-642-17665-4.
- [5] "Defining Steels - AHSS Guidelines." Accessed: Mar. 07, 2023. [Online]. Available: <https://ahssinsights.org/metallurgy/defining-steels/>
- [6] J. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman, and J. G. Schroth, "Carbon partitioning into austenite after martensite transformation," *Acta Mater*, vol. 51, no. 9, pp. 2611–2622, May 2003, doi: 10.1016/S1359-6454(03)00059-4.
- [7] M. J. Santofimia, L. Zhao, and J. Sietsma, "Overview of mechanisms involved during the quenching and partitioning process in steels," *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 42, no. 12, pp. 3620–3626, Dec. 2011, doi: 10.1007/S11661-011-0706-Z/FIGURES/6.
- [8] N. Fonstein, *Advanced high strength sheet steels: Physical metallurgy, design, processing, and properties*. Springer International Publishing, 2015. doi: 10.1007/978-3-319-19165-2/COVER.
- [9] B. Y. Navarrete Pino *et al.*, "Using Intercritical CCT Diagrams and Multiple Linear Regression for the Development of Low-Alloyed Advanced High-Strength Steels," *Metals 2021, Vol. 11, Page 1768*, vol. 11, no. 11, p. 1768, Nov. 2021, doi: 10.3390/MET11111768.
- [10] K. Bräutigam-Matus, G. Altamirano, A. Salinas, A. Flores, and F. Goodwin, "Experimental Determination of Continuous Cooling Transformation (CCT) Diagrams for Dual-Phase Steels from the Intercritical Temperature Range," *Metals 2018, Vol. 8, Page 674*, vol. 8, no. 9, p. 674, Aug. 2018, doi: 10.3390/MET8090674.
- [11] L. Espinosa *et al.*, "Effect of chemical composition and isothermal treatment time on the microstructure and mechanical properties of high-strength carbide-free bainitic steel," *Mater Lett*, vol. 349, p. 134757, Oct. 2023, doi: 10.1016/J.MATLET.2023.134757.
- [12] "QP Archives - AHSS Guidelines." Accessed: Mar. 08, 2023. [Online]. Available: <https://ahssinsights.org/tag/qp/>
- [13] M. Cai, H. Huang, X. Zuo, H. Ding, and N. Stanford, "Enhanced strength-ductility of medium Mn steel by quenching, partitioning and tempering," <https://doi.org/10.1080/02670836.2020.1719305>, vol. 36, no. 5, pp. 584–597, Mar. 2020, doi: 10.1080/02670836.2020.1719305.
- [14] W. Xu *et al.*, "The Fabrication of Ultrahigh-Strength Steel with a Nanolath Structure via Quenching–Partitioning–Tempering," *Materials 2024, Vol. 17, Page 1161*, vol. 17, no. 5, p. 1161, Mar. 2024, doi: 10.3390/MA17051161.

- [15] J. Zhang *et al.*, “Revealing carbide precipitation effects and their mechanisms during quenching-partitioning-tempering of a high carbon steel: Experiments and Modeling,” *Acta Mater*, vol. 217, p. 117176, Sep. 2021, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2021.117176.
- [16] H. L. Cai, P. Chen, J. K. Oh, Y. R. Cho, D. Wu, and H. L. Yi, “Quenching and flash-partitioning enables austenite stabilization during press-hardening processing,” *Scr Mater*, vol. 178, pp. 77–81, Mar. 2020, doi: 10.1016/J.SCRIPTAMAT.2019.10.047.
- [17] G. Liu, T. Li, Z. Yang, C. Zhang, J. Li, and H. Chen, “On the role of chemical heterogeneity in phase transformations and mechanical behavior of flash annealed quenching & partitioning steels,” *Acta Mater*, vol. 201, pp. 266–277, Dec. 2020, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2020.10.007.
- [18] T. Li, S. Yan, and X. Liu, “Investigation of metastable austenite in Q&P steels and medium Mn steels through deep-cryogenic treatment,” *Mater Lett*, vol. 290, p. 129491, May 2021, doi: 10.1016/J.MATLET.2021.129491.
- [19] J. G. Speer, E. De Moor, and A. J. Clarke, “Critical Assessment 7: Quenching and partitioning,” <http://dx.doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000628>, vol. 31, no. 1, pp. 3–9, Jan. 2014, doi: 10.1179/1743284714Y.0000000628.
- [20] H. R. Ghazvinloo, A. Honarbakhsh-Raouf, and E. Borhani, “Morphological Characteristics of Retained Austenite in 0.362C–1.38Si–1.24Mn Steel Processed by One-Step Quenching and Partitioning,” *Metallurgist*, vol. 60, no. 7–8, pp. 758–764, Nov. 2016, doi: 10.1007/S11015-016-0363-Y/FIGURES/6.
- [21] X. Tan, Y. Xu, X. Yang, and D. Wu, “Microstructure–properties relationship in a one-step quenched and partitioned steel,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 589, pp. 101–111, Jan. 2014, doi: 10.1016/J.MSEA.2013.09.063.
- [22] A. Zinsaz-Borujerdi *et al.*, “Room temperature mechanical properties and microstructure of a low alloyed TRIP-assisted steel subjected to one-step and two-step quenching and partitioning process,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 725, pp. 341–349, May 2018, doi: 10.1016/J.MSEA.2018.04.042.
- [23] G. K. Bansal *et al.*, “Evolution of Microstructure in a Low-Si Micro-alloyed Steel Processed Through One-Step Quenching and Partitioning,” *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 50, no. 2, pp. 547–555, Feb. 2019, doi: 10.1007/S11661-018-5039-8/FIGURES/10.
- [24] H. Y. Li, X. W. Lu, W. J. Li, and X. J. Jin, “Microstructure and mechanical properties of an Ultrahigh-Strength 40SiMnNiCr steel during the one-step quenching and partitioning process,” *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 41, no. 5, pp. 1284–1300, May 2010, doi: 10.1007/S11661-010-0184-8/TABLES/4.
- [25] C. A. Díaz Castro, E. J. Gutiérrez Castañeda, and R. Saldaña Garcés, “Desarrollo de un acero de medio Mn de tercera generación y estudio de su soldabilidad mediante el proceso de soldadura de puntos por resistencia,” Universidad Autónoma de San Luis Potosí, San Luis Potosí, 2023.
- [26] ASM HANDBOOK, “Volume 4A, Steel Heat Treating Fundamentals and Processes J,” *Dossett and GE Totten, editors, Introduction to Surface Hardening of Steels*, vol. 4A, p. 784, 2013, Accessed: Nov. 08, 2023. [Online].

- Available: [https://www.asminternational.org/asm-handbook-volume-4a-steel-heat-treating-fundamentals-and-processes/results-/journal\\_content/56/05344G/PUBLICATION/](https://www.asminternational.org/asm-handbook-volume-4a-steel-heat-treating-fundamentals-and-processes/results-/journal_content/56/05344G/PUBLICATION/)
- [27] L. Wang and J. G. Speer, "Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment," *Metallography, Microstructure, and Analysis* 2013 2:4, vol. 2, no. 4, pp. 268–281, Jul. 2013, doi: 10.1007/S13632-013-0082-8.
- [28] S. Kumar, "Quenching and partitioning (Q&P) process: a critical review of the competing reactions," <https://doi.org/10.1080/02670836.2022.2062646>, vol. 38, no. 11, pp. 663–675, 2022, doi: 10.1080/02670836.2022.2062646.
- [29] M. Arribas *et al.*, "Characterization of a Medium Mn-Ni Steel Q&P Treated by a High Partitioning Temperature Cycle," *Metals* 2022, Vol. 12, Page 483, vol. 12, no. 3, p. 483, Mar. 2022, doi: 10.3390/MET12030483.
- [30] S. Yan, X. Liu, T. Liang, J. Chen, and Y. Zhao, "Effect of Micro-Alloying Elements on Microstructure and Mechanical Properties in C–Mn–Si Quenching and Partitioning (Q&P) Steels," *Steel Res Int*, vol. 90, no. 1, p. 1800257, Jan. 2019, doi: 10.1002/SRIN.201800257.
- [31] D. Herring, *Industrial Heating : 2018 Heat Treating*. Accessed: Sep. 04, 2023. [Online]. Available: [https://digital.bnppmedia.com/publication/?i=497057&oly\\_enc\\_id=?oly\\_enc\\_id=](https://digital.bnppmedia.com/publication/?i=497057&oly_enc_id=?oly_enc_id=)
- [32] "IV. PRINCIPIOS GENERALES DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS ACEROS." Accessed: Sep. 04, 2023. [Online]. Available: [https://www.frro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5\\_anio/metalografia/4-PRINCIPIOS\\_GENERALES\\_DE\\_LOS\\_TT\\_v2.pdf](https://www.frro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5_anio/metalografia/4-PRINCIPIOS_GENERALES_DE_LOS_TT_v2.pdf)
- [33] "Software de simulación - JMATPRO® - Sente Software Ltd. - de cálculos / para la aeronáutica." Accessed: Nov. 08, 2023. [Online]. Available: <https://www.aeroexpo.online/es/prod/sente-software-ltd/product-185010-32043.html>
- [34] N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A. P. Miodownik, and J. P. Schillé, "Using JMatPro to model materials properties and behavior," *JOM*, vol. 55, no. 12, pp. 60–65, 2003, doi: 10.1007/S11837-003-0013-2/METRICS.
- [35] Z. Guo, N. Saunders, P. Miodownik, and J. P. Schille, "Modelling phase transformations and material properties critical to the prediction of distortion during the heat treatment of steels," *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, vol. 4, no. 2, pp. 187–195, 2009, doi: 10.1504/IJMMP.2009.028632.
- [36] J. S. KIRKALDY, "Diffusion-controlled phase transformations in steels. Theory and applications," *Scandinavian journal of metallurgy*, vol. 20, no. 1, pp. 50–61, 1991.
- [37] N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A. Miodownik, and J. Schillé, "The Calculation of TTT and CCT diagrams for General Steels," 2004.
- [38] J.S. Kirkaldy, B.A. Thomson, and E.A. Baganis, "Hardenability Concepts with Applications to Steel," Chicago: Metallurgical Society of AIME, 1978.
- [39] Z. C., "Kinetics of the decomposition of austenite," *Trans. AIME*, vol. 167, pp. 550–595, 1946, Accessed: Oct. 30, 2024. [Online]. Available: <https://cir.nii.ac.jp/crid/1571980074062478336>

- [40] T. Murakami and S. Nanba, "The role of interfacial energy during solid-state phase transformations," *Jernkontorets Annaler*, vol. 141, no. 2, pp. 757–789, 1957, doi: 10.2207/JJWS.81.96.
- [41] Hiroaki Okamoto, "ASM handbook volume 3: Alloy phase diagrams," *ASM Handbook*, pp. 514–515, 2016.
- [42] J. Jeon, N. Seo, J. G. Jung, H. S. Kim, S. B. Son, and S. J. Lee, "Prediction and mechanism explain of austenite-grain growth during reheating of alloy steel using XAI," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 21, pp. 1408–1418, Nov. 2022, doi: 10.1016/J.JMRT.2022.09.119.
- [43] "(PDF) Improving the performance of continuous annealing furnaces by model predictive control." Accessed: Nov. 25, 2024. [Online]. Available: [https://www.researchgate.net/publication/276853812\\_Improving\\_the\\_performance\\_of\\_continuous\\_annealing\\_furnaces\\_by\\_model\\_predictive\\_control](https://www.researchgate.net/publication/276853812_Improving_the_performance_of_continuous_annealing_furnaces_by_model_predictive_control)
- [44] H. Luo, J. Shi, C. Wang, W. Cao, X. Sun, and H. Dong, "Experimental and numerical analysis on formation of stable austenite during the intercritical annealing of 5Mn steel," *Acta Mater*, vol. 59, no. 10, pp. 4002–4014, Jun. 2011, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2011.03.025.
- [45] R. Wei, M. Enomoto, R. Hadian, H. S. Zurob, and G. R. Purdy, "Growth of austenite from as-quenched martensite during intercritical annealing in an Fe–0.1C–3Mn–1.5Si alloy," *Acta Mater*, vol. 61, no. 2, pp. 697–707, Jan. 2013, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2012.10.019.
- [46] J. Han, S. J. Lee, J. G. Jung, and Y. K. Lee, "The effects of the initial martensite microstructure on the microstructure and tensile properties of intercritically annealed Fe–9Mn–0.05C steel," *Acta Mater*, vol. 78, pp. 369–377, Oct. 2014, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2014.07.005.
- [47] J. J. Mueller *et al.*, "Austenite formation and cementite dissolution during intercritical annealing of a medium-manganese steel from a martensitic condition," *Mater Des*, vol. 203, p. 109598, May 2021, doi: 10.1016/J.MATDES.2021.109598.
- [48] A. Mehrabi, H. Zurob, I. E. Benrabah, and J. R. McDermid, "Austenite formation in a medium-Mn steel during intercritical annealing via in situ high-energy X-ray diffraction," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 30, pp. 2158–2167, May 2024, doi: 10.1016/J.JMRT.2024.03.241.
- [49] S. Van der Zwaag, "Kinetics of phase transformations in steels," *Phase Transformations in Steels*, vol. 1, pp. 126–156, Jan. 2012, doi: 10.1533/9780857096104.1.126.
- [50] D. U. . Furrer and S. Lee. Semiatin, "ASM handbook. Volume 22A, Fundamentals of modeling for metals processing," p. 734, 2009, Accessed: Sep. 17, 2024. [Online]. Available: [https://www.asminternational.org/asm-handbook-volume-22a-fundamentals-of-modeling-for-metals-processing/results/-/journal\\_content/56/05215G/PUBLICATION/](https://www.asminternational.org/asm-handbook-volume-22a-fundamentals-of-modeling-for-metals-processing/results/-/journal_content/56/05215G/PUBLICATION/)
- [51] "Electron backscatter diffraction - EBSD | Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH." Accessed: Sep. 17, 2024. [Online]. Available: <https://www.mpie.de/3077954/EBSD>
- [52] R. Aloysius. Flinn and P. K. . Trojan, "Engineering materials and their applications," p. 742, 1986, Accessed: Nov. 25, 2024. [Online]. Available:

[https://books.google.com/books/about/Engineering\\_Materials\\_and\\_Their\\_Application.html?hl=es&id=aptRAAAAMAAJ](https://books.google.com/books/about/Engineering_Materials_and_Their_Application.html?hl=es&id=aptRAAAAMAAJ)

- [53] G. Su *et al.*, “Intercritical tempering enables nanoscale austenite/ $\epsilon$ -martensite formation in low-C medium-Mn steel: A pathway to control mechanical properties,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 736, pp. 417–430, Oct. 2018, doi: 10.1016/J.MSEA.2018.08.082.
- [54] G. Liu *et al.*, “Effect of intercritical annealing temperature on multiphase microstructure evolution in ultra-low carbon medium manganese steel,” *Materials Characterization*, vol. 173, p. 110920, Mar. 2021, doi: 10.1016/J.MATCHAR.2021.110920.
- [55] H. S. Kim *et al.*, “EFFECTS OF HOT ROLLING REDUCTION ON MICROSTRUCTURAL EVOLUTION AND MECHANICAL PROPERTIES OF 1.25CR-1MO-0.5V-0.3C STEEL FOR HIGH-SPEED RAIL BRAKE DISCS,” *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 69, no. 1, pp. 113–116, 2024, doi: 10.24425/AMM.2024.147797.
- [56] B. B. Singh, K. S. Kumar, V. Madhu, and R. A. Kumar, “Effect of Hot Rolling on Mechanical Properties and Ballistic Performance of High Nitrogen Steel,” *Procedia Engineering*, vol. 173, pp. 926–933, Jan. 2017, doi: 10.1016/J.PROENG.2016.12.144.