



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

**CAMBIOS DE FASE EN ACEROS CON TRANSFORMACIÓN
INDUCIDA POR PLASTICIDAD BAJO CONDICIONES QUE
SIMULAN LÍNEAS DE RECOCIDO Y GALVANIZADO CONTINUO**

TESIS

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

Presenta:

Ing. Arturo López Martínez

Asesor: Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda

San Luis Potosí, S. L. P.

Enero de 2018





UASLP
Universidad Autónoma
de San Luis Potosí



FACULTAD DE
INGENIERÍA



CENTRO DE
**INVESTIGACIÓN
Y ESTUDIOS
DE POSGRADO**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE SAN LUIS POTOSÍ

FACULTAD DE INGENIERÍA

Área de Investigación y Estudios de Posgrado

Aclaración

El presente trabajo que lleva por título:

CAMBIOS DE FASE EN ACEROS CON TRANSFORMACIÓN INDUCIDA POR PLASTICIDAD BAJO CONDICIONES QUE SIMULAN LÍNEAS DE RECOCIDO Y GALVANIZADO CONTINUO

Se realizó en el periodo de enero de 2016 a diciembre de 2017 bajo la dirección del Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda

Originalidad

Por este medio aseguro que he realizado 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 documento y asume la responsabilidad total del mismo.

Este documento no ha sido sometido como tesis a ninguna otra institución nacional o internacional en forma parcial o total.

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

Nombre y Firma del autor

Ing. Arturo Lopez Martinez



SIMBOLOGÍA Y ABREVIATURAS

CP	Aceros de fase compleja (por sus siglas en inglés).
DP	Aceros de doble fase (por sus siglas en inglés).
TRIP	Aceros con transformación de fase inducida por plasticidad (por sus siglas en inglés).
AHSS	Aceros avanzados de alta resistencia (por sus siglas en inglés).
MART	Aceros martensíticos (por sus siglas en inglés).
IS	Aceros isotrópicos (por sus siglas en inglés).
IF	Aceros libres de intersticiales (por sus siglas en inglés).
HS-IF	Aceros libres de intersticiales de alta resistencia (por sus siglas en inglés).
MILD	Aceros de bajo carbono (por sus siglas en inglés).
BH	Aceros endurecidos por horneado (por sus siglas en inglés).
SSS	Aceros endurecidos por solución sólida (por sus siglas en inglés).
HSLA	Aceros de alta resistencia y baja aleación (por sus siglas en inglés).
HSS	Aceros de alta resistencia (por sus siglas en inglés).
PM	Aceros parcialmente martensíticos (por sus siglas en inglés).
HMS	Aceros con alto contenido de manganeso (por sus siglas en inglés).
α	Fase ferrita en el acero con estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (BCC, por sus siglas en inglés).
γ	Fase austenita en el acero con estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC, por sus siglas en inglés).
α'	Fase martensita en el acero con estructura cristalina tetragonal centrado en el cuerpo (BCT, por sus siglas en inglés).
α_B	Microconstituyente metaestable del acero (bainita) consistente de un agregado de placas ferrita y partículas de cementita.
Fe_3C	Constituyente del acero o carburo de hierro formado en el sistema Fe- Fe_3C con estructura cristalina ortorrómbica.
γ_R	Austenita retenida a temperatura ambiente.
TIB	Tratamiento isotérmico bainítico.



Ac₁	Temperatura crítica de transformación de fase en calentamiento continuo a partir de la cual comienza a formarse la austenita.
Ac₃	Temperatura crítica de transformación de fase en calentamiento continuo a partir de la cual la fase estable es la austenita.
M_s	Temperatura de inicio de la transformación martensítica.
M_f	Temperatura del fin de la transformación martensítica.
IQ	Patrones de calidad de imagen (por sus siglas en inglés).
YS	Resistencia a la cedencia (por sus siglas en inglés).
TS	Resistencia a la tensión (por sus siglas en inglés).
ms	Milisegundos.
f_v	Fracción de la fase austenita.
ΔL	Cambio de longitud en la probeta.
TTT	Diagramas tiempo-temperatura-transformación.
CCT	Diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo.
TCP	Fases topológicamente compactas.



TABLA DE CONTENIDO

Introducción	16
1. Procesamiento y cambios de fase en aceros con transformación inducida por plasticidad.....	19
1.1 Aceros AHSS.....	19
1.1.1 Aceros TRIP	21
1.1.2 Efectos de los elementos de aleación en aceros multifásicos	23
1.1.3 Elementos alfégenos y gammágenos	27
1.1.4 Fabricación de aceros TRIP.....	30
1.1.5 Efecto de la composición química sobre la cinética de las transformaciones de fase: diagramas TTT y CCT.....	34
2. Metodología empleada para la fabricación de un acero con transformación inducida por plasticidad y el estudio in-situ de los cambios de fase durante los tratamientos térmicos.....	38
2.1 Simulación computacional	40
2.2 Fabricación y procesamiento del acero a escala laboratorio	40
2.3 Determinación de los parámetros de control del ciclo térmico.....	43
2.4 Técnicas de caracterización.....	47
2.4.1 Composición química.....	47
2.4.2 Caracterización microestructural y cuantificación de fases	49
2.4.3 Propiedades mecánicas.....	51
2.4.3.1 Microdureza	51
2.4.3.2 Ensayos de tensión uniaxial.....	52



3. Resultados y discusión de los cambios en la microestructura y en las propiedades mecánicas ocasionados por los tratamientos térmicos.....	54
3.1 Diseño de la composición química para la obtención del acero TRIP.	54
3.2 Estudio de las transformaciones de fase mediante análisis dilatométrico	69
3.2.1 Recocido intercrítico	70
3.2.2 Enfriamiento continuo	75
3.2.3 Tratamiento isotérmico bainítico	79
3.3 Microestructura y propiedades mecánicas resultantes de los ciclos térmicos	85
3.3.1 Microestructura	85
3.3.2 Propiedades mecánicas.....	87
3.3.2.1 Microdureza	87
3.3.2.2 Ensayos de tensión uniaxial.....	89
Conclusiones	91
Referencias.....	93



ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Relación entre la ductilidad y la resistencia a la tensión para diferentes aceros de grado automotriz [13].	20
Figura 2. Diagrama esfuerzo ingenieril vs deformación ingenieril que muestra las propiedades superiores de un acero TRIP [13].	22
Figura 3. Efecto de los elementos de aleación en el hierro [20].	27
Figura 4. Efecto de los elementos de aleación sobre el comportamiento de las transformaciones de fase en aceros TRIP [15].	28
Figura 5. Efecto del niobio sobre las características metalúrgicas durante el procesamiento de aceros TRIP laminados en frío [15].	29
Figura 6. Representación esquemática de un ciclo térmico requerido para la fabricación de láminas de aceros TRIP producidas mediante recocido y galvanizado continuo [5].	31
Figura 7. Obtención de la microestructura requerida en un acero TRIP durante el ciclo de recocido y galvanizado continuo: 1) recocido intercrítico, 2) enfriamiento y 3) galvanizado. Ferrita (α), austenita (γ), bainita (α_B) y austenita retenida (γ_R) [5].	32
Figura 8. Diagrama esquemático de la evolución microestructural en los aceros TRIP durante la transformación bainítica [21].	33
Figura 9. Diagrama CCT de aceros reportados en literatura a) Van Slycken, Joost [16], b) Mingya Zhang [27] y c) Ildong Choi [28].	37
Figura 10. Diagrama de flujo de la metodología empleada para el desarrollo del proyecto.	39
Figura 11. Horno de inducción Power-Trak 35-96.	41
Figura 12. Lingote obtenido mediante fusión y colada.	42
Figura 13. a) Molino de laminación HILLE HELICON MK4, b) acero laminado en caliente hasta 3 mm c) y laminado en frío hasta 1.2 mm.	42
Figura 14. Equipo utilizado para los tratamientos térmicos: a) dilatómetro Linseis Rita L78, b) probetas para estudio de transformaciones de fase y c) probetas para ensayos de tensión uniaxial.	43
Figura 15. Determinación de las temperaturas críticas de transformación de fase, a) Ac_1 y Ac_3 , y b) M_s y M_f , en calentamiento y enfriamiento continuo, respectivamente.	44



Figura 16. Ciclo térmico a diferentes velocidades de enfriamiento para estudiar la transformación de austenita en enfriamiento continuo.	46
Figura 17. Representación esquemática de los ciclos térmicos que se utilizaron para la fabricación de láminas de aceros TRIP.	46
Figura 18. Determinador simultáneo de C y S marca Leco modelo CS 230.	48
Figura 19. Espectrofotómetro de emisión óptica por chispa marca Spectro modelo LabS.	48
Figura 20. Microscopio Olympus GX51.	49
Figura 21. Cuantificación de fases mediante análisis de imágenes con el programa Stream Essentials.	50
Figura 22. Microdurómetro semiautomático Shimadzu HMV-G.	51
Figura 23. Probeta de acero utilizada para ensayos de tensión uniaxial: a) sin y b) con extensómetro MTS.	52
Figura 24. Curva esfuerzo vs deformación ingenieril obtenida experimentalmente de acuerdo a la norma ASTM E-8 con uso de extensómetro. La probeta utilizada para esta prueba fue sometida a ciclo de recocido a 800°C, 15 s y tratamiento isotérmico a 450°C, 10 s.	53
Figura 25. Diagrama CCT de un acero AISI 1005 obtenido mediante simulación con JMatPro.	54
Figura 26. Diagramas CCT que muestran el efecto del aluminio (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.3%Al, b) 0.5%Al y c) 0.7%Al.	57
Figura 27. Diagramas CCT que muestran el efecto del silicio (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.3%Si, b) 0.6%Si y c) 0.9%Si.	57
Figura 28. Diagramas CCT que muestran el efecto del carbono (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.1%C, b) 0.15%C y c) 0.2%C.	58
Figura 29. Diagramas CCT que muestran el efecto del cobre (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.1%Cu, b) 0.3%Cu y c) 0.5%Cu.	58



Figura 30. Diagramas CCT que muestran el efecto del manganeso (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 1%Mn, b) 1.5%Mn y c) 2%Mn.	59
Figura 31. Diagramas CCT que muestran el efecto del níquel (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.2%Ni, b) 0.4%Ni y c) 0.6%Ni.	59
Figura 32. Diagramas CCT que muestran el efecto del cromo (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.2%Cr, b) 0.4%Cr y c) 0.6%Cr.	60
Figura 33. Diagramas CCT que muestran el efecto del molibdeno (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.2%Mo, b) 0.4%Mo y c) 0.6%Mo.	60
Figura 34. Diagramas CCT que muestran el efecto del niobio (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.01%Nb, b) 0.03%Nb y c) 0.05%Nb.	61
Figura 35. Diagramas CCT que muestran el efecto del titanio (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.02%Ti, b) 0.04%Ti y c) 0.06%Ti.	61
Figura 36. Diagramas CCT que muestran el efecto del vanadio (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.01%V, b) 0.03%V y c) 0.05%V.	62
Figura 37. Efectos combinados de los elementos de aleación sobre el comportamiento de las transformaciones de fase en enfriamiento continuo: a) concentraciones de elementos gammágenos en el límite superior y alfégenos en el límite inferior, y b) contenidos de elementos gammágenos en el límite inferior y alfégenos en el límite superior.	64
Figura 38. Diagrama CCT calculado con el software JMatPro utilizando la composición química sugerida que se presenta en la Tabla 5.	66
Figura 39. Diagrama CCT calculado con el software JMatPro utilizando la composición química determinada del acero experimental.	68



Figura 40. Determinación de las temperaturas críticas de transformación de fase Ac_1 y Ac_3 en calentamiento y M_s y M_f en enfriamiento continuo, a partir de las curvas de dilatación.....	69
Figura 41. Determinación de la temperatura requerida para obtener 50% α + 50% γ durante el recocido intercrítico, a partir de las curvas de dilatación y la regla de la palanca.	72
Figura 42. Microestructuras del acero recocido isotérmicamente a 800°C: a) 15 s, b) 30 s, c) 60 s y d) 90 s. Las muestras fueron atacadas con reactivo Nital al 5%; la fase clara corresponde a la ferrita y la oscura a la martensita.	73
Figura 43. Curvas de dilatometría (ΔL vs temperatura) obtenidas a diferentes velocidades de enfriamiento: a) 100°C/s, b) 50°C/s, c) 30°C/s y d) 10°C/s.	76
Figura 44. Microestructuras del acero recocido a 800°C por 15 s y enfriado hasta temperatura ambiente a: a) 100°C/s, b) 50°C/s, c) 30°C/s y d) 10°C/s.....	78
Figura 45. Curvas de dilatometría (ΔL vs temperatura) obtenidas para diferentes tiempos de TIB: a) 10 s, b) 30 s, c) 60 s y d) 120 s.	80
Figura 46. Curvas de dilatación (ΔL vs tiempo) obtenidas para diferentes tiempos de TIB: a) 10s, b) 30 s, c) 60 s y d) 120 s.....	84
Figura 47. Microestructuras del acero recocido a 800°C, 15s y sometido a TIB durante: a) 10 s, b) 30 s, c) 60 s y d) 120 s.	86
Figura 48. Efecto del tiempo del tratamiento isotérmico bainítico sobre la microdureza resultante en el acero experimental.	88
Figura 49. Efecto del tiempo de TIB sobre las propiedades mecánicas.	90



ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Composición química de algunos aceros de alta resistencia [15].	24
Tabla 2. Efecto de los elementos microaleantes sobre las características microscópicas y macroscópicas en aceros [15].	26
Tabla 3. Composición química de aceros TRIP reportados en la literatura (% peso).	36
Tabla 4. Composición química nominal de un acero AISI 1005 (% en peso) [37].	54
Tabla 5. Composición química propuesta de acuerdo a las simulaciones con JMatPro (% peso).	65
Tabla 6. Composición química del acero experimental (% peso).	68
Tabla 7. Porcentaje de fases resultantes del temple a partir de un tratamiento isotérmico en la región bifásica.	74
Tabla 8. Porcentaje de fases obtenido para diferentes tiempos de tratamiento isotérmico bainítico realizado a 450°C.	87
Tabla 9. Microdureza resultante en el acero investigado en función del tiempo de TIB.	88



Agradecimientos

A mi Asesor de Tesis Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda por su apoyo, confianza, paciencia y contribuciones para el desarrollo de este trabajo.

A mis Revisores de Tesis: M.C. Rafael Eugenio Campos Cambranis, Dr. Luis Salvador Hernández Hernández y Dra. Sandra Luz Rodríguez Reyna, por el tiempo que dedicaron para la revisión minuciosa de este documento.

Al CONACYT: Por la beca otorgada para mis estudios de maestría.

A la Secretaría de Investigación y Posgrado (SIP) y a la Comisión de Investigación y Desarrollo Tecnológico (CIDT), por el Fondo de Apoyo a la Investigación (FAI) de la UASLP 2016 a través del proyecto C16-FAI-09-62.62 (260010062).

Al Centro de investigación y de Estudios Avanzados del IPN (Unidad Saltillo): En especial al Dr. Armando Salinas Rodríguez por las facilidades que se brindaron para realizar una gran parte del trabajo experimental de la Tesis. Asimismo, se agradece el apoyo del Dr. Rogelio Deaquino Lara, Dr. Francisco Botello Rionda y M.C Socorro García Guillermo.

Al personal del Instituto de Metalurgia: Rosa Lina Tovar Tovar, Antonio Alberto Torres Castillo y Alfredo Ruiz Prado, por su asistencia técnica en cada uno de los laboratorios.

Al M.C. José G. Quezada Amezcua y M.C. Sergio Pacheco Cedeño, por su apoyo para la realización de las pruebas de laminación en caliente.



Resumen

Las exigencias actuales de la industria automotriz están encaminadas a mejorar la seguridad de los pasajeros y reducir el consumo de combustible, y al mismo tiempo a reducir los costos y el impacto ambiental. Los aceros avanzados de alta resistencia como aceros con transformación inducida por plasticidad (TRIP, por sus siglas en inglés) son candidatos prometedores para satisfacer estas necesidades, debido a que permiten reducir en gran medida el peso de muchas de las partes que constituyen un automóvil.

En la fabricación de algunos componentes automotrices es deseable, además de alta resistencia mecánica y alta formabilidad, una buena soldabilidad y alta resistencia a la corrosión. Esta última se logra mediante un proceso de galvanizado que consiste en aplicar un recubrimiento protector al acero. Para la obtención de láminas de aceros avanzados de alta resistencia en líneas de recocido y galvanizado continuo, resulta necesario conocer la cinética de las transformaciones de fase.

El presente trabajo de investigación busca generar conocimiento científico que permita la obtención de un acero con transformación inducida por plasticidad bajo condiciones que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo.

La composición química del acero a investigar se diseñó a partir de simulaciones computacionales de los efectos de los elementos de aleación sobre la cinética de las transformaciones de fase con el software JMatPro. Posteriormente, el acero fue fabricado a nivel laboratorio mediante fusión y colada, y procesado mediante laminación en caliente y laminación en frío para obtener laminas delgadas de 1.2 mm de espesor, las cuales fueron sometidas a ciclos térmicos que simulan el proceso de recocido y galvanizado continuo. Los cambios de fase fueron determinados mediante dilatometría y las propiedades mecánicas fueron evaluadas mediante ensayos de tensión uniaxial.

Los resultados obtenidos muestran que es posible obtener un acero TRIP mediante recocido intercrítico a 800°C por 15 s, enfriamiento a 50°C/s hasta 450°C, mantenimiento isotérmico durante 30 s, y enfriamiento lento hasta temperatura



ambiente. Las propiedades mecánicas resultantes de este procesamiento son: TS = 1060 MPa, YS = 710 MPa y elongación a fractura = 20%. Para tiempos de tratamiento isotérmico bainítico mayores a 30 s se obtiene un incremento en TS (1100 MPa) y YS (720 MPa), y una reducción en la elongación a fractura (12%), debido a la formación de martensita durante el enfriamiento.



Abstract

The current challenges in the automotive industry are aimed to improve passenger's safety and reduce fuel consumption, and at the same time to minimize costs and reduce environmental pollution. Advanced high strength steels (AHSS) such as those with transformation induced plasticity (TRIP) are promising candidates to meet these needs, since they are able to reduce the weight of many of the automotive parts.

In the manufacture of some automotive components it is desirable, in addition to high mechanical strength and high formability, good weldability and high corrosion resistance. This latter is achieved by a galvanizing process which consists on applying a protective zinc coating to steel. In order to obtain high added value products of advanced high strength steels in annealing and continuous galvanizing lines, it becomes necessary to know the kinetics of the phase transformations.

The present research is focused in obtaining scientific knowledge that allows the fabrication of steels with transformation induced plasticity under conditions that simulate continuous annealing and galvanizing lines.

Chemical composition of the experimental steel was designed from computational simulations with JMatPro commercial software from evaluations of the effects of the chemical composition on the kinetics of the phase transformations. The steel was then fabricated at laboratory level by melting and casting, and processed by hot rolling and cold rolling to obtain thin steel sheets of 1.2 mm thickness, which were subjected to thermal cycles that simulate the continuous annealing and galvanizing process. Phase transformations were determined by dilatometry, while mechanical properties were evaluated by uniaxial tensile tests.

The results obtained show that it is possible to obtain a TRIP steel by intercritical annealing at 800 ° C for 15 s, cooling at 50 ° C / s up to 450 ° C, maintenance for 30 s, and slow cooling to room temperature. The mechanical properties resulting from this processing are: TS = 1060 MPa, YS = 710 MPa and elongation to fracture = 20%. For times of the isothermal bainite treatment greater than 30 s, an increase in TS (1100



MPa) and YS (720 MPa), and a reduction in elongation to fracture (12%) are obtained due to the formation of martensite during cooling.



Introducción

Recientemente, muchas armadoras de automóviles de diferentes países se han estado instalando en distintos corredores industriales del país y esto traerá un incremento considerable en la producción de acero [1]. La industria automotriz demanda actualmente el uso de aceros especiales de mayor resistencia y menor peso que permitan, además de mejorar la eficiencia del rendimiento del combustible, garantizar la seguridad de los pasajeros. Proyectos como el ULSAB-AVC (Ultra Light Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts) [2], y FSV (Future Steel Vehicle) [3], muestran la factibilidad del uso de aceros especiales para aligerar los vehículos. Debido a esto, las empresas siderúrgicas nacionales que decidan participar en este nuevo mercado están comprometidas a mejorar la calidad de sus productos para así poder competir, a nivel mundial, con proveedores de acero automotriz de las armadoras de autos en México.

Algunas empresas nacionales, han externado su interés por desarrollar nuevos grados de acero para uso automotriz con propiedades mecánicas mejoradas, y pretenden ser los principales proveedores de este tipo de acero en nuestro país [1, 4]. El desafío de estas industrias es producir láminas delgadas de aceros de alta resistencia grado automotriz como son: aceros de fase compleja (CP, por sus siglas en inglés); aceros con transformación inducida por plasticidad (TRIP, por sus siglas en inglés) y aceros de doble fase (DP, por sus siglas en inglés) [5]. Estos aceros aparecen a la vista de los propios ejecutivos de la industria automotriz como la mejor alternativa en términos de seguridad, sustentabilidad y costo [6]. Sin embargo, el desarrollo de aceros con diferentes relaciones resistencia/ductilidad, puede requerir ajustes en la composición química, en los parámetros del tratamiento térmico o incluso cambios en la tecnología utilizada para su fabricación. Cambios en la composición química o en la condición metalúrgica del acero, afectan la respuesta del material al tratamiento térmico debido a cambios en la cinética de las transformaciones de fase y en la microestructura, las cuales finalmente determinan las propiedades mecánicas del producto final [7, 8]. Por lo tanto, la necesidad de generar conocimiento útil para la fabricación de láminas delgadas de aceros de alta resistencia en México, que cumplan con los requerimientos



actuales de la industria automotriz, representa la fuerza impulsora para el desarrollo de este proyecto.

Justificación

La mayor cantidad de acero para uso automotriz, utilizado por las armadoras de vehículos en México, es importado de países como Japón, Corea, Estados Unidos y Alemania [9]. Por otra parte, algunas empresas nacionales han externado su interés por desarrollar nuevos grados de acero de uso automotriz para satisfacer las demandas de esta industria, y pretenden ser los principales proveedores de este tipo de acero en nuestro país [4, 10].

En el caso de algunos componentes automotrices, se requiere el uso de materiales que además de ser ligeros y resistentes, posean buena soldabilidad y alta resistencia a la corrosión [11, 12]. Esta última se logra mediante recubrimiento del acero con zinc en líneas de galvanizado. En este proceso, además de un buen recubrimiento, es necesario obtener las fases requeridas en el producto final dependiendo de la aplicación a la cual está destinado. Es bien sabido que cambios en la composición química del acero afectan la respuesta al tratamiento térmico, debido a cambios en la cinética de las transformaciones de fase. Adicionalmente, las modificaciones en la composición química del acero pueden afectar la calidad del galvanizado.

En la actualidad, existe poca información estrictamente enfocada a los efectos de la composición química y de los ciclos térmicos del proceso industrial de galvanizado sobre las microestructuras y propiedades mecánicas resultantes en aceros TRIP para aplicaciones automotrices. Adicionalmente, mucha de la información disponible en la literatura acerca de las transformaciones de fase en estos aceros, no puede ser utilizada con confianza puesto que no se reportan las concentraciones de los principales microaleantes. Por lo tanto, en el presente trabajo de investigación se pretende generar información científica acerca de la cinética de las transformaciones de fase en aceros TRIP mediante ciclos térmicos que simulen líneas de recocido y galvanizado continuo industriales.



Hipótesis

Las fases requeridas en un acero TRIP son ferrita, austenita retenida y bainita, las cuales deben obtenerse durante el recocido y el galvanizado continuo. Elementos como el Cr, Mo, Nb, Ti y V estabilizan la ferrita, mientras que el C, Co, Ni y Mn estabilizan la austenita. Por lo tanto, cambios en la composición química del acero causan cambios importantes en la cinética de las transformaciones de fase, lo cual puede aprovecharse con ventaja para la fabricación de aceros TRIP grado automotriz bajo condiciones similares a las utilizadas en líneas de recocido y galvanizado continuo industriales.

Objetivos

El objetivo general de este proyecto es investigar los efectos del tratamiento térmico sobre las transformaciones de fase en aceros TRIP grado automotriz, bajo condiciones que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo industriales.

Objetivos específicos:

- a) Simular los efectos individuales y combinados de los elementos de aleación sobre la cinética de las transformaciones de fase con ayuda del software de simulación JMatPro versión 8.0. Los resultados obtenidos de estas simulaciones serán complementados con la información disponible en la literatura para estos aceros, con el fin de diseñar la composición química adecuada del acero a investigar.
- b) Obtener un acero TRIP a nivel laboratorio bajo condiciones que simulen líneas de recocido y galvanizado continuo industriales. Las transformaciones de fase en el acero experimental serán estudiadas mediante análisis “in-situ” por dilatometría.
- c) Establecer la correlación entre la microestructura y las propiedades mecánicas en función de las variables del tratamiento térmico.



1. Procesamiento y cambios de fase en aceros con transformación inducida por plasticidad

1.1 Aceros AHSS

Hasta hace algunos años, varios componentes automotrices como carrocerías y partes de refuerzo eran fabricados utilizando aceros convencionales (Figura 1):

- Aceros de bajo carbono (mild steels).
- Aceros libres de intersticiales (Interstitial free, IF).
- Aceros isotrópicos (isotropic steels, IS).
- Aceros endurecidos por horneado (Bake Hardening, BH).
- Aceros reforzados por solución sólida (Solid Solution Strengthened, SSS).
- Aceros de alta resistencia y baja aleación (High Strength Low Alloy, HSLA).

Sin embargo, las exigencias actuales de la industria automotriz están encaminadas a mejorar la seguridad de los pasajeros y reducir el consumo de combustible, y al mismo tiempo a reducir los costos y el impacto ambiental. Estos requerimientos, demandan modificaciones tanto en el diseño del vehículo como en la selección de los materiales utilizados para la fabricación de sus componentes. Los aceros avanzados de alta resistencia (Figura 1), son candidatos prometedores para satisfacer esta necesidad debido a que permiten reducir en gran medida el peso de muchas de las partes que constituyen a un automóvil.

Estos aceros son el resultado de los proyectos como el ULSAB (UltraLight Steel Auto Body, Carrocerías Ultraligeras de Acero) y AVC (Advanced Vehicles Concepts, Conceptos avanzados para vehículos) que son asistidos por empresas fabricantes de acero a nivel mundial y que enfocan sus avances en los conceptos de diseño de bajo peso y el uso extensivo de los aceros AHSS para la fabricación de componentes de menor peso [2].

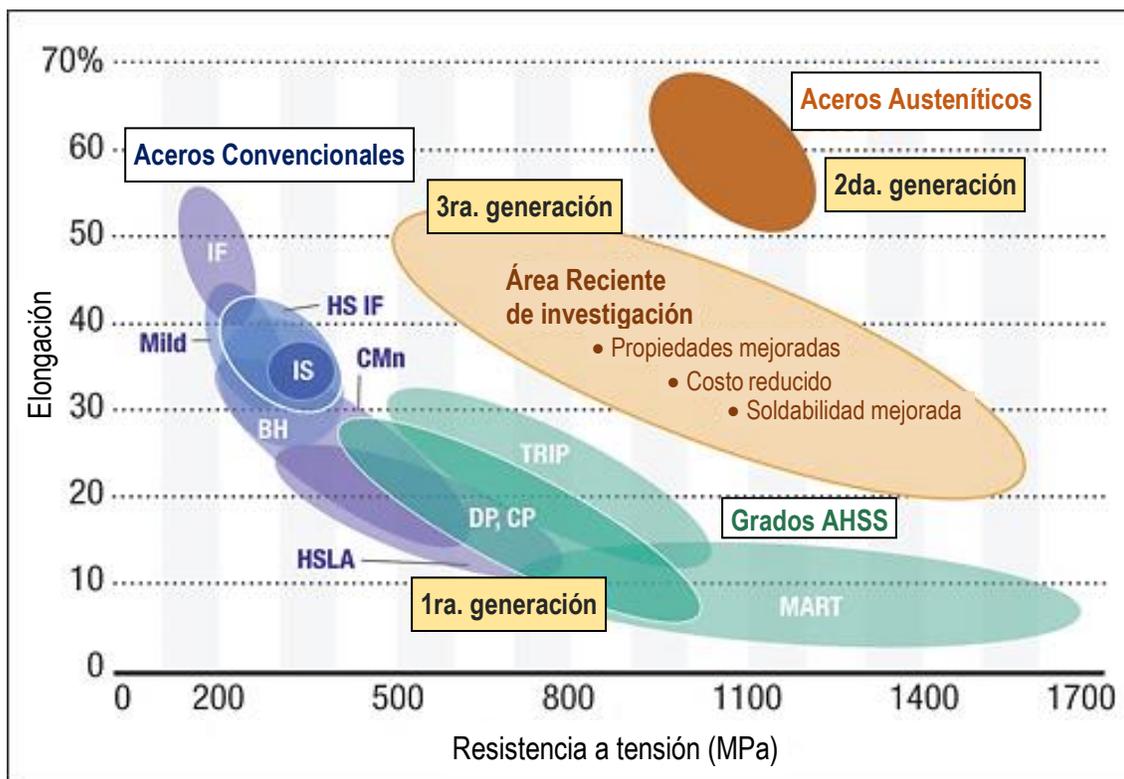


Figura 1. Relación entre la ductilidad y la resistencia a la tensión para diferentes aceros de grado automotriz [13].

Los AHSS como los CP (complex phase), DP (dual phase), TRIP (transformation induced plasticity) y MART (martensitic) difieren de los aceros al carbono convencionales en su composición química y microestructura. Las altas resistencias obtenidas son logradas principalmente a través de la modificación de su microestructura durante el proceso de fabricación. Los AHSS se distinguen por tener resistencias al límite de fluencia mayores a 300 MPa y resistencias a la tensión mayores a 600 MPa. Son aceros multifásicos que contienen ferrita, bainita, austenita retenida y martensita en cantidades apropiadas para producir propiedades mecánicas excepcionales [5, 8].

A diferencia de los aceros de alta resistencia convencionales (HSS), en los que la ductilidad disminuye conforme aumenta la resistencia, debido a que tienen estructuras



ferrítico-perlíticas; los AHSS combinan una alta resistencia y alta formabilidad (Figura 1) [13]. Estos aceros, son utilizados para la fabricación de carrocerías para automóvil o componentes en donde se requiera alta resistencia al impacto, rigidez y resistencia a la tensión, que se traducen en una mayor tenacidad [5].

La alta resistencia se deriva de efectos acumulativos tales como tamaño de grano fino, endurecimiento por solución sólida sustitucional e intersticial de elementos tales como C, Mn, Si y B, endurecimiento por precipitación de carburos y nitruros de Ti, Nb, V y/o B, endurecimiento por transformación de fase y endurecimiento por deformación.

En la actualidad estos aceros han sido clasificados en tres generaciones. Los aceros AHSS de 3ra generación combinan las ventajas de microestructuras multifásicas (característica de los AHSS de 1era generación) y la fase austenita (adecuada para mejorar diferentes mecanismos de endurecimiento), la transformación martensítica inducida por deformación y el maclaje inducido por plasticidad (característica de los aceros AHSS de 2da. generación).

Los aceros AHSS de 3era generación se encuentran todavía en desarrollo por los productores de acero. El enfoque clásico para el desarrollo de los diversos grados de AHSS se da en dos vías: (i) el uso de combinaciones especiales de elementos aleantes y (ii) control de velocidades de enfriamiento, con el fin de desarrollar la formación de la microestructura requerida. En este contexto, es importante conocer los diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo (CCT) para la fabricación de estos aceros.

1.1.1 Aceros TRIP

La microestructura de los aceros TRIP consiste de una matriz de ferrita, con una fracción en volumen de entre 5 y 20% de austenita retenida, y cantidades variables de bainita. El silicio y el carbono en estos aceros promueven un incremento en el volumen de austenita retenida en la microestructura final [8, 12, 13].

La dispersión de segundas fases (duras) en la ferrita (suave), crea un alto endurecimiento por deformación, tal como se observa en los aceros doble fase. Sin



embargo, en los aceros TRIP, la austenita retenida transforma progresivamente a martensita aumentando su resistencia e incrementando el rango de endurecimiento por deformación a niveles altos [5, 13, 14].

Los rangos de endurecimiento por deformación en los aceros TRIP son substancialmente mayores que los aceros convencionales HSS (high strength steels), lo cual es indispensable en la fabricación de aceros de alta resistencia. Generalmente, los aceros TRIP contienen mayores cantidades de carbono que los aceros DP, lo cual les permite estabilizar la fase de austenita retenida por debajo de la temperatura ambiente, debido a esto, es posible obtener mejores propiedades. La Figura 2 muestra una comparación entre las curvas esfuerzo vs deformación de tres aceros automotrices: HSLA (HSS), DP (AHSS) y TRIP (AHSS). Es claro que la mayor resistencia a la tensión y la ductilidad son mayores en el acero TRIP [5, 13, 14].

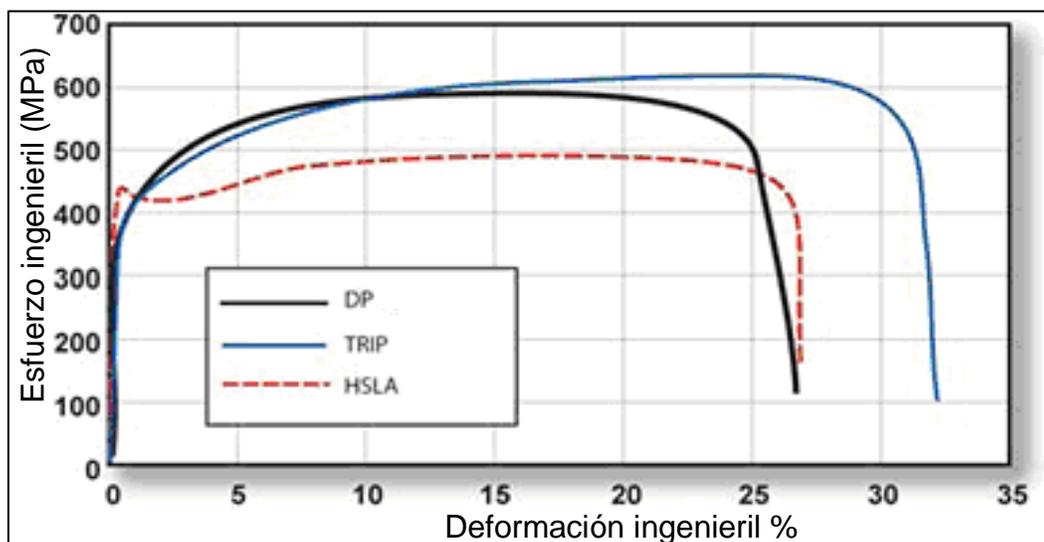


Figura 2. Diagrama esfuerzo ingenieril vs deformación ingenieril que muestra las propiedades superiores de un acero TRIP [13].

El nivel de esfuerzo en el cual la austenita retenida comienza la transformación a martensita, es controlado mediante el ajuste del contenido de carbono; a bajos niveles de carbono, la austenita retenida comienza la transformación casi inmediatamente después de la deformación, incrementándose los rangos de endurecimiento por deformación durante el proceso de estampado. Para altos contenidos de carbono, la



austenita retenida es más estable y empieza la transformación solo a niveles de tensión superiores a los producidos durante el formado. Por lo tanto, la austenita retenida se transforma en martensita durante la deformación plástica posterior [13].

1.1.2 Efectos de los elementos de aleación en aceros multifásicos

Elementos como el aluminio, boro, titanio, vanadio y niobio pueden ser utilizados para la optimización de la evolución de la microestructura y las propiedades mecánicas en aceros avanzadas de alta resistencia (AHSS). Estos elementos se caracterizan por ser agregados en pequeñas cantidades, menores a 0.1% en peso y la habilidad para formar carburos y nitruros. Estos elementos pueden aumentar la resistencia mediante refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación, además pueden retardar o acelerar la cinética de transformación de la austenita en los aceros.

La industria automotriz ha centrado sus principales criterios de diseño de un automóvil en la reducción de peso y alta seguridad con el fin de satisfacer las expectativas del cliente y los requisitos legales y normas. En este contexto, se han desarrollado nuevos grados de acero no sólo para ahorrar peso, sino también para mejorar la seguridad de los vehículos. Estos aceros combinan una formabilidad aumentada con un alto nivel de resistencia, a un amplio rango de temperaturas y velocidades de deformación. Los aceros avanzados de alta resistencia, entre ellos especialmente los aceros de doble fase y TRIP, ofrecen resultados prometedores en este campo, mientras que sus extraordinarias propiedades mecánicas pueden adaptarse y ajustarse mediante cambios en la composición química y el procesamiento [15].

Se han desarrollado diversos conceptos de aleación para aceros de alta resistencia con el fin de ajustar la microestructura y las propiedades deseadas. Los elementos de aleación cambian la estabilidad termodinámica de las fases y la cinética de las transformaciones por lo que las temperaturas de transformación se desplazan, se promueven o dificultan las transformaciones y se altera la distribución de fases. Además, los elementos pueden actuar como endurecedores por solución sólida o por



precipitación y afectar el tamaño del grano. Algunas de las composiciones más comunes para aceros doble fase y TRIP (HSS) se resumen en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química de algunos aceros de alta resistencia [15].

Acero	Grado	C	Mn	Si	Al	P	Cr	Nb	Ti	V
BH	H180BD	0.04	0.70	0.50	0.04	0.01	–	–	–	–
BH	H180BD	0.01	0.70	0.50	0.04	0.01	–	–	–	–
IF-HS	H260YD	0.003	0.40	0.10	0.03	0.05	–	0.04	0.02	–
P	H220PD	0.06	0.70	0.50	0.04	0.07	–	–	–	–
HSLA	H320LA	0.07	0.35	0.01	0.04	0.01	–	0.04	–	–
DP	H300X	0.10	1.00	0.50	0.04	0.01	–	–	–	–
DP	H300X	0.10	1.00	0.10	0.04	0.05	–	–	–	–
H340X	0.10	1.20	0.10	0.04	0.01	0.80	0.04	–	–	–
H340X	0.07	1.40	0.10	0.04	0.04	0.04	–	–	–	–
H300X	0.08	1.50	0.10	0.04	0.07	0.40	–	0.03	–	–
PM	MS1000-W	0.17	2.20	2.00	0.04	0.01	1.00	–	–	–
TRIP	RA700K	0.20	1.50	1.50	0.04	0.01	–	–	–	–
TRIP	RA700K	0.20	1.50	0.10	1.80	0.01	–	–	–	–
TRIP	RA700K	0.15	2.00	0.10	0.04	0.04	–	–	–	–
TRIP	RA700K	0.20	1.50	1.10	0.04	0.01	–	0.04	–	–
TRIP	RA800K	0.20	1.50	1.50	0.04	0.01	–	–	–	0.10
HMS	TRIP	0.02	15	3	3	–	–	–	–	–
HMS	TWIP	0.03	25	3	3	–	–	–	–	–
HMS	TWIP	0.60	22	–	–	–	–	–	–	–

Para los aceros TRIP los contenidos de carbono son mayores en comparación con otros aceros (Tabla 1), debido a la necesidad de producir una austenita altamente enriquecida. Además del carbono, el manganeso y el silicio juegan un papel importante para controlar el comportamiento de transformación y estabilizar la austenita retenida. El silicio evita o al menos retarda la precipitación del carburo durante la formación de bainita y permite que el carbono se difunda en la austenita retenida. El manganeso como elemento estabilizador de la austenita evita la formación de martensita durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente. Además, tanto el manganeso como el silicio aumentan la resistencia del material mediante endurecimiento por solución sólida. Como se observa en la Tabla 1, un mismo grado de acero TRIP puede obtenerse con distintas composiciones químicas. Es claro que elementos como el Cr, Nb, Ti y V no se contemplan en la composición química de estos aceros o no son



mencionados por cuestiones de patente o derechos de autor, aunque cabe señalar que pudieran tener un efecto importante sobre el endurecimiento del acero y sobre la cinética de la transformación bainítica.

Un contenido alto de silicio (>1.5%) puede ser responsable de una mala calidad superficial en aceros laminados en caliente y de una pobre capacidad de ser recubierto en aceros laminados en frío por la formación de una capa de óxidos [8], por tal motivo se ha considerado una sustitución parcial o completa del silicio por otros elementos de aleación.

Otro elemento, que no es soluble en la ferrita, y por lo tanto tiene que difundirse de la interfase de la partícula de carburo, antes de que la partícula pueda seguir creciendo, es el aluminio, que también promueve la formación de ferrita. Pero como el efecto del aluminio es más débil y la posibilidad de endurecimiento por solución sólida es menor, a menudo se utiliza en combinación con contenidos más altos de carbono o en combinación con fósforo, que reduce la cinética de precipitación de cementita y es un elemento muy eficaz en el endurecimiento por solución sólida. Si la adición de fósforo excede una cierta cantidad, el fósforo podría segregar a los límites del grano y deteriorar la ductilidad. La adición de aluminio aumenta significativamente la concentración de carbono en la austenita retenida [8, 16, 17].

Los elementos microaleantes se definen por pequeñas adiciones de aleación de <0.1% en peso y por el hecho de que pueden formar precipitados que afectan significativamente directa o indirectamente las propiedades mecánicas. Los microaleantes se pueden utilizar para diferentes propósitos en los AHSS, mediante modificaciones en las características microscópicas y macroscópicas mostradas en la Tabla 2.

El niobio genera efectos en el movimiento de los límites de grano y la migración de los elementos que influyen en el comportamiento TRIP, debido a esto las diferentes transformaciones de fase durante la laminación en caliente, el recocido intercrítico, el enfriamiento, la retención isotérmica en el intervalo de temperatura de la formación de bainita, y la deformación se modifican dando como resultado un comportamiento mecánico superior [15, 18].



Tabla 2. Efecto de los elementos microaleantes sobre las características microscópicas y macroscópicas en aceros [15].

Elemento	Efectos microscópicos					Efectos macroscópicos					
	Precipitados gruesos	Precipitados finos	Segregación en límite de grano	Refinamiento de grano	Formación de cementita	Enriquecimiento de C en γ_R	Cinética de recristalización	Cinética de transformación $\gamma \rightarrow \alpha$	Cinética de transformación $\gamma \rightarrow \alpha_B$	Temperatura M_s	Fortalecimiento de la matriz
Al		+		+	-	+		+		+	
B		+	+					-			
Nb		+		++		+	--	-,+	-	-	++
Ti	+	+		+			-	+			
V		+		+			-	+			+

+=promueve/incrementa ++=mayor efecto sobre promover/incrementar
 -=obstruye/retarda/reduce --=mayor efecto sobre obstruir/retardar/reducir

El niobio también tiene efectos directos sobre la retención de la austenita a temperatura ambiente y efectos indirectos derivados del mejoramiento del enriquecimiento de carbono en la austenita. El vanadio también podría utilizarse para controlar el comportamiento de transformación de los aceros TRIP. El vanadio reduce el tamaño de la bainita y tiende a desarrollar una fase de bainita libre de carburo. Varios investigadores han reportado que el “austemperizado” en aceros de baja aleación con silicio y aluminio se involucran dos procesos: en el primero, se produce bainita libre de carburos con una película de austenita retenida; y en el segundo proceso, los carburos se precipitan y producen la típica estructura bainítica [19]. El primer proceso, es favorecido por adiciones de vanadio. Además, este elemento promueve el endurecimiento por precipitación si se añade en cantidades de alrededor de 0.1% en peso [15].



1.1.3 Elementos alfégenos y gammágenos

Los elementos anteriormente mencionados, junto con el C, constituyen la composición básica de las aleaciones ferrosas; muchos de éstos cumplen funciones diversas como se observó en la Tabla 2, por lo que resulta adecuado estudiarlos con base en sus efectos sobre los diagramas de equilibrio (Figura 3).

Es decir, se pueden analizar según su capacidad de estabilizar a las fases gamma o alfa del hierro. En este sentido, los diagramas binarios Fe-elemento de aleación se pueden agrupar en [20]:

- Grupo I o gammágenos:
 - I A - abren y expanden el campo gamma (Ni, Co, Mn).
 - I B - abren y contraen el campo gamma (C, N, Zn).
- Grupo II o alfégenos:
 - II A - cierran el campo gamma y expanden el campo alfa (Cr, W, V, Al, Si, Mo).
 - II B - cierran el campo gamma y contraen el campo alfa (B, Nb, Ta, Zr).

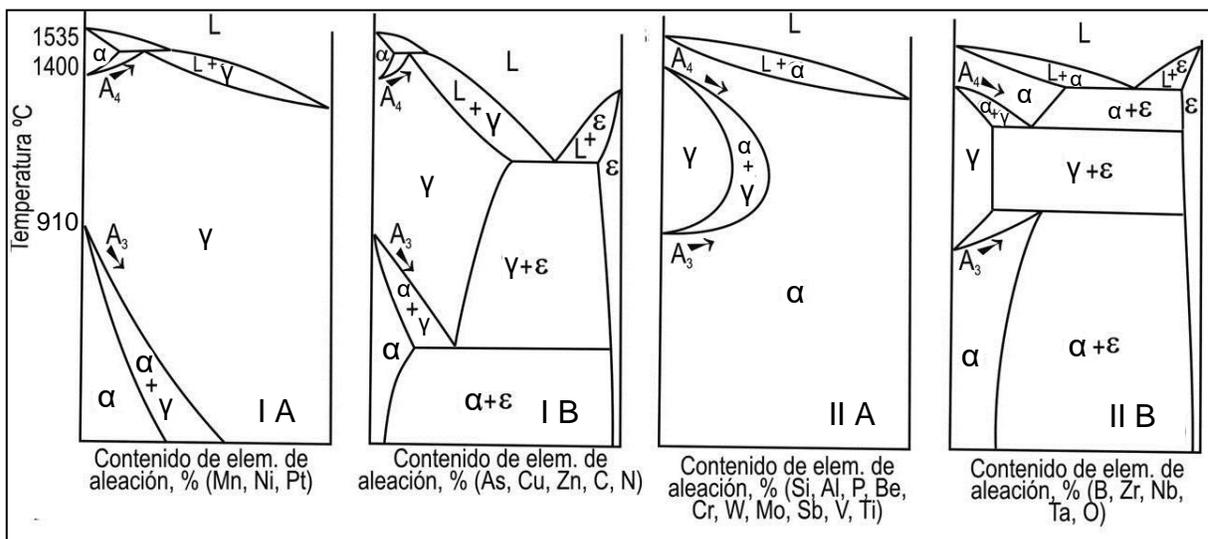


Figura 3. Efecto de los elementos de aleación en el hierro [20].



Abrir o cerrar el campo gamma implica que al aumentar el porcentaje del elemento, las temperaturas críticas A_3 y A_4 se desplazan a valores más altos o más bajos, respectivamente. Expandir o contraer el campo gamma o alfa, se refiere a ampliar o limitar la solubilidad, respectivamente.

El C, Mn, Cr, Mo y B causan un desplazamiento de las curvas de transformación de la ferrita hacia la derecha del diagrama (Figura 4). En contraste elementos como el Si, Al, P y V causan un desplazamiento de las curvas de transformación de la ferrita hacia la izquierda del diagrama. Asimismo, las curvas de transformación de la bainita son desplazadas hacia la derecha del diagrama con adiciones de C, Mn, Cr y Nb (Figura 4). Adicionalmente, variaciones en la composición química también causan un desplazamiento de las curvas de transformación hacia temperaturas más altas o más bajas. Las temperaturas críticas de transformación de fase en calentamiento continuo, A_{c1} y A_{c3} , son afectadas significativamente por la composición química; elementos como el Si, Al y P causan un desplazamiento de las mismas hacia valores más altos (Figura 4). Debido a esto en la fabricación de aceros TRIP en líneas de recocido y galvanizado continuo, es indispensable conocer los efectos de los elementos de aleación sobre la cinética de las transformaciones de fase.

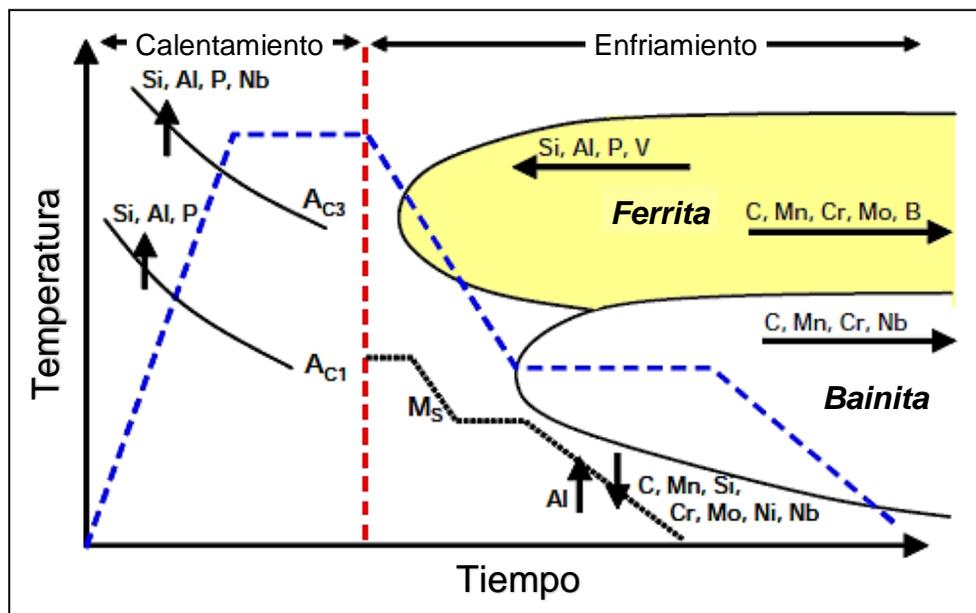
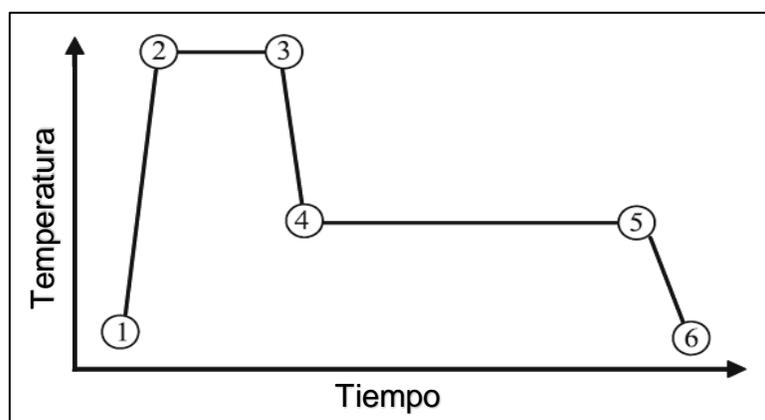


Figura 4. Efecto de los elementos de aleación sobre el comportamiento de las transformaciones de fase en aceros TRIP [15].



Los procesos que pueden ocurrir durante el ciclo térmico utilizado para la fabricación de aceros TRIP se enumeran en la Figura 5. El requisito esencial durante el ciclo, es transformar parte de la microestructura inicial en austenita, llevar a todos los átomos de carbono en solución sólida y evitar cualquier precipitación en la austenita, de manera que se obtiene una cantidad suficiente de austenita retenida con un contenido suficiente de carbono. Los efectos del niobio sobre los cambios microestructurales que ocurren durante el recocido y el galvanizado continuo se muestran en la Figura 5. El Nb puede retardar la transformación bainítica durante el tratamiento isotérmico bainítico (paso 4-5), y acelerar tanto la segregación de carbono como la precipitación de carbonitruros. Esta hipótesis se apoya en el hecho de que el efecto retardante es mucho más marcado a una temperatura de transformación más baja de 350 ° C, en la que el carácter displacivo de la formación de bainita debe prevalecer [8].



Pasos	Característica metalúrgica	Efecto del Niobio
1 – 2	Recristalización Disolución de cementita	Retardo Aceleración
2 – 3	Segregación de carbono y elementos de aleación Crecimiento de grano Precipitación de carbonitruros Transformación de perlita y ferrita a austenita	Aceleración Retardo, grano fino Formación de NbC Aceleración/retardo
3 – 4	Transformación de austenita a perlita Segregación de carbono	Aceleración/retardo Aceleración/retardo
4 – 5	Transformación de austenita en bainita Segregación de carbono Posible precipitación	Retardo Aceleración Aceleración
5 – 6	Posible transformación de austenita a martensita	Control de la temperatura M_s

Figura 5. Efecto del niobio sobre las características metalúrgicas durante el procesamiento de aceros TRIP laminados en frío [15].



1.1.4 Fabricación de aceros TRIP

El principal objetivo de los tratamientos empleados para fabricar un acero TRIP es obtener un porcentaje suficiente de austenita retenida en la microestructura (5 – 20%). Para obtener la microestructura multifásica requerida en un acero TRIP, el tratamiento termomecánico utilizado para la obtención de los aceros doble fase (DP) fue ligeramente modificado mediante un tratamiento isotérmico bainítico (TIB) [8, 12, 13].

La Figura 6 muestra una representación esquemática del ciclo térmico requerido para la fabricación de láminas de aceros TRIP en líneas de recocido y galvanizado continuo. De acuerdo a esta figura es necesario que después del proceso de laminación en frío el acero se caliente durante el recocido hasta una temperatura entre A_{c1} y A_{c3} . El objetivo de dicho calentamiento es producir una microestructura consistente de una mezcla de ferrita y austenita ($\alpha+\gamma$), por lo que el tiempo y la temperatura de este tratamiento determinan la proporción de fases resultantes de este proceso. Durante el enfriamiento del acero hacia la paila de galvanizado, es recomendable evitar la transformación de austenita a perlita o ferrita, ya que durante su permanencia dentro de la paila el acero es sometido a un tratamiento isotérmico bainítico para promover la transformación $\gamma \rightarrow \alpha_B$. En este proceso se controla la cantidad de bainita en el producto final. De tal forma que después del proceso de galvanizado, el acero pueda tener las fases requeridas: $\alpha+\gamma+\alpha_B$. Es importante que, durante el galvanizado del acero, no ocurra la transformación a martensita ($\gamma \rightarrow \alpha'$), por lo que la temperatura de la paila debe ser establecida por encima de la temperatura M_s (temperatura de inicio de la transformación martensítica). Cabe resaltar que, aunque la martensita no es una fase que se busque en el desarrollo de aceros TRIP, algunos aceros pueden contener cantidades pequeñas de martensita [5, 7, 8, 14].

Generalmente, los aceros TRIP contienen altos contenidos de silicio (1.5 %) con el propósito de inhibir la precipitación de cementita durante la transformación bainítica. Además, contienen de 0.1 a 0.4 % C y de 1.5 a 2.5 % Mn con el fin de estabilizar la austenita a temperatura ambiente [8, 12].

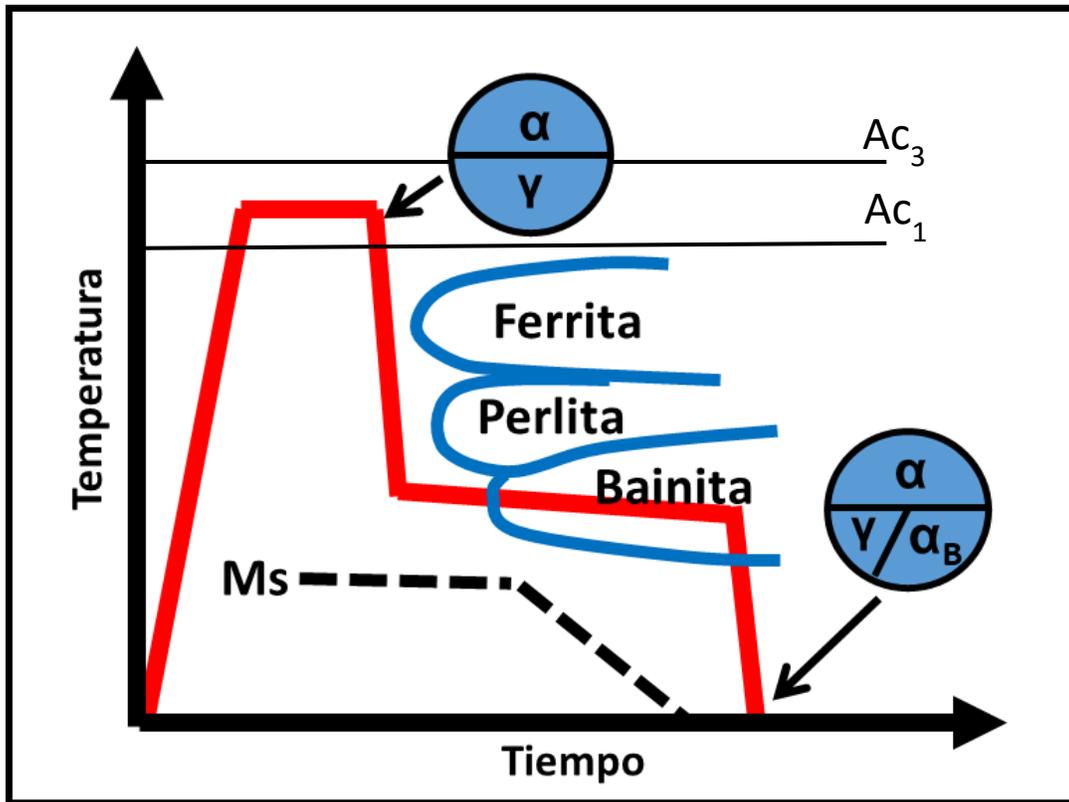


Figura 6. Representación esquemática de un ciclo térmico requerido para la fabricación de láminas de aceros TRIP producidas mediante recocido y galvanizado continuo [5].

Durante el recocido intercrítico ($Ac_1 < T < Ac_3$), es decir, cuando la microestructura está compuesta por austenita y ferrita, el carbono se concentra en la austenita debido a su baja solubilidad en la ferrita.

La Figura 7 muestra esquemáticamente la evolución de la microestructura en diferentes etapas del tratamiento térmico:

1. Recocido intercrítico: microestructura consistente de las fases ferrita (α) y austenita (γ) (Figura 7-1).
2. Enfriamiento después del recocido intercrítico: la microestructura consiste de las fases ferrita (α) y austenita (γ). Cabe mencionar que en esta etapa existe la posibilidad de que la austenita transforme a ferrita (Figura 7-2).

3. Durante y después del tratamiento bainítico isotérmico: las fases presentes son ferrita (α), bainita (α_B) y austenita retenida (γ_R) (Figura 7-3).

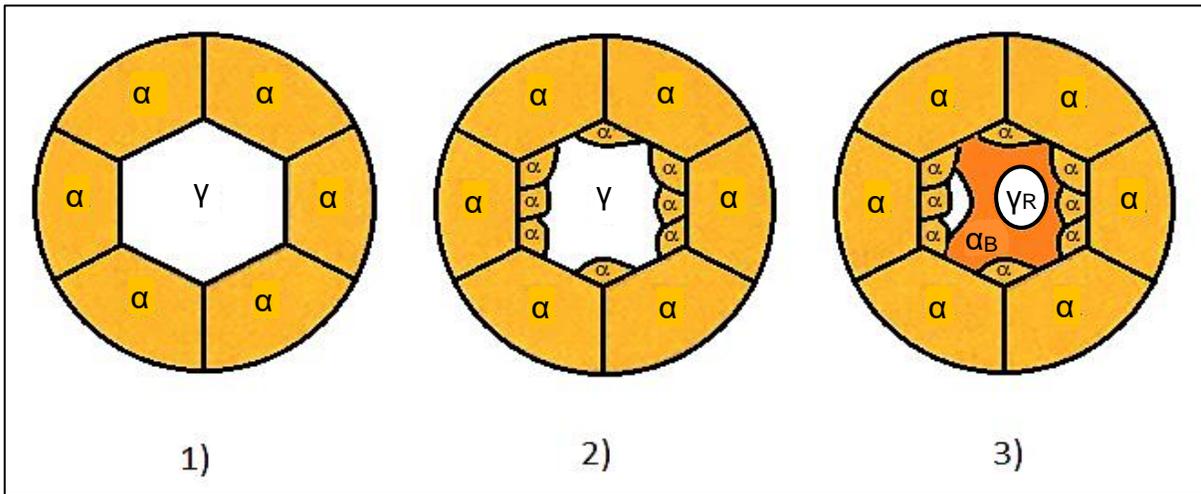


Figura 7. Obtención de la microestructura requerida en un acero TRIP durante el ciclo de recocido y galvanizado continuo: 1) recocido intercrítico, 2) enfriamiento y 3) galvanizado. Ferrita (α), austenita (γ), bainita (α_B) y austenita retenida (γ_R) [5].

La etapa isotérmica se lleva a cabo a temperaturas dentro de la zona de transformación a bainita y su propósito es estabilizar la austenita retenida mediante su enriquecimiento con carbono [21]. Para los aceros con bajo contenido de carbono, la zona de transformación bainítica ocurre en el intervalo de los 350 a los 550°C. En líneas de galvanizado continuo industriales este tratamiento térmico se realiza entre 400 a 480°C, temperatura a la cual se encuentra la paila de galvanizado [12, 21].

El tiempo de mantenimiento en la etapa de la transformación isotérmica tiene un fuerte impacto sobre la microestructura final de la aleación. El efecto de este parámetro se ilustra en la Figura 8 [21]. Al comienzo de la transformación isotérmica en la región bainítica hay una gran cantidad de austenita y una muy baja cantidad de bainita (eje “y” de la Figura 8), sin embargo, el nivel de carbono en la austenita es todavía demasiado bajo y por lo tanto, la probabilidad de que ocurra la transformación martensítica es muy alta (eje “y” de la Figura 8). Por consiguiente, es muy probable que la austenita transforme a martensita durante el enfriamiento final del acero a temperatura ambiente (Figura 8).

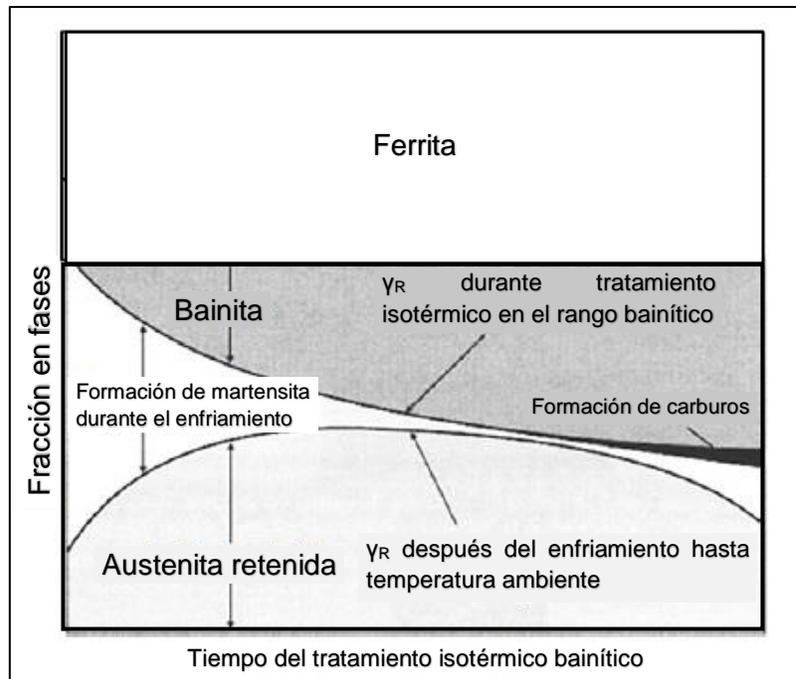


Figura 8. Diagrama esquemático de la evolución microestructural en los aceros TRIP durante la transformación bainítica [21].

Cuanto más largo sea el tiempo de TIB (hacia lado derecho de la Figura 8), menor será la cantidad de austenita debido al progreso de la transformación bainítica. En este caso, la cantidad de bainita será mayor (región más oscura de la Figura 8). Si el acero contiene elementos de aleación que eviten la precipitación de carburos en la bainita, la estabilidad de la austenita se incrementa mediante la segregación de carbono.

A medida que progresa la transformación bainítica, el contenido de C en la austenita retenida aumenta hasta que alcanza el máximo. Con el enriquecimiento de carbono de la austenita, la probabilidad para que ocurra la transformación martensítica disminuye (región más delgada entre la zona de bainita y la de austenita retenida, Figura 8). Esto facilita la formación de una microestructura que contiene ferrita, bainita y austenita retenida a temperatura ambiente.

La formación de bainita permite un enriquecimiento adicional de carbono en austenita, siempre y cuando la formación de carburos sea suprimida, lo que es indispensable



para conservar una cantidad considerable de austenita retenida incluso a temperatura ambiente. Si el tratamiento isotérmico es demasiado corto y si se forma muy poca bainita, el enriquecimiento de carbono de la austenita no es suficiente y la austenita se transforma en martensita durante el enfriamiento a temperatura ambiente.

1.1.5 Efecto de la composición química sobre la cinética de las transformaciones de fase: diagramas TTT y CCT.

El conocimiento de los diagramas TTT o CCT es un factor importante en el procesamiento termomecánico de los aceros. Se han realizado muchos trabajos experimentales para determinar dichos diagramas. Sin embargo, la combinación de una amplia gama de especificaciones para una aleación, junto con la sensibilidad a los cambios en la composición y una dependencia del tamaño del grano, hace que sea imposible producir diagramas suficientes para un uso generalizado. Para sobrepasar dicho inconveniente se han realizado trabajos en las últimas décadas enfocados a desarrollar modelos que permitan calcular los diagramas TTT y CCT para aceros. Estos modelos han demostrado ser limitados en aceros al carbono y aceros de baja aleación.

En el caso del software *JMatPro* utilizado para la obtención de los diagramas CCT y TTT en el presente trabajo, se han incluido modelos de transformación de fase para una amplia variedad de tipos de aleación. Aleaciones de aluminio, aleaciones basadas en níquel, aleaciones de titanio y para fases TCP (fases topológicamente compactas) tales como σ y χ en aceros inoxidable. *JMatPro* también incorporó una capacidad para calcular las transformaciones que implican ferrita, perlita y bainita en aceros HSLA estrechamente basado en el modelo de *Kirkaldy* [22]. Para llevar esta capacidad de cálculo en línea con la capacidad de *JMatPro* para otras aleaciones, donde el contenido de alta aleación puede ser manejado rutinariamente, se ha trabajado para extender esta capacidad del modelo a aceros de alto contenido de elementos de aleación [22].



Existe una extensa literatura publicada sobre las transformaciones de fase en los aceros, sin embargo, sólo una pequeña parte se enfoca al cálculo de los diagramas TTT y CCT. El trabajo pionero de *Kirkaldy* y col. [23, 24] mostró que era posible calcular de manera muy precisa diagramas TTT y CCT, así como estimar de manera precisa la templabilidad para aceros de baja aleación. Un trabajo posterior realizado por *Bhadeshia* [25] utilizó una metodología diferente para determinar las curvas de inicio de las transformaciones de ferrita y bainita y probó el modelo de manera experimental. El modelo de *Bhadeshia* fue extendido por *Lee* [26] para cubrir concentraciones de aleantes ligeramente más altas. Sin embargo, aunque estos modelos son exitosos para aceros de baja aleación, estos son limitados cuando se trata de aceros altamente aleados.

Uno de los inconvenientes de ambos modelos ha sido el uso de termodinámica de solución diluida en el cálculo de las temperaturas de transformación. Esto se puede superar ahora con modelos termodinámicos que proporcionan resultados de alta calidad para aceros en general [22], que van desde aceros inoxidables, aceros para herramientas, así como los tipos de baja y media aleación.

La Tabla 3 muestra una comparación, entre la composición química reportada en la literatura para tres aceros TRIP. Como se puede observar, en algunos casos no se reportan los contenidos de Al, Mo, Nb, Ni, V y Cr [16, 27, 28], los cuales tienen un efecto significativo sobre la cinética de las transformaciones de fase, sobre la precipitación de algunos nitruros, carburos, carbonitruros, etc., y sobre el comportamiento mecánico de estos materiales. Es muy probable que la omisión de los contenidos de estos elementos sea por cuestiones de derechos de autor o de patente. Por lo tanto, el desconocimiento de los contenidos de estos microaleantes, proporciona información poco confiable acerca la cinética de las transformaciones de fase.

La Figura 9 muestra los diagramas CCT obtenidos con el software JMatPro para los tres aceros TRIP reportados en la literatura que se presentan en la Tabla 3: a) Van Slycken, Joost [16], b) Mingya Zhang [27] y c) Ildong Choi [28].

Como se puede observar, estos diagramas no son los más apropiados para la fabricación de estos aceros en líneas de recocido y galvanizado continuo, debido a



que parte de la austenita puede transformar a ferrita, bainita o incluso a perlita durante el enfriamiento, dificultando la presencia de austenita retenida en el producto final. Esta observación es hecha considerando una velocidad de enfriamiento entre 25-50°C/s, rango de velocidades reportadas en la literatura para la fabricación de este tipo de aceros [29, 30].

Tabla 3. Composición química de aceros TRIP reportados en la literatura (% peso).

Elemento	Reportado en la literatura		
	Slycken [16]	Mingya [27]	Choi [28]
Al	0.69	-	0.04
Mn	1.70	1.32	1.5
Mo	-	-	-
Nb	-	0.029	-
Si	0.55	1.32	1.0
Ni	-	-	-
V	-	-	-
C	0.25	0.14	0.10
Cr	-	-	-

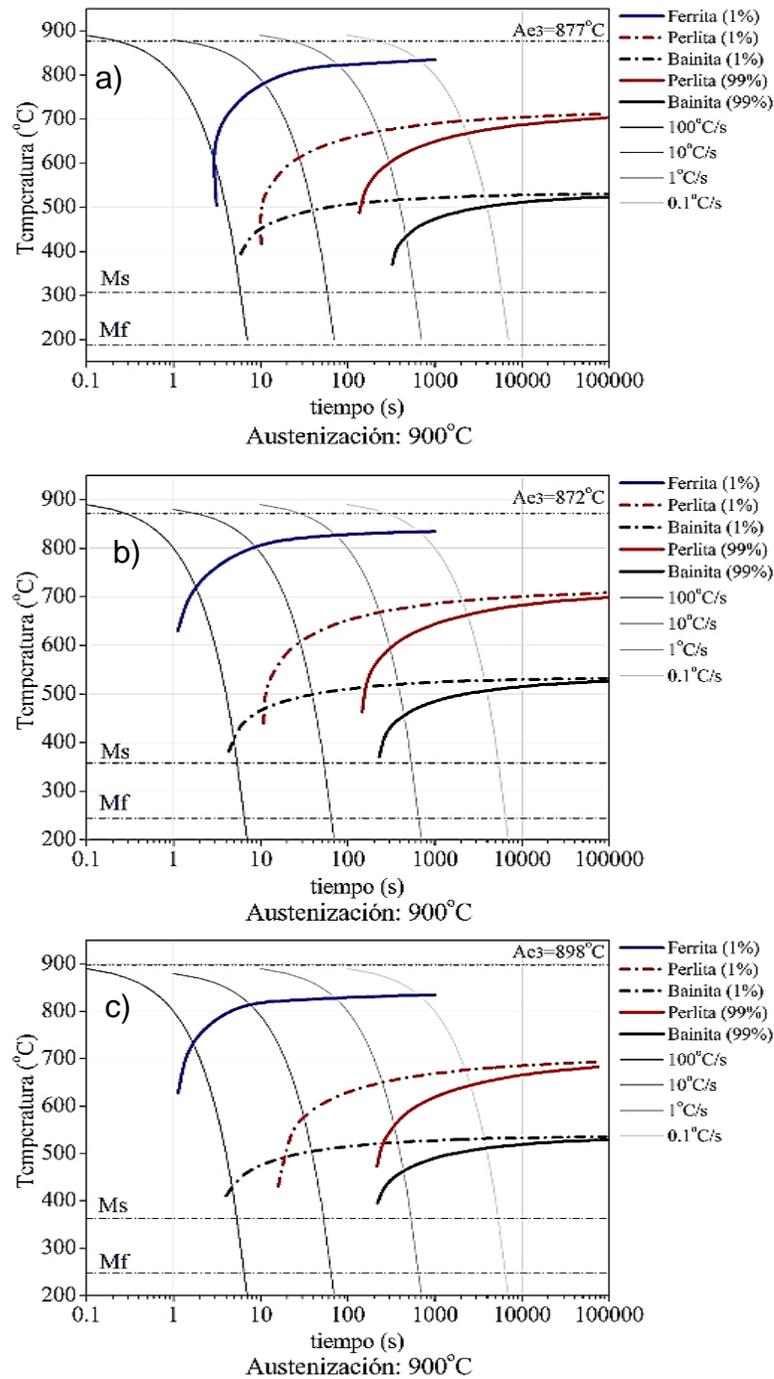


Figura 9. Diagrama CCT de aceros reportados en literatura a) Van Slycken, Joost [16], b) Mingya Zhang [27] y c) Ildong Choi [28].



2. Metodología empleada para la fabricación de un acero con transformación inducida por plasticidad y el estudio in-situ de los cambios de fase durante los tratamientos térmicos

La metodología fue diseñada de tal manera que se pudieran investigar los efectos de la composición química y de las variables del tratamiento térmico sobre la cinética de las transformaciones de fase en aceros TRIP. La Figura 10 muestra la metodología utilizada para el desarrollo del proyecto. El trabajo se desarrolló en dos etapas, las cuales se describen a continuación. En la primera etapa (columna izquierda de la Figura 10), se realizaron simulaciones con el software JMatPro acerca de los efectos de la composición química sobre la cinética de las transformaciones de fase. Se simularon los efectos individuales y combinados de los principales elementos de aleación (C, Mn, Nb, V, Mo, Si, Al, Ti) sobre la cinética de la transformación de austenita en enfriamiento continuo. Los resultados obtenidos de estas simulaciones permitieron obtener una composición química adecuada para la obtención de un acero con características TRIP.

La segunda etapa (columna derecha de la Figura 10), consistió en la fabricación y procesamiento del acero con la composición química obtenida mediante simulación con el software JMatPro.

Los lingotes obtenidos mediante colada fueron procesados mediante laminación en caliente y en frío para obtener láminas delgadas, las cuales fueron sometidas a ciclos térmicos que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo.

Finalmente, las muestras tratadas térmicamente fueron caracterizadas mediante distintas técnicas para establecer la correlación entre la microestructura, los parámetros de tratamiento térmico y las propiedades mecánicas, y de esta manera establecer la factibilidad metalúrgica para la obtención de aceros TRIP a partir de la ruta de procesamiento investigada.

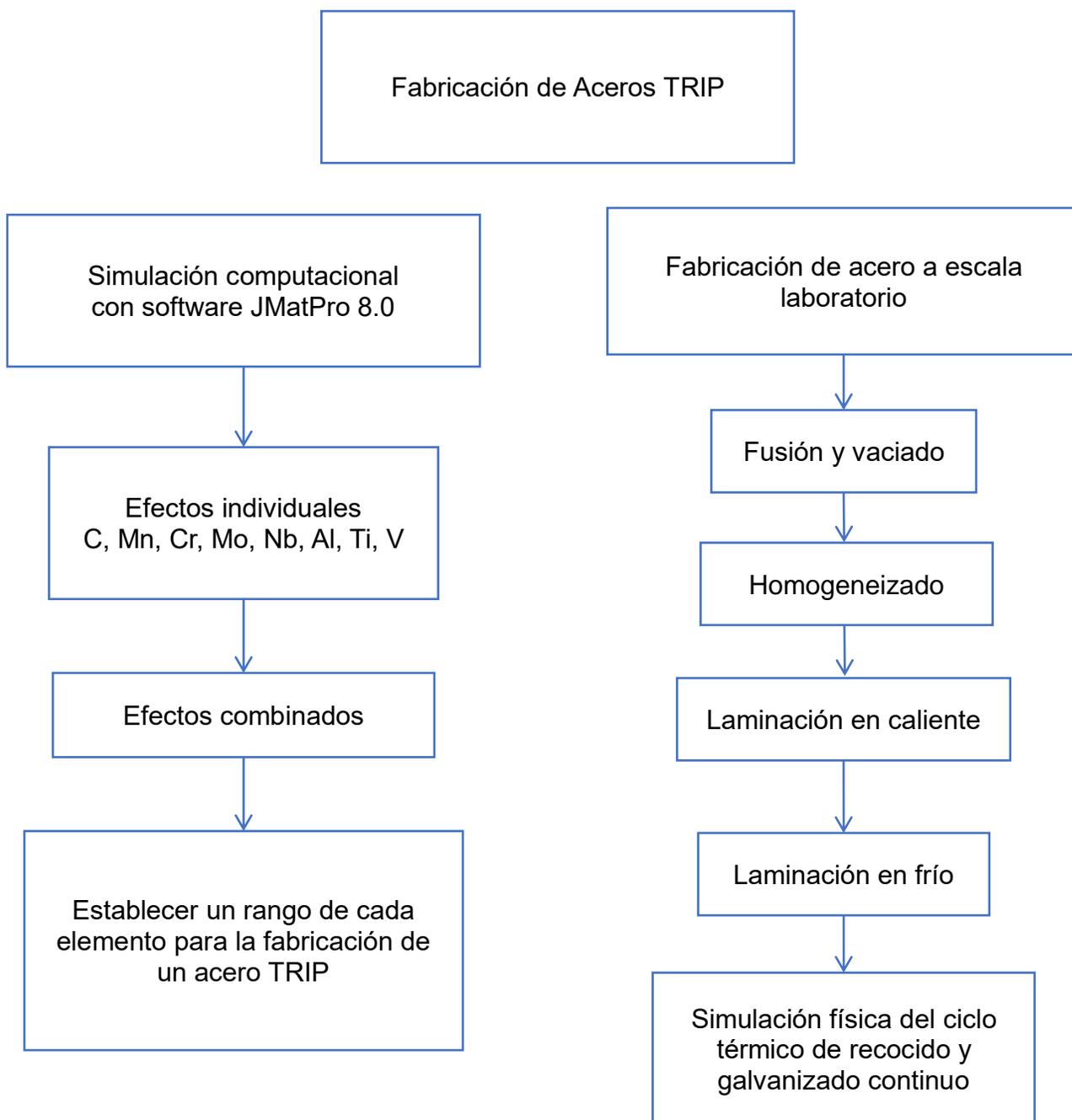


Figura 10. Diagrama de flujo de la metodología empleada para el desarrollo del proyecto.



2.1 Simulación computacional

Para observar los efectos de los elementos de aleación sobre la cinética de las transformaciones de fase se utilizó como punto de partida un acero de baja aleación AISI 1005. A partir de la composición nominal de este acero, se hicieron las simulaciones de los efectos de los elementos de aleación sobre la cinética de las transformaciones de fase.

Para cada simulación, primeramente se modificó el contenido de un elemento en específico manteniendo constante el resto de la composición química (efectos individuales). Posteriormente, se evaluaron los efectos combinados variando varios elementos a la vez (efectos combinados). Adicionalmente, se investigaron los efectos de otros elementos que no se consideran en dicho acero como el Al, Cr, Ti, V, Nb y Mo. Estas modificaciones se realizaron con el fin de obtener un diagrama CCT similar al que se requiere para la fabricación de aceros TRIP mediante líneas de recocido y galvanizado continuo (ver Figura 6). Es decir, un diagrama que permitiera evitar la transformación de austenita a ferrita o perlita durante el enfriamiento del recocido hasta el TIB.

Los resultados de estas simulaciones permitieron diseñar la composición química apropiada del acero experimental.

2.2 Fabricación y procesamiento del acero a escala laboratorio

El acero se fabricó a escala laboratorio mediante fusión en un horno de inducción Power-Trak 35-96 (Figura 11). Se obtuvieron lingotes con dimensiones de 10 cm de ancho x 10 cm de espesor x 15 cm de largo mediante vaciado en lingoteras metálicas, los cuales fueron cortados y maquinados para obtener probetas de 2.5 cm de ancho x 2.5 cm de espesor x 10 cm de largo (Figura 12). Finalmente, las muestras fueron cortadas en secciones de 2.5 cm de ancho x 2.5 cm de espesor x 4 cm de largo para su procesamiento posterior.



Figura 11. Horno de inducción Power-Trak 35-96.

Los lingotes fueron sometidos a un tratamiento de homogeneizado realizado a una temperatura de 1100°C por 10 min, y laminados en caliente a temperaturas entre 1100°C y 900°C ($T > A_{c3}$). La reducción en espesor fue de 2.5 cm hasta aproximadamente 6 mm en tres pasos consecutivos.

Posteriormente, el acero fue sometido a un recalentamiento realizado a 1100°C por 5 min, y deformado hasta 2.3 mm de espesor (Figura 13b). La deformación se realizó mediante 3 pasos consecutivos de laminación seguidos de enfriamiento al aire.

El material laminado en caliente fue decapado con el fin de remover el óxido y laminado en frío (temperatura ambiente) mediante 3 pasos de laminación hasta obtener un espesor de 1.2 mm (Figura 13c). Las deformaciones en caliente y en frío se realizaron en un molino de laboratorio HILLE HELICON MK4 (Figura 13a).

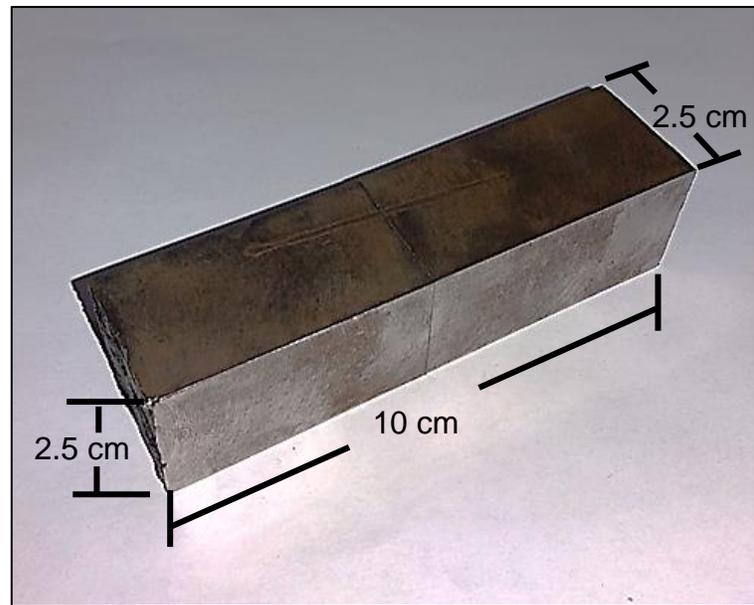


Figura 12. Lingote obtenido mediante fusión y colada.

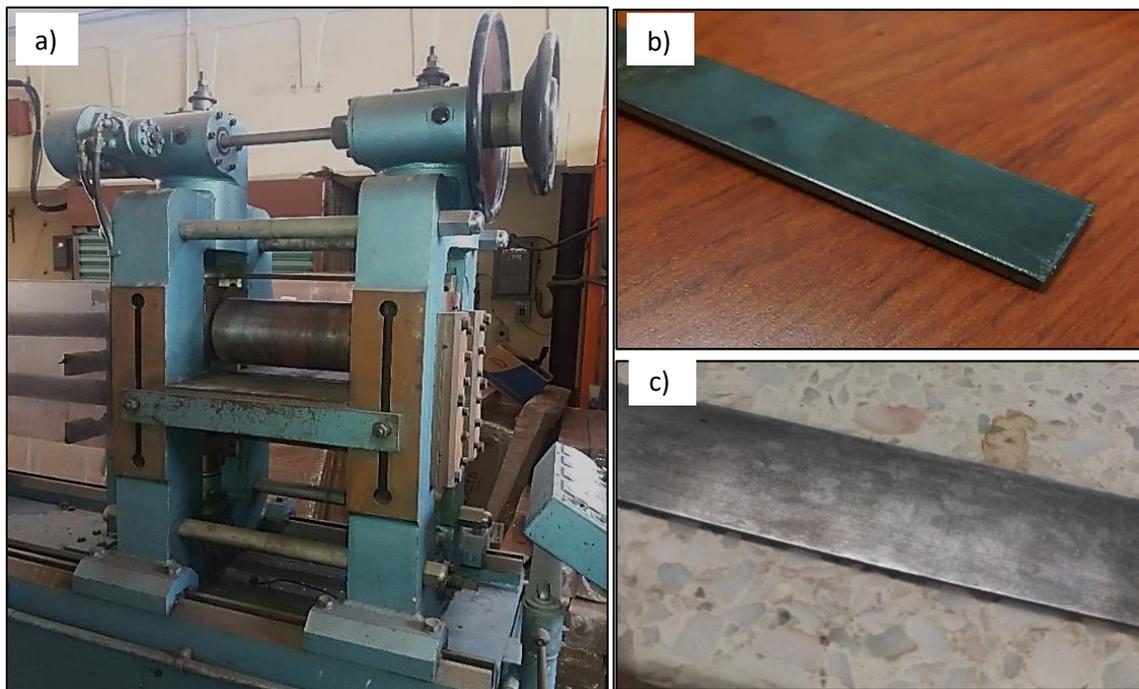


Figura 13. a) Molino de laminación HILLE HELICON MK4, b) acero laminado en caliente hasta 3 mm c) y laminado en frío hasta 1.2 mm.

2.3 Determinación de los parámetros de control del ciclo térmico

El acero deformado en frío fue sujeto a ciclos térmicos que simulan el ciclo de recocido y galvanizado continuo industrial. Para establecer las variables de estudio, primeramente, se determinaron las temperaturas críticas de transformación de fase en calentamiento (Ac_1 , Ac_3) y enfriamiento (M_s , M_f) continuo, lo cual permitió definir las temperaturas del recocido intercrítico ($Ac_1 < T < Ac_3$) y del tratamiento isotérmico bainítico ($T > M_s$).

Las temperaturas críticas de transformación de fase en calentamiento (Ac_1 y Ac_3) y enfriamiento (M_s y M_f) continuo fueron determinadas experimentalmente mediante dilatometría en un dilatómetro LINSEIS L78 (Figura 14). Para el desarrollo de los experimentos, se soldaron termopares tipo K en las muestras con el fin de registrar las temperaturas de las mismas durante el ciclo térmico. Las muestras fueron colocadas entre dos palpadores del dilatómetro uno fijo y otro móvil, para registrar la variación en la longitud (dilatación o contracción) de la muestra durante el tratamiento térmico.

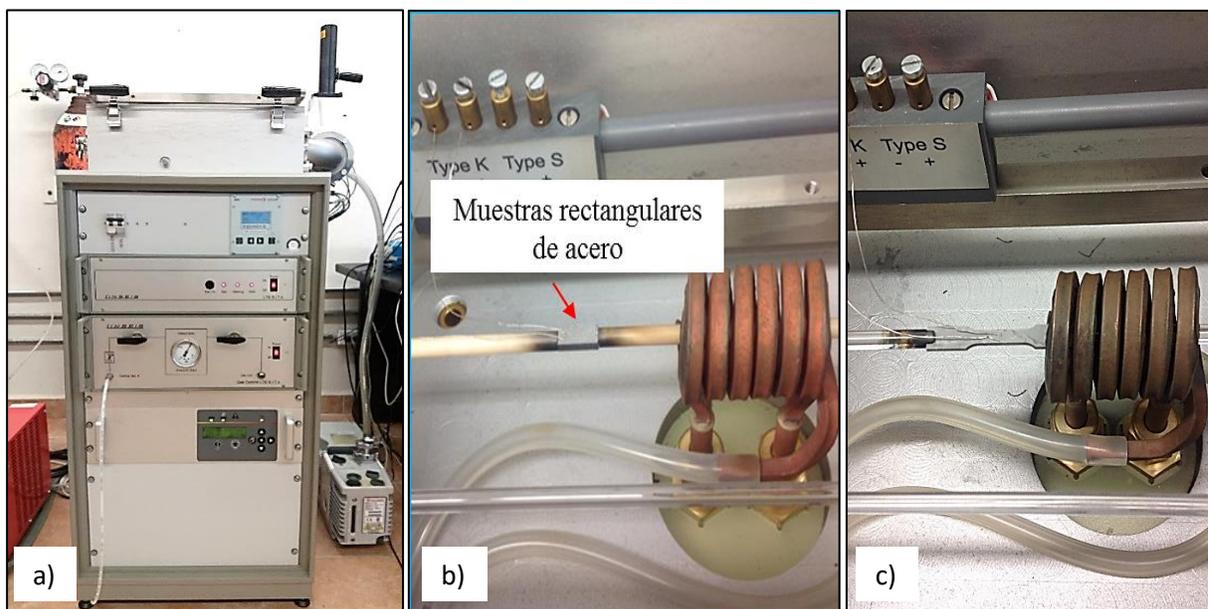


Figura 14. Equipo utilizado para los tratamientos térmicos: a) dilatómetro Linseis Rita L78, b) probetas para estudio de transformaciones de fase y c) probetas para ensayos de tensión uniaxial.



Finalmente, las muestras fueron introducidas dentro de una bobina de inducción en donde se realiza el calentamiento. Esta bobina es hueca, lo cual permite el paso de gas helio con el cual se realiza el enfriamiento de las muestras. Esta técnica permitió además de realizar los tratamientos térmicos, estudiar las transformaciones de fase in-situ en el acero [8, 31]. Para estos experimentos, las muestras fueron cortadas con dimensiones de 1.2 mm de espesor x 5.9 mm de ancho x 10 mm de longitud, con el fin de mantener un volumen constante de aproximadamente 70 mm³. Los experimentos se realizaron por triplicado de tal forma que el valor reportado es el promedio obtenido a partir de dichas mediciones.

Las transformaciones de fase fueron determinadas a partir de los cambios de pendiente en las curvas de dilatación. La Figura 15 muestra la manera en que se determinaron las temperaturas de transformación en calentamiento y enfriamiento continuo a partir de las curvas de dilatación obtenidas (ΔL vs T). Las velocidades de calentamiento y enfriamiento utilizadas en estos experimentos fueron de 20°C/s y 200°C/s, respectivamente.

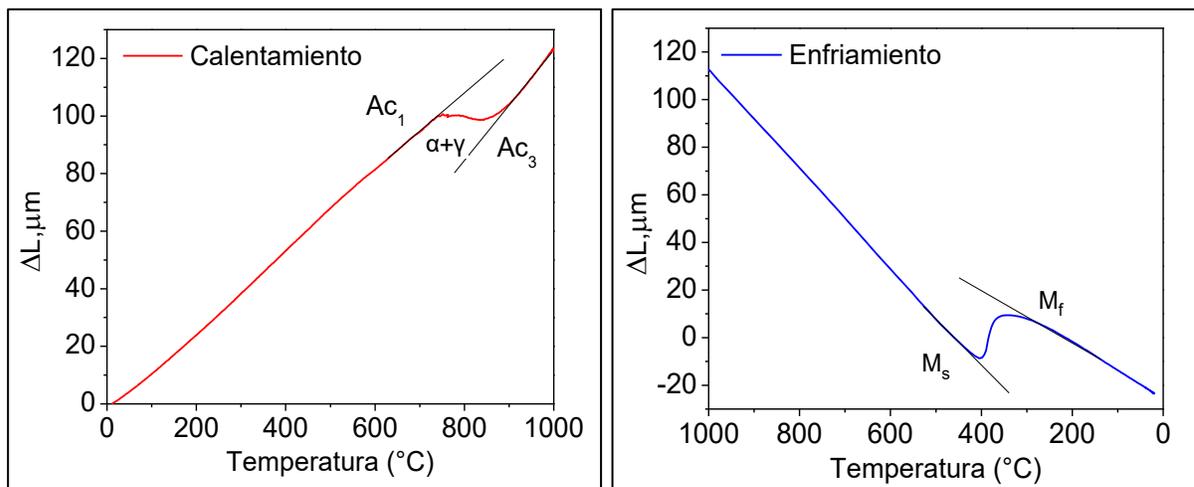


Figura 15. Determinación de las temperaturas críticas de transformación de fase, a) A_{c1} y A_{c3} , y b) M_s y M_f , en calentamiento y enfriamiento continuo, respectivamente.



A partir de estos resultados se establecieron las temperaturas del recocido (entre A_{c1} y A_{c3}) y del tratamiento isotérmico bainítico (por encima de M_s).

A partir del análisis de dilatometría en calentamiento continuo, y con ayuda del método de la regla de la palca [31, 32], se determinó que la temperatura requerida para obtener una microestructura consistente de 50% de ferrita + 50% de austenita durante el recocido intercrítico era de 835 °C. Sin embargo, considerando que la transformación de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ es un proceso difusivo, es de esperarse que para obtener la misma proporción de fases a un tiempo más prolongado es necesario reducir la temperatura.

La temperatura de recocido seleccionada fue de 800°C y los tiempos de recocido investigados fueron de 15, 30, 60 y 90 s. Una vez establecidas las condiciones de recocido intercrítico requeridas para obtener dicha proporción de fases, se prosiguió a evaluar el efecto de la velocidad de enfriamiento con el fin de determinar la velocidad requerida desde el recocido hasta el TIB, y con la cual se pudiera evitar la transformación de austenita a ferrita y perlita.

La Figura 16 muestra esquemáticamente las pruebas realizadas para determinar el efecto de la velocidad de enfriamiento (100, 50, 30 y 10°C/s) desde la etapa del recocido hasta el galvanizado.

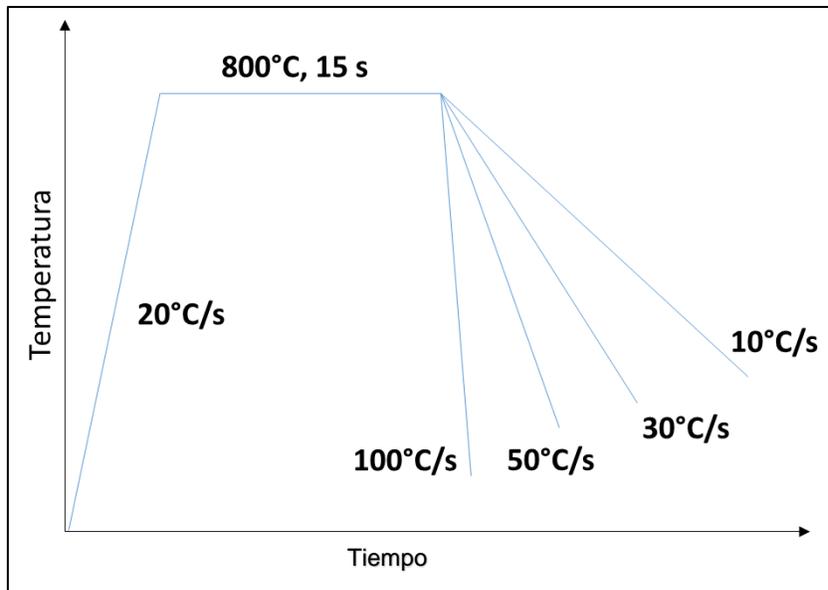


Figura 16. Ciclo térmico a diferentes velocidades de enfriamiento para estudiar la transformación de austenita en enfriamiento continuo.

Los tiempos de TIB (10, 30, 60 y 120 s) fueron establecidos con base a los requerimientos del proceso industrial (tiempos cortos). La Figura 17 muestra los parámetros de los ciclos térmicos realizados en el acero experimental para la obtención de un acero TRIP.

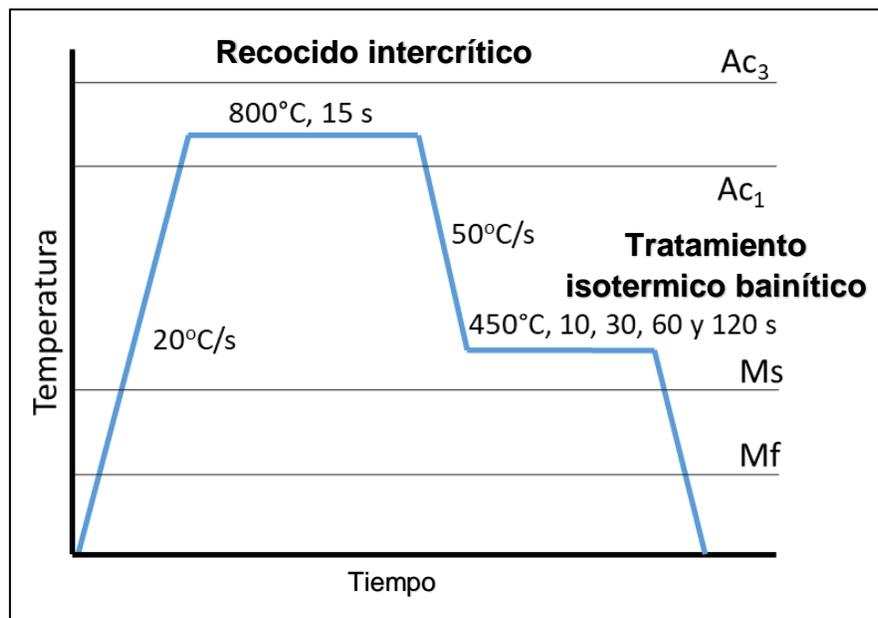


Figura 17. Representación esquemática de los ciclos térmicos que se utilizaron para la fabricación de láminas de aceros TRIP.



2.4 Técnicas de caracterización

Con el fin de establecer la correlación entre las variables del tratamiento térmico, la microestructura y las propiedades mecánicas del acero desarrollado experimentalmente, se utilizaron las siguientes técnicas de caracterización.

2.4.1 Composición química

La composición química del acero fabricado mediante fusión y colada se determinó en un equipo para análisis simultáneo de carbono y azufre (C y S) marca LECO modelo CS 230 (Figura 18). Las mediciones se realizaron en base al método de espectrometría de absorción infrarroja por combustión de acuerdo a las especificaciones de la norma ASTM E-1019 [33]. La cantidad de material utilizado en cada análisis fue de 1 gr y los análisis se realizaron por triplicado. Los contenidos de los elementos restantes fueron determinados mediante espectrometría de emisión óptica de acuerdo a la norma ASTM E-415 [34]. Los análisis se realizaron en un espectrofotómetro de emisión óptica por chispa marca Spectro modelo LabS (Figura 19).



Figura 18. Determinador simultáneo de C y S marca Leco modelo CS 230.



Figura 19. Espectrofotómetro de emisión óptica por chispa marca Spectro modelo LabS.



2.4.2 Caracterización microestructural y cuantificación de fases

La evolución de la microestructura se siguió mediante microscopía óptica en un microscopio Olympus GX51 (Figura 20) y captura de imágenes con el software QCapture Pro.

Para su observación por dicha técnica, las muestras fueron preparadas por técnicas convencionales de metalografía. Se montaron en caliente utilizando resina fenólica (baquelita); posteriormente, fueron desbastadas utilizando lijas de carburo de silicio (Struers No. 120 a 2400) y pulidas hasta acabado espejo con pasta de diamante (3 y 1 μm). Finalmente, las muestras fueron atacadas químicamente con reactivo de *LePera* (50% *picral* al 4% + 50% *metabisulfito de sodio* al 1%) para revelar la microestructura. Este reactivo permitió, en primera instancia, determinar si se obtienen las fases requeridas en el acero TRIP investigado, debido a los distintos colores que adquiere cada una de las fases con este reactivo [14]. Los cambios de la microestructura se evaluaron en secciones paralelas a la dirección de laminación.



Figura 20. Microscopio Olympus GX51.



La cuantificación de fases se realizó con el software Stream Essentials, por diferencia de contraste con la aplicación de límite manual “*Manual Threshold*”, en imágenes adquiridas con objetivos de 100x. La Figura 21, muestra esquemáticamente la forma en que se realizaron estas mediciones.

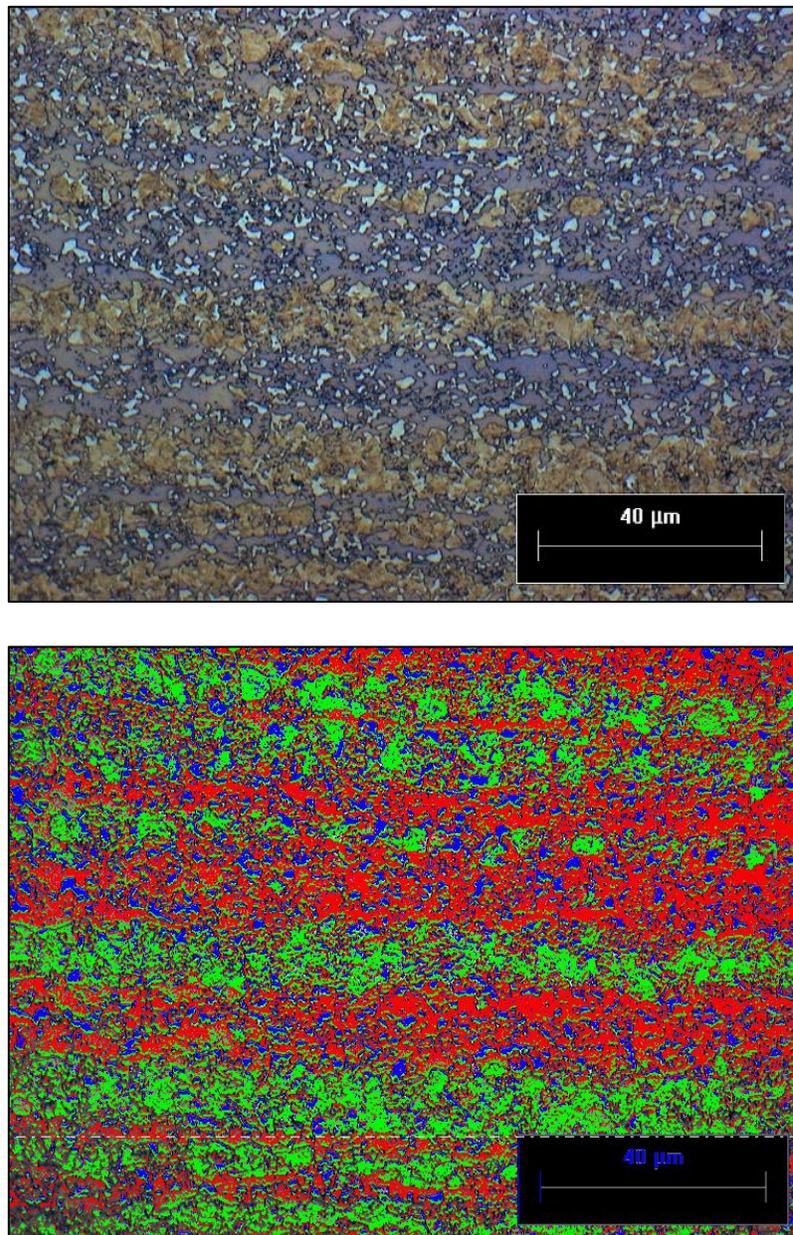


Figura 21. Cuantificación de fases mediante análisis de imágenes con el programa Stream Essentials.



2.4.3 Propiedades mecánicas

Se realizaron mediciones de microdureza y ensayos de tensión uniaxial en muestras tratadas térmicamente con el fin de evaluar los efectos del tiempo de TIB sobre la capacidad de endurecimiento, y de esta manera establecer la correlación existente entre las variables del tratamiento térmico, la microestructura y las propiedades mecánicas.

2.4.3.1 Microdureza

Las mediciones se realizaron en un microdurómetro semiautomático Shimadzu HMV-G (Figura 22) en base a los procedimientos de la norma ASTM E-384 [35]. Las muestras fueron preparadas metalográficamente por técnicas convencionales para obtener superficies planas y paralelas. Se realizaron 20 mediciones por muestra a través del espesor de la lámina empleando un indentador de diamante con punta piramidal. Para garantizar la confiabilidad de las mediciones, se utilizó un estándar marca Wilson con valor nominal de 481 HV a una carga aplicada de 500 gr.



Figura 22. Microdurómetro semiautomático Shimadzu HMV-G.

2.4.3.2 Ensayos de tensión uniaxial

Las propiedades mecánicas también se determinaron a partir de curvas esfuerzo vs deformación obtenidas mediante ensayos de tensión uniaxial, utilizando probetas miniatura de 36.5 mm de longitud total y 12.5 mm de longitud calibrada; dimensiones que permiten un calentamiento uniforme de la probeta durante los tratamientos térmicos en el dilatómetro LINESIS L78 (bobina de inducción de aproximadamente 40 mm de longitud) (Figura 14c). Las mediciones se realizaron por triplicado. La resistencia a la cedencia y la resistencia a la tensión fueron determinadas utilizando un extensómetro de 12 mm de longitud calibrada, mientras que la elongación a fractura se determinó a partir de los cambios observados en las marcas de la longitud calibrada, de acuerdo con los procedimientos de la norma ASTM E-8 [36]. La Figura 24 muestra una curva esfuerzo vs deformación ingenieril obtenida en el acero experimental mediante el uso de un extensómetro MTS.

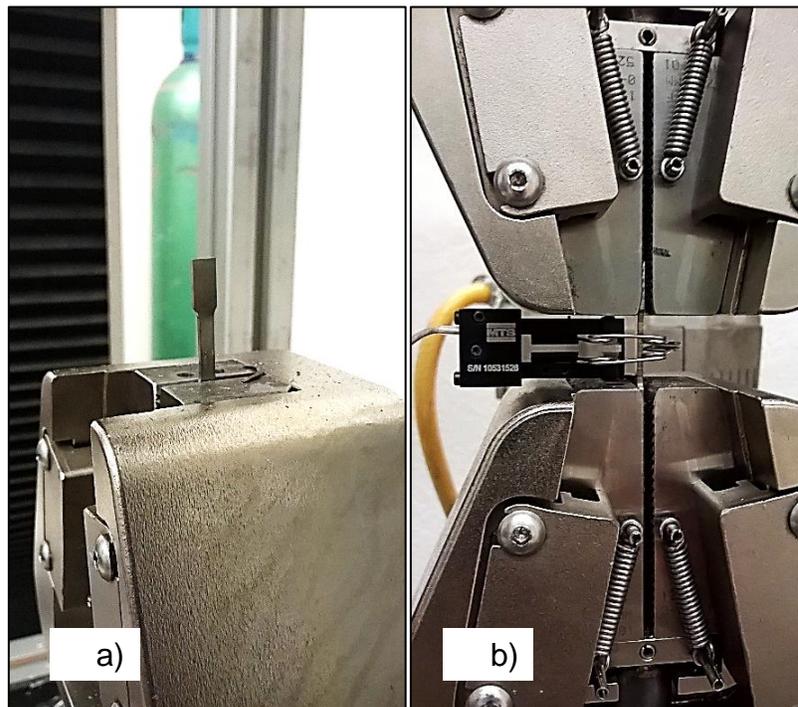


Figura 23. Probeta de acero utilizada para ensayos de tensión uniaxial: a) sin y b) con extensómetro MTS.

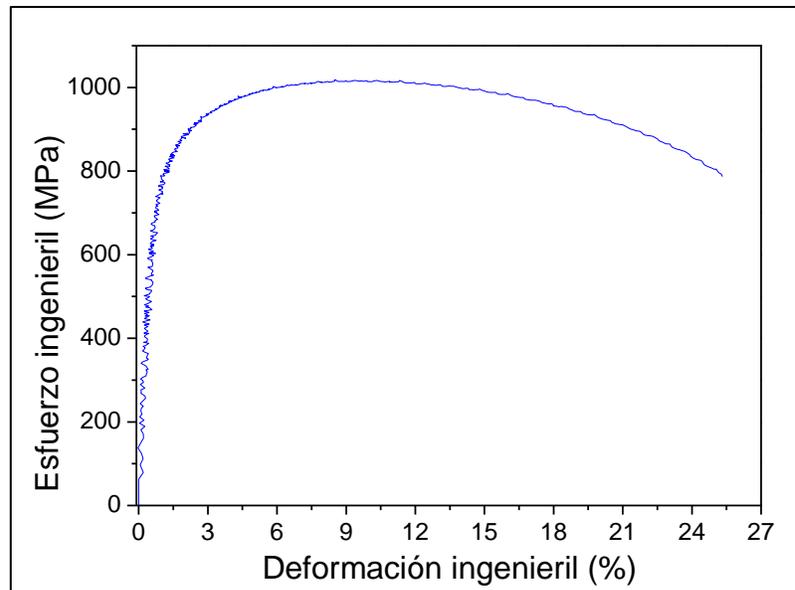


Figura 24. Curva esfuerzo vs deformación ingenieril obtenida experimentalmente de acuerdo a la norma ASTM E-8 con uso de extensómetro. La probeta utilizada para esta prueba fue sometida a ciclo de recocido a 800°C, 15 s y tratamiento isotérmico a 450°C, 10 s.



3. Resultados y discusión de los cambios en la microestructura y en las propiedades mecánicas ocasionados por los tratamientos térmicos.

3.1 Diseño de la composición química para la obtención del acero TRIP.

La Tabla 4 muestra la composición química nominal reportada para un acero AISI 1005 [37]. La Figura 25 muestra el diagrama CCT calculado con el software JMatPro utilizando la composición química nominal de dicho acero. Como se puede observar, para este tipo de acero es difícil obtener las fases requeridas en un acero TRIP para una velocidad de enfriamiento que pueda reproducirse a nivel industrial.

Tabla 4. Composición química nominal de un acero AISI 1005 (% en peso) [37].

Elemento	Fe	C	Mn	S	P
	Balance	0.06 (max)	0.35 (max)	0.05 (max)	0.04 (max)

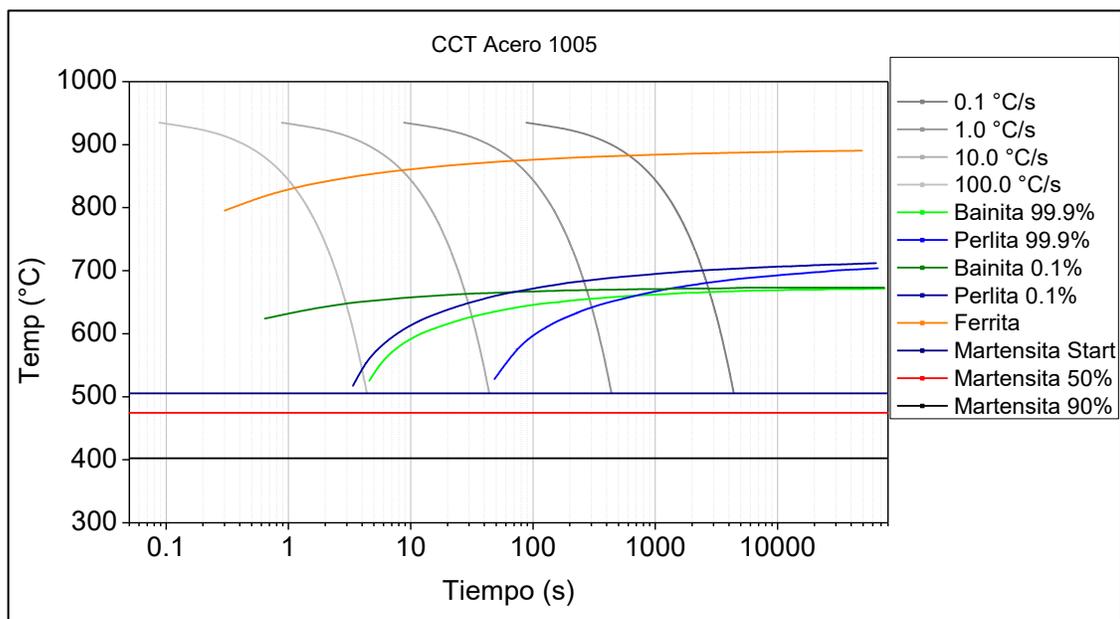


Figura 25. Diagrama CCT de un acero AISI 1005 obtenido mediante simulación con JMatPro.



Como se mostró en la Figura 6 es necesario que durante el enfriamiento del recocido al TIB la austenita no transforme a ferrita u otra fase, con el fin de controlar la transformación $\gamma \rightarrow \alpha_B$ durante el TIB. Como se observa en la Figura 25, la ferrita puede formarse a velocidades de enfriamiento entre 0.1 y 100°C/s dificultando la retención de la austenita hasta el TIB.

De la Figura 26 a la Figura 36 se muestran los diagramas CCT calculados mediante variaciones individuales de los elementos de aleación utilizados para la fabricación del acero experimental. Cabe recordar que para cada diagrama se varió la concentración de un elemento en particular y se mantuvo constante el resto de la composición química nominal del acero AISI 1005.

La Figura 26 muestra el efecto del aluminio sobre los cambios de fase en enfriamiento continuo. Como se puede observar, el aluminio incrementa la temperatura de transformación de la ferrita. Es decir, durante el enfriamiento, la formación de la ferrita ocurre a temperaturas más elevadas. Este comportamiento está relacionado con el efecto alfégeno del Al. Para las concentraciones de Al investigadas no se observa un cambio significativo sobre las curvas de transformación de bainita, perlita y martensita.

Con adiciones de silicio, se observa un comportamiento similar; al incrementar su contenido la curva de transformación de la ferrita se desplaza hacia valores más altos, lo cual indica que en el enfriamiento la transformación de $\gamma \rightarrow \alpha$ ocurre más rápido (Figura 27). Adicionalmente, se observa un ligero desplazamiento de las curvas de transformación a martensita (M_s) hacia temperaturas más bajas y un ligero desplazamiento en las curvas de transformación de la bainita hacia la derecha del diagrama y temperaturas más bajas. Este resultado indica que las adiciones de silicio retardan la formación de la bainita y la martensita durante el enfriamiento continuo.

El carbono recorre las curvas de transformación de la ferrita y la bainita hacia la derecha y a temperaturas más bajas del diagrama CCT, y también causa una disminución de la temperatura de inicio de transformación martensítica (Figura 28). Otros elementos que producen el mismo efecto son el cobre (Figura 29), manganeso (Figura 30) y níquel (Figura 31). Este comportamiento es atribuido al efecto gammágeno de dichos elementos.



El cromo aumenta ligeramente la temperatura de inicio de la transformación de la perlita y disminuye la temperatura de transformación de la martensita (Figura 32). El molibdeno causa un desplazamiento de la curva de transformación de la ferrita a una temperatura más baja. Asimismo, desplaza la temperatura de transformación de la martensita a valores más altos (Figura 33).

Para los contenidos investigados de niobio (Figura 34), titanio (Figura 35) y vanadio (Figura 36) no se observa un cambio significativo sobre el desplazamiento de las curvas de transformación. Sin embargo, como se mencionó anteriormente, estos elementos tienen un efecto importante sobre la formación de carburos y el refinamiento de grano con lo cual se puede lograr un incremento en las propiedades mecánicas [38].

Como se puede observar, cada uno de los elementos de aleación tiene un efecto sobre el desplazamiento de las curvas de transformación de fase en mayor o menor magnitud. Sin embargo, al variar la concentración de un solo elemento manteniendo el resto de la composición química del acero AISI 1005 constante, se observa que los diagramas CCT obtenidos no son lo apropiados para obtener las fases requeridas en un acero TRIP (bajo condiciones similares a las empleadas en el proceso de recocido y galvanizado real).

Es importante notar que el inicio de las curvas de enfriamiento a partir de la temperatura de austenización no es la misma en todos los casos. Esta variación está relacionada con la dependencia de la temperatura de transición A_3 con la composición química [38, 39]. Cabe mencionar que la temperatura de austenización establecida en cada caso fue de 50°C por encima de la temperatura A_3 .

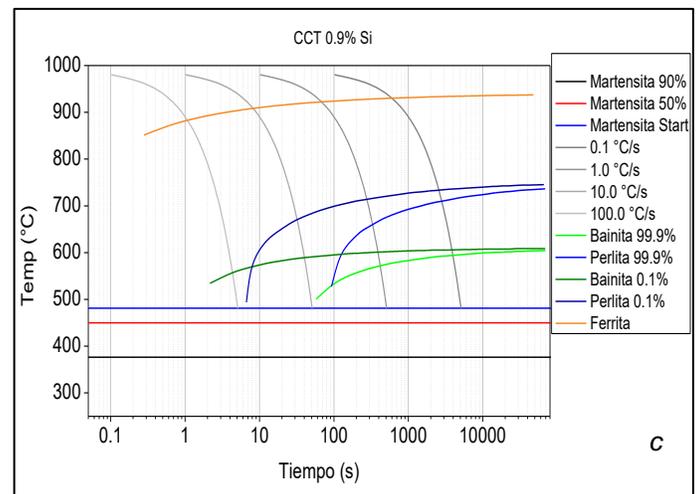
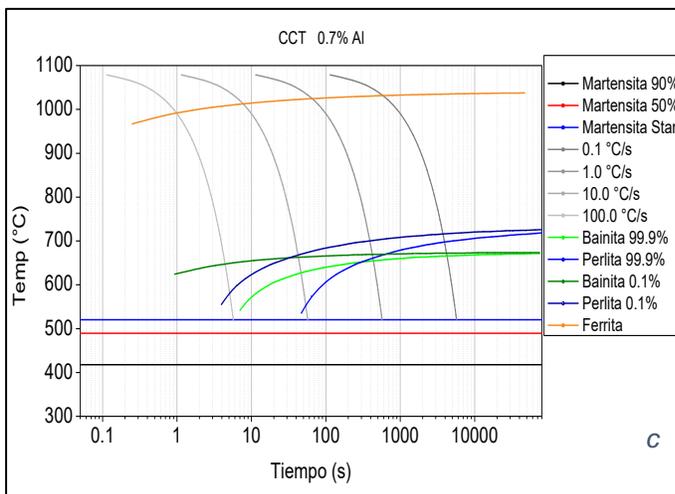
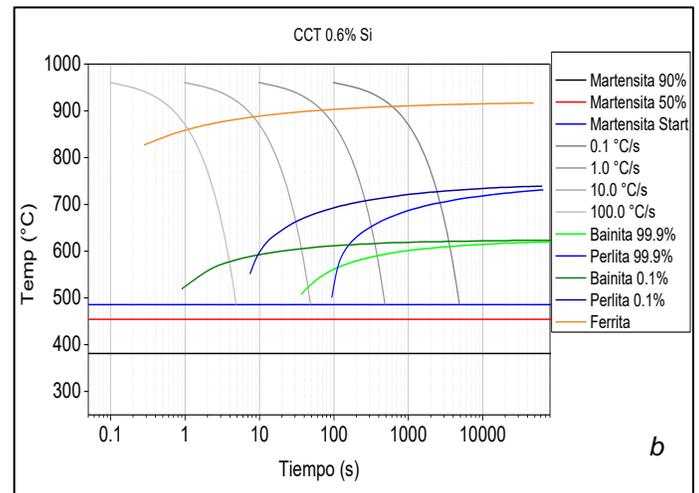
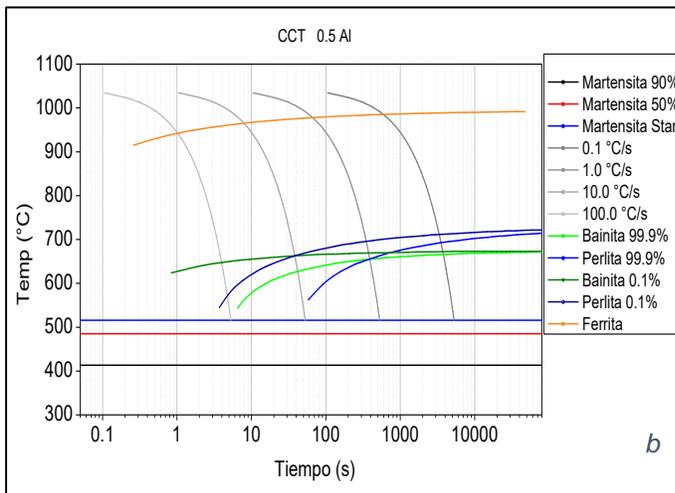
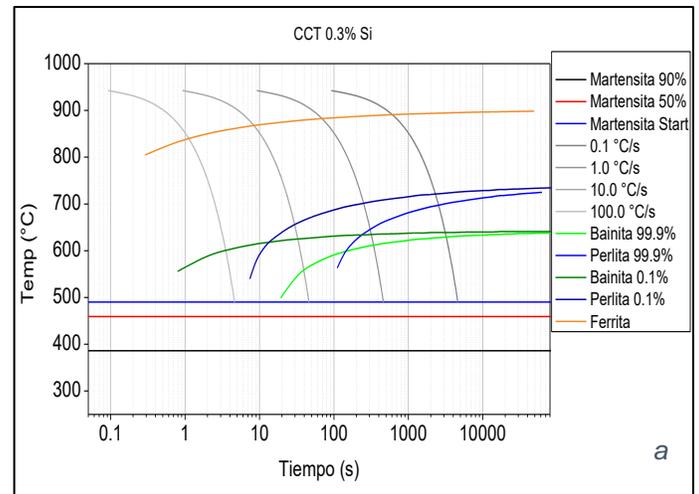
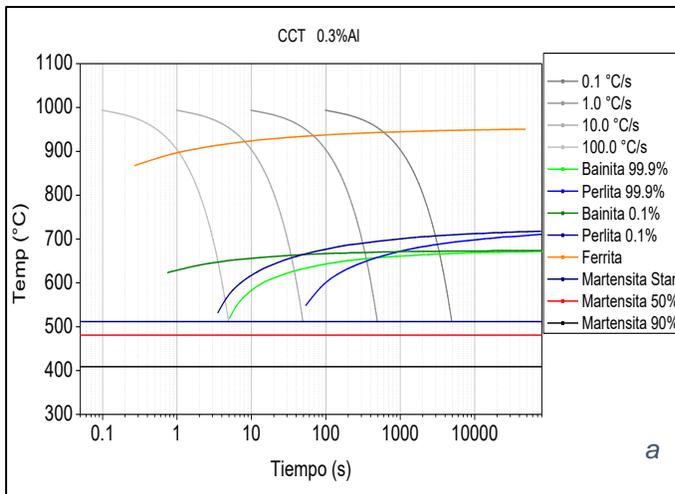


Figura 26. Diagramas CCT que muestran el efecto del aluminio (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.3%Al, b) 0.5%Al y c) 0.7%Al.

Figura 27. Diagramas CCT que muestran el efecto del silicio (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.3%Si, b) 0.6%Si y c) 0.9%Si.

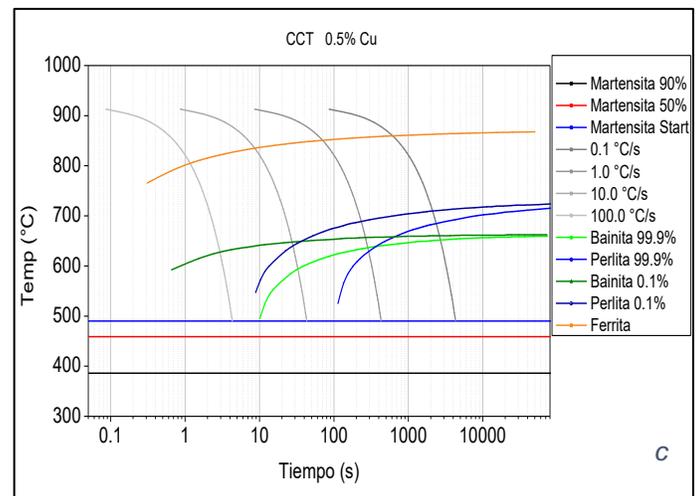
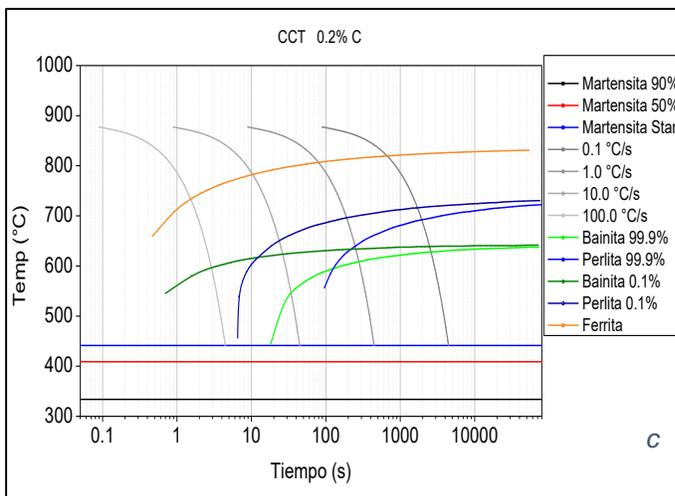
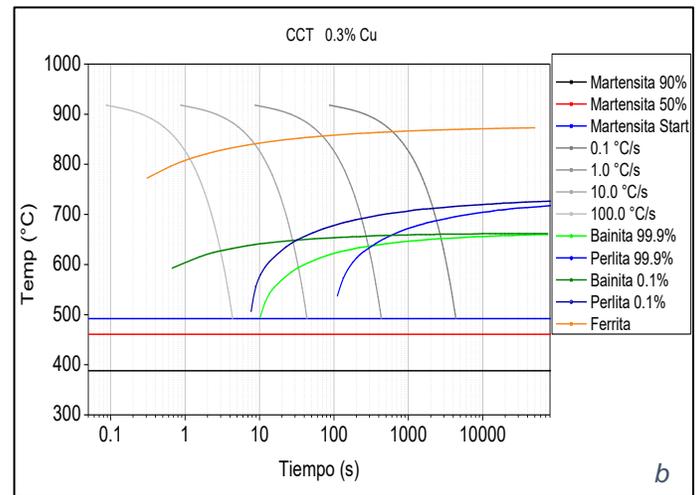
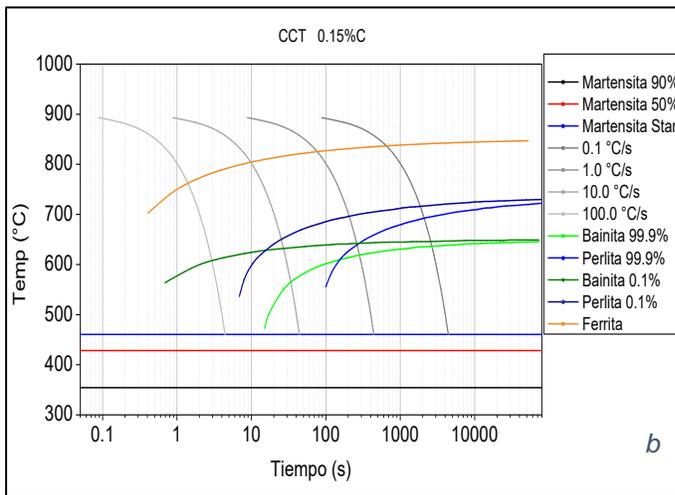
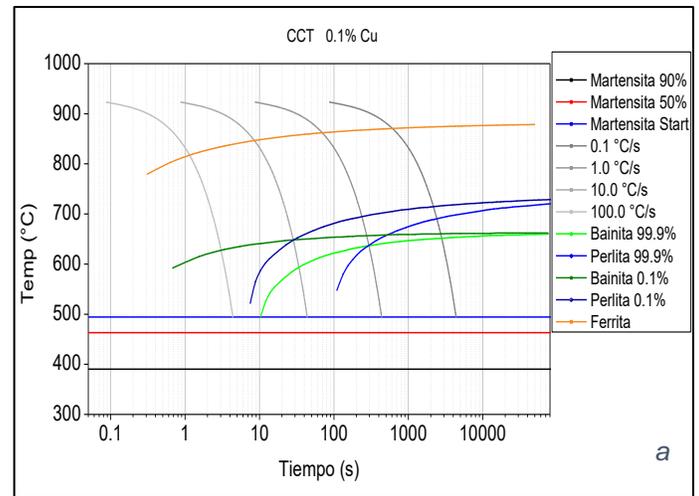
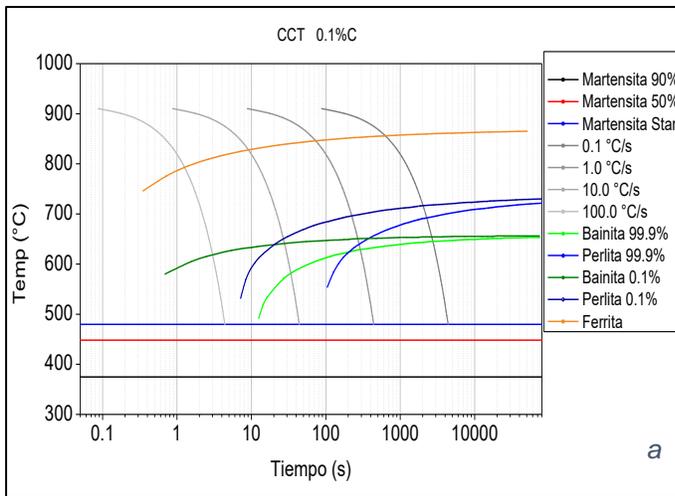


Figura 28. Diagramas CCT que muestran el efecto del carbono (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.1%C, b) 0.15%C y c) 0.2%C.

Figura 29. Diagramas CCT que muestran el efecto del cobre (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.1%Cu, b) 0.3%Cu y c) 0.5%Cu.

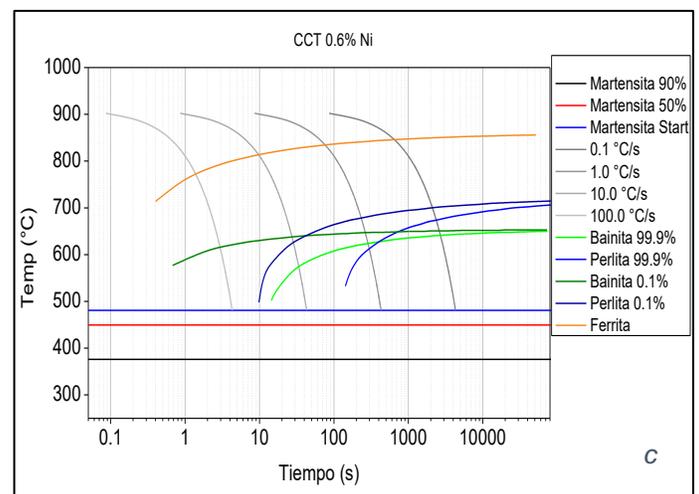
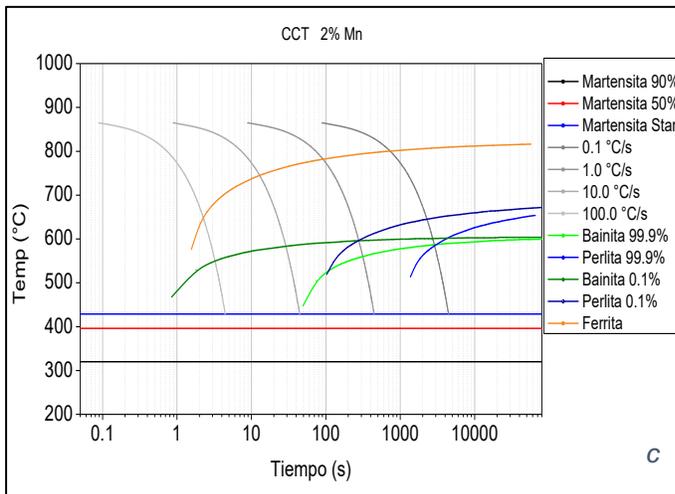
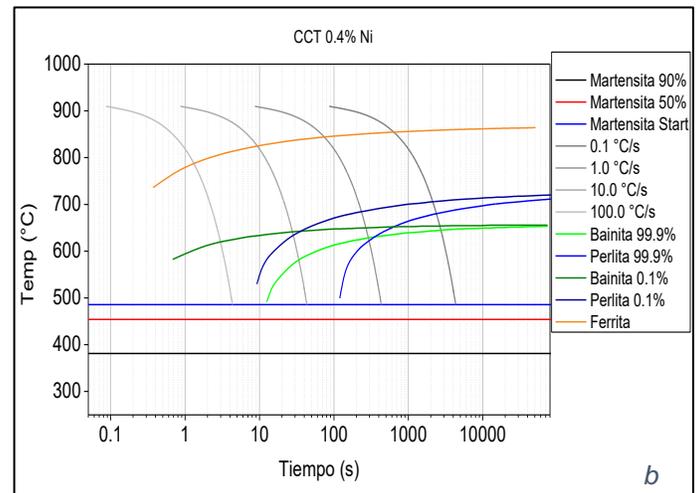
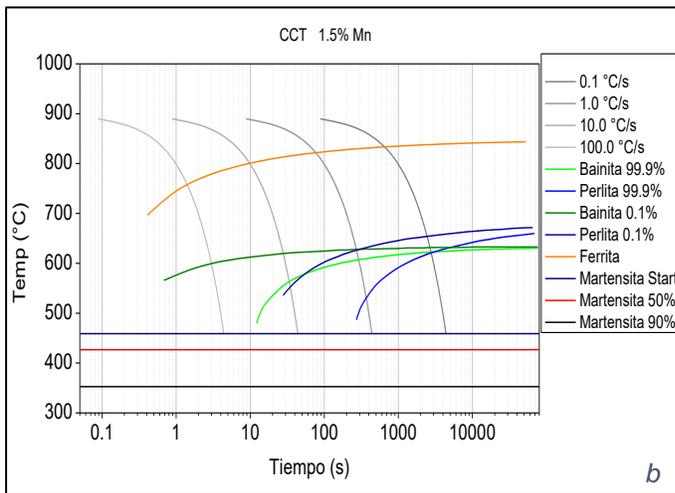
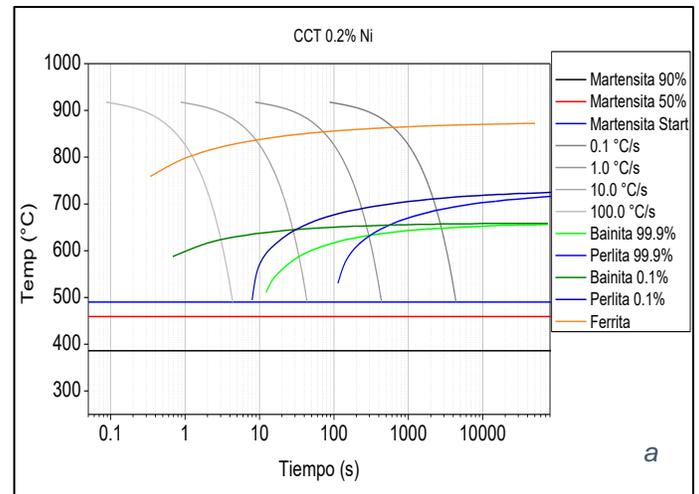
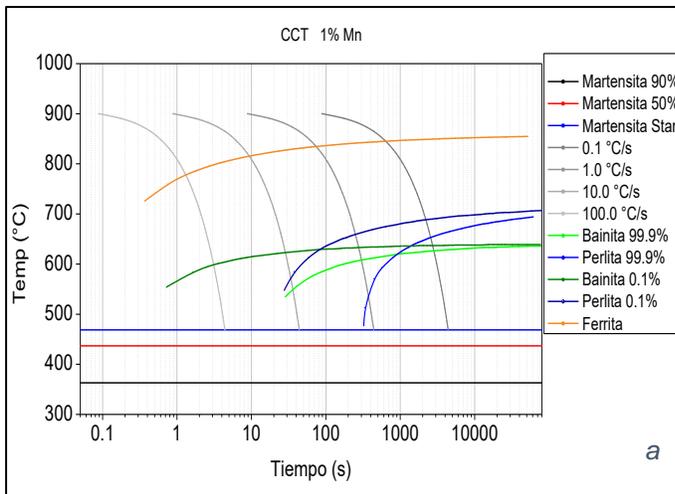


Figura 30. Diagramas CCT que muestran el efecto del manganeso (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 1%Mn, b) 1.5%Mn y c) 2%Mn.

Figura 31. Diagramas CCT que muestran el efecto del níquel (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.2%Ni, b) 0.4%Ni y c) 0.6%Ni.

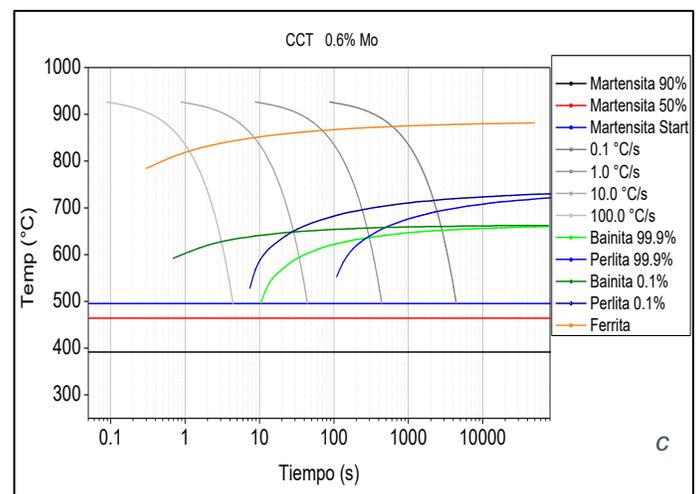
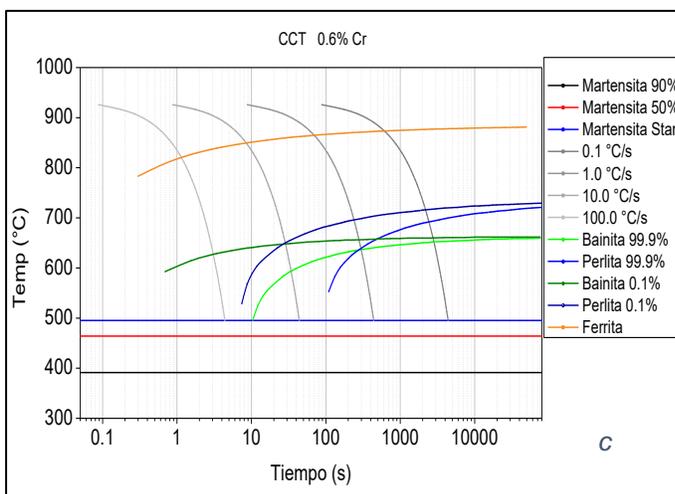
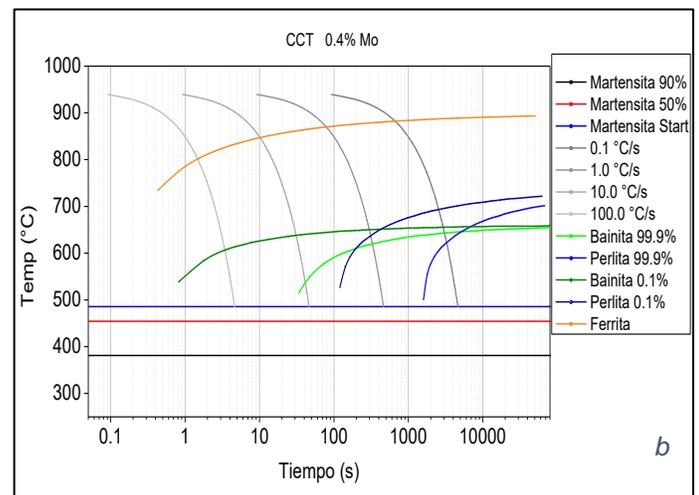
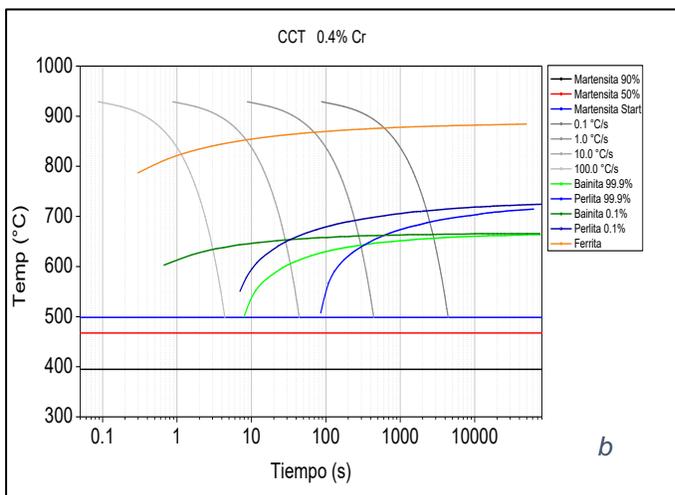
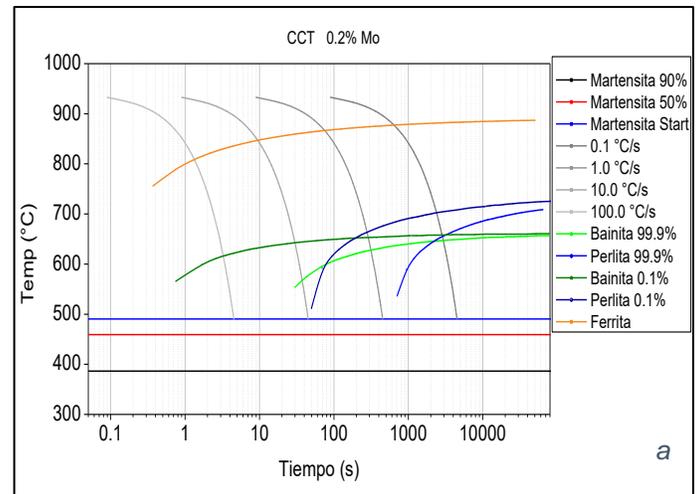
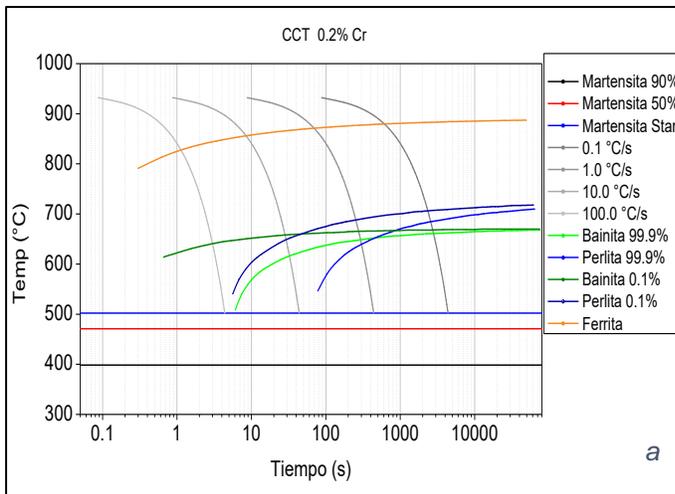


Figura 32. Diagramas CCT que muestran el efecto del cromo (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.2%Cr, b) 0.4%Cr y c) 0.6%Cr.

Figura 33. Diagramas CCT que muestran el efecto del molibdeno (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.2%Mo, b) 0.4%Mo y c) 0.6%Mo.

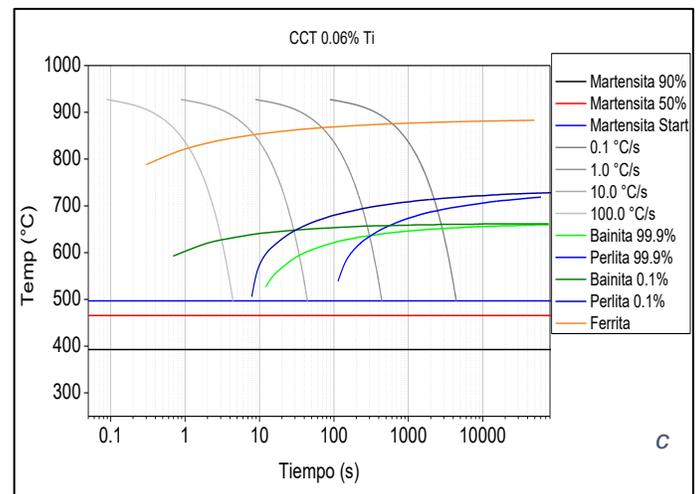
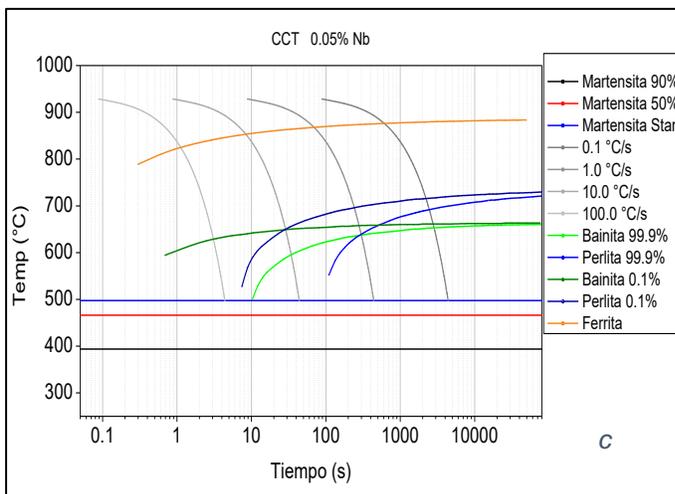
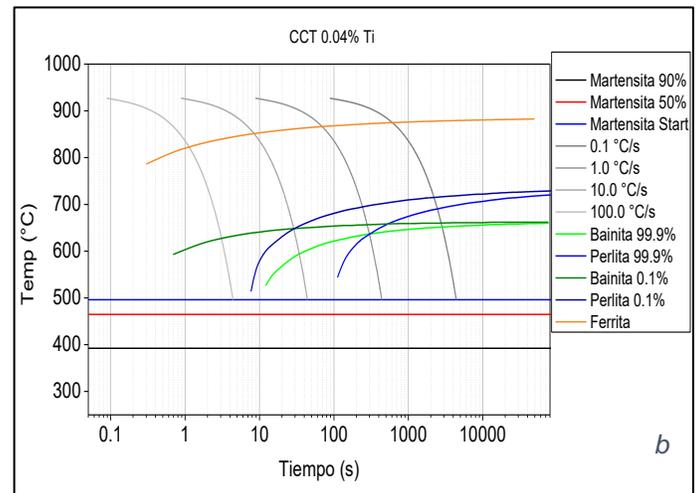
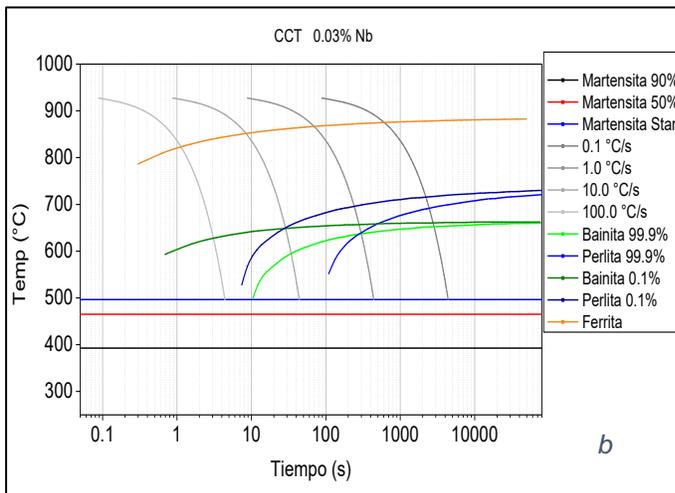
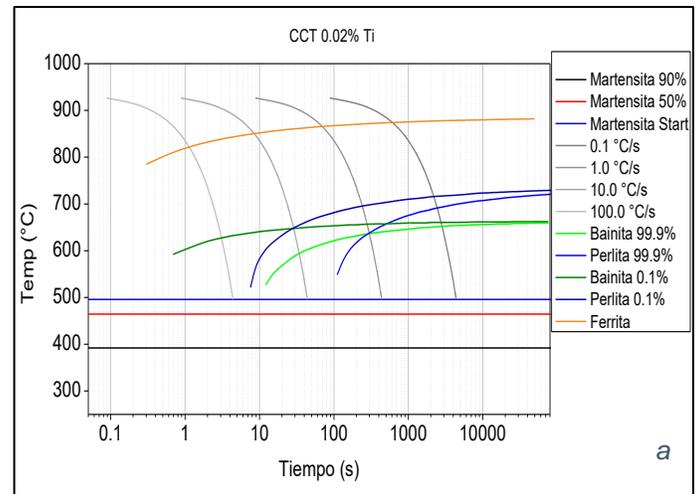
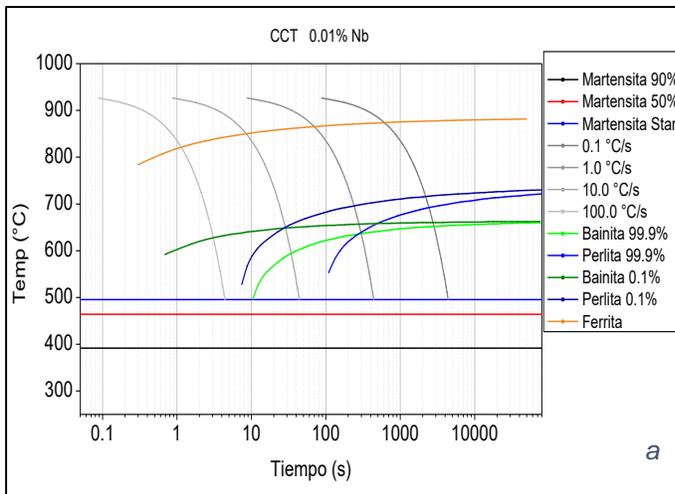


Figura 34. Diagramas CCT que muestran el efecto del niobio (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.01%Nb, b) 0.03%Nb y c) 0.05%Nb.

Figura 35. Diagramas CCT que muestran el efecto del titanio (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.02%Ti, b) 0.04%Ti y c) 0.06%Ti.

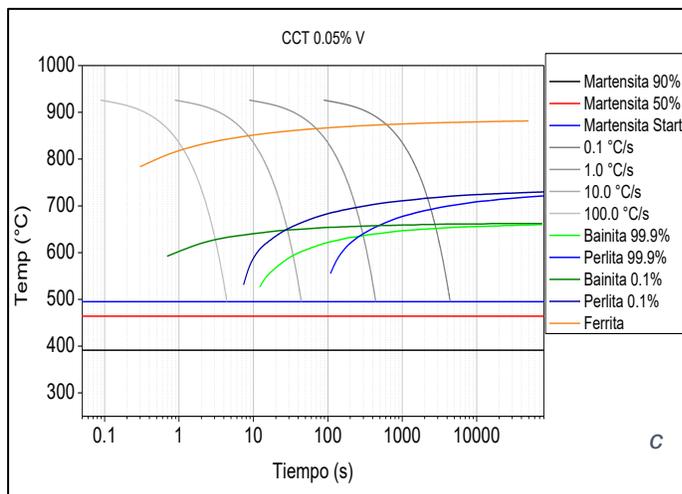
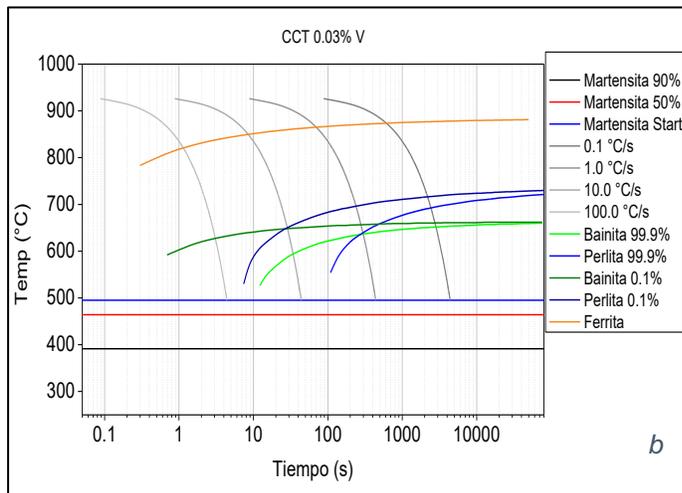
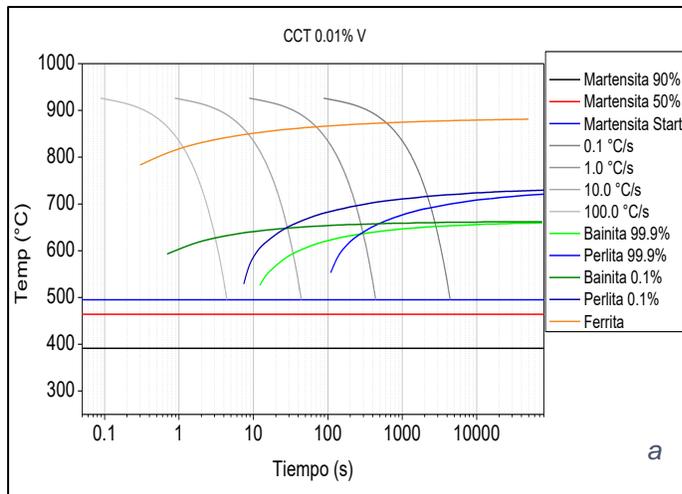


Figura 36. Diagramas CCT que muestran el efecto del vanadio (% peso) sobre la cinética de las transformaciones de fase en un acero AISI 1005: a) 0.01%V, b) 0.03%V y c) 0.05%V.



Es importante destacar que, a partir de estos resultados, fue posible acotar el contenido de cada uno de los elementos de aleación.

La Figura 37 muestra los efectos combinados de los elementos de aleación sobre la cinética de las transformaciones de fase. Estos diagramas fueron calculados utilizando los valores límites establecidos para el diseño de la composición química. Es decir, considerando las concentraciones máximas de los elementos gammágenos y los contenidos mínimos de los alfégenos (Figura 37a), y posteriormente tomando en cuenta los contenidos mínimos de los elementos gammágenos con las concentraciones máximas de los alfégenos (Figura 37b).

Es importante destacar que las concentraciones finales de los elementos de aleación no necesariamente fueron las mismas que las utilizadas durante la simulación de los efectos individuales. Algunos elementos se añadieron en menor o mayor cantidad con el fin de obtener los diagramas requeridos para la obtención de aceros TRIP. Es decir, un diagrama en el que las curvas de las transformaciones de ferrita y perlita estuvieran desplazadas hacia la derecha del diagrama, y las curvas de la transformación de bainita hacia la izquierda (ver Figura 6).

En general, la transformación de austenita a ferrita se retarda con el incremento en la cantidad de los elementos gammágenos y la disminución de los alfégenos (Figura 37a). Por lo tanto, se observa que la curva de la transformación ferrítica se desplaza hacia temperaturas más bajas y tiempos más prolongados. Adicionalmente, las temperaturas de inicio y fin de la transformación martensítica se desplazan a valores más bajos.

En efecto opuesto se observa al considerar los límites superiores de los elementos alfégenos y las cantidades mínimas de los elementos gammágenos (Figura 37b). En este caso, la curva de la transformación ferrítica se desplaza hacia temperaturas más altas y tiempos más cortos, lo cual significa que durante el enfriamiento continuo, dicha transformación ocurre más rápido que en el caso anterior. Sin embargo, en ambos casos, las velocidades de enfriamiento deben ser lentas para promover dicha transformación. Por otra parte, las curvas de inicio y fin de la transformación martensítica se desplazan a temperaturas más altas con el incremento de los elementos alfégenos.

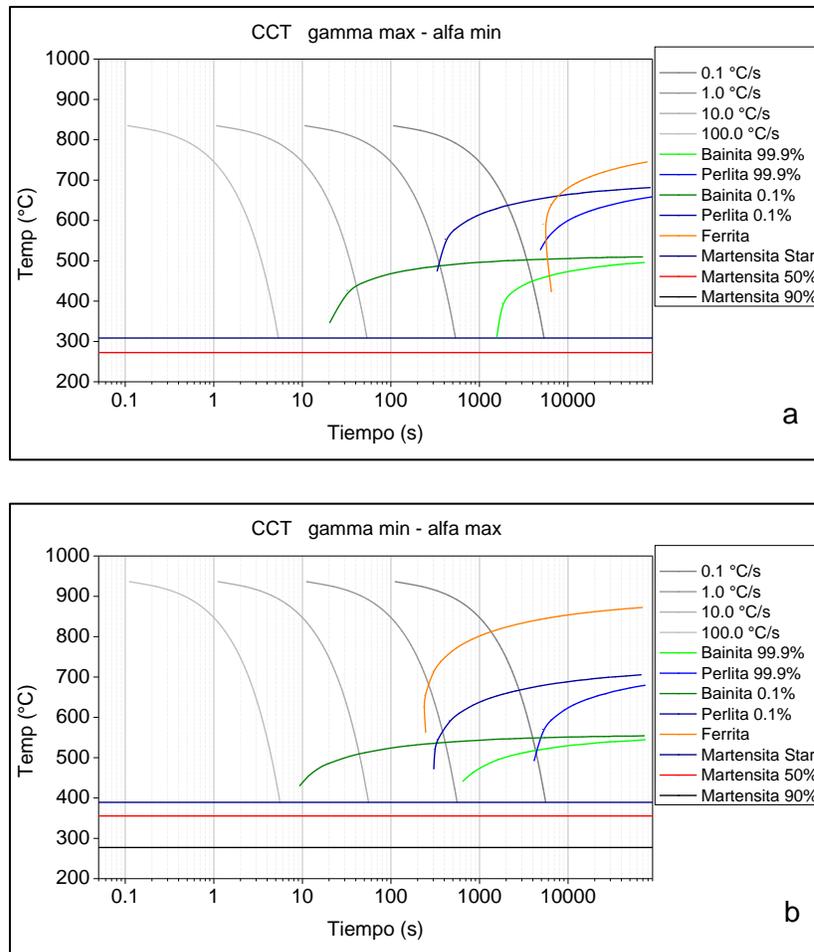


Figura 37. Efectos combinados de los elementos de aleación sobre el comportamiento de las transformaciones de fase en enfriamiento continuo: a) concentraciones de elementos gammágenos en el límite superior y alfégenos en el límite inferior, y b) contenidos de elementos gammágenos en el límite inferior y alfégenos en el límite superior.

Considerando que al establecer una composición química específica (un valor para cada elemento) se dificulta la fabricación del acero a nivel laboratorio, y que los cambios en la composición química causan cambios en la cinética; se decidió realizar una serie de simulaciones considerando un rango para cada uno de los elementos de aleación con el cual se pudieran obtener diagramas CCT que permitieran la obtención de aceros TRIP en líneas de recocido y galvanizado continuo. La Tabla 5 muestra el rango de composiciones sugerido de acuerdo con los resultados obtenidos mediante JMatPro.



La Figura 38 muestra un diagrama CCT calculado con una composición química dentro de los rangos de composición que se muestran en la Tabla 5, la cual ha sido considerada como la “composición sugerida” para la fabricación del acero experimental. Se observa que para una velocidad de enfriamiento entre 10 y 100°C/s, las curvas de transformación de la ferrita y la perlita se encuentran desplazadas hacia la derecha del diagrama, mientras que las curvas de la transformación bainítica se encuentran hacia la izquierda.

Como se mencionó anteriormente, estas características se requieren para controlar la transformación bainítica que puede ocurrir durante el tratamiento isotérmico que representa el proceso de galvanizado, con lo cual se pueden finalmente obtener las fases requeridas en un acero TRIP. Para las velocidades de enfriamiento mencionadas se observa que las curvas de la transformación bainítica se encuentran entre 400 y 500°C (Figura 38). Este resultado sugiere que existe una alta posibilidad para que la transformación $\gamma \rightarrow \alpha_B$ tenga lugar durante el TIB, considerando que la temperatura del mismo es por lo general alrededor de 450°C.

Tabla 5. Composición química propuesta de acuerdo a las simulaciones con JMatPro (% peso).

Elemento (s)	% peso
C	0.14 - 0.2
Si	0.5 -0.7
Al	0.5 -0.75
S	0.035 -0.04
Mn	1.5 -2.0
P	0.006-0.008
Cu	0.3 -0.5
Cr	0.3-0.35
Ni	0.2- 0.6
Mo+Ti+V+B+Nb	< 1.0

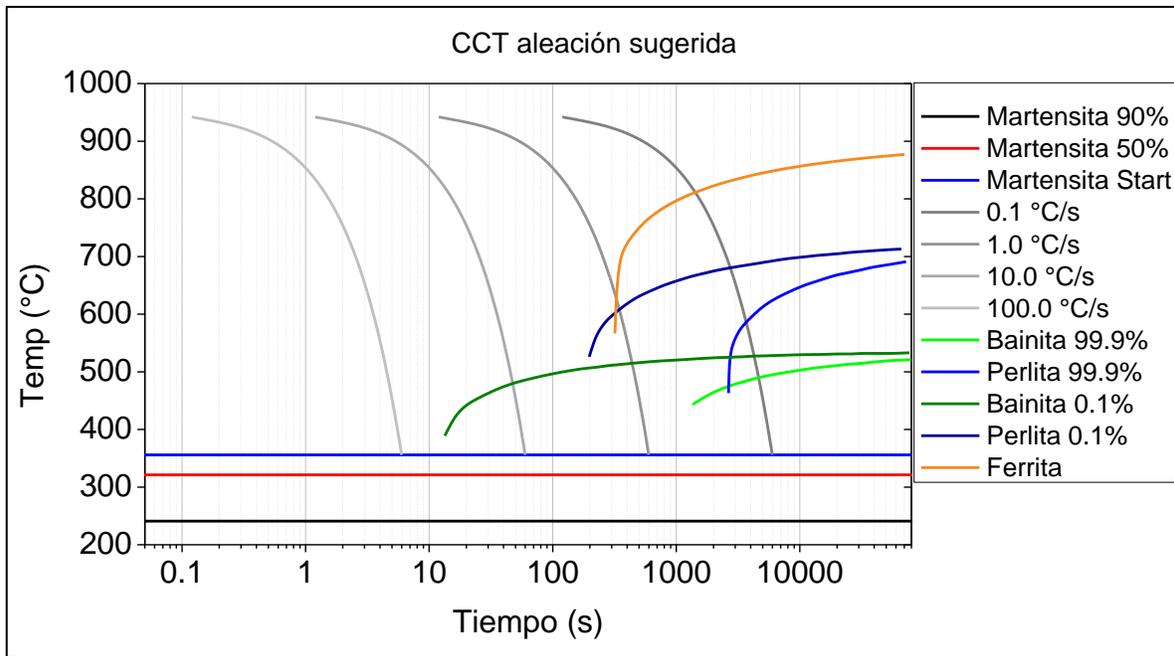


Figura 38. Diagrama CCT calculado con el software JMatPro utilizando la composición química sugerida que se presenta en la Tabla 5.

De acuerdo a la composición química establecida se espera que el bajo contenido de carbono le proporcione al acero buena soldabilidad; el bajo contenido de silicio (considerando que el contenido de este elemento en aceros TRIP puede ser incluso mayor a 1.5%) puede permitir buena adherencia del recubrimiento durante el galvanizado, y finalmente los elementos microaleantes en conjunto con los demás elementos pueden permitir no solo la obtención de las fases requeridas sino también el refinamiento de grano, con lo cual se puede lograr la obtención de un acero avanzado de alta resistencia de alto valor agregado.

Es importante mencionar que la concentración total entre los microaleantes (Ti+V+B+Nb) y el molibdeno (Mo), considerada para la fabricación del acero con base en las simulaciones realizadas, fue menor al 1.0% peso. De acuerdo con la revisión bibliográfica realizada, se encontró que en mucha de la información disponible relacionada con la química de aceros TRIP no se reporta la concentración de estos elementos. Por lo tanto, si el método utilizado para el diseño de la composición química o las concentraciones específicas de los microaleantes pudieran ser objeto de patente



se buscará la obtención de la misma. Por este motivo, las concentraciones de dichos elementos no se reportan en el presente documento.

La Tabla 6 muestra la composición química del acero experimental. En general, las concentraciones de los elementos (C, Si, Al, S, Mn, Ni) que se consideraron para las simulaciones de los diagramas CCT son similares a las obtenidas experimentalmente (comparar Tabla 5 y 6). Algunos elementos como el Cu, Cr y P se encuentran ligeramente fuera del rango propuesto. El Cu en el acero experimental exhibe un contenido ligeramente más bajo que el valor inferior considerado en las simulaciones; el contenido de Cr es ligeramente mayor que el valor máximo que se consideró para las simulaciones y el contenido de P es también superior que el valor máximo utilizado en las simulaciones.

Elementos como el W, Sb, Zr y Zn, los cuales no fueron considerados para el diseño de la composición química durante las simulaciones, están presentes en el acero experimental (Tabla 6). Aunque se realizaron los balances de masa correspondientes para el desarrollo del acero, la presencia de estos elementos está relacionada con la composición química de las ferroaleaciones utilizadas.

La Figura 39 muestra el diagrama CCT calculado con la composición química obtenida en el acero experimental (Tabla 6). Este diagrama fue utilizado en primera instancia para el diseño del tratamiento térmico requerido para la fabricación del acero TRIP. Como se puede observar en este diagrama, para una velocidad de enfriamiento de 50°C/s , es posible evitar la transformación de austenita a ferrita, perlita o incluso a bainita, desde la temperatura de austenizado hasta alrededor de 320°C (temperatura a la cual inicia la transformación martensítica). Además, se observa que la transformación bainítica tiene lugar a temperaturas entre aproximadamente 320°C y 500°C , lo cual ofrece una posibilidad para la fabricación de aceros TRIP en líneas de recocido y galvanizado continuo.



Tabla 6. Composición química del acero experimental (% peso).

Elemento (s)	% peso
C	0.14
Si	0.61
Al	0.59
S	0.03
Mn	1.72
P	0.017
Cu	0.26
Cr	0.45
Ni	0.42
W	0.002
Sb	0.008
Pb	0.003
Zr	0.0001
Zn	0.001
Mo+Ti+V+B+Nb	< 1.0

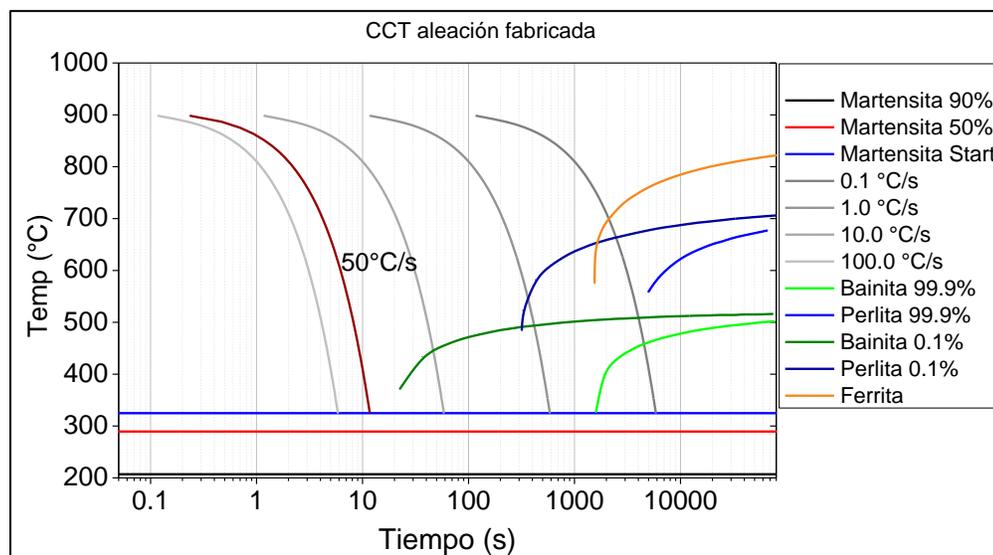


Figura 39. Diagrama CCT calculado con el software JMatPro utilizando la composición química determinada del acero experimental.



3.2 Estudio de las transformaciones de fase mediante análisis dilatométrico

Las temperaturas críticas de transformación de fase en calentamiento (Ac_1 y Ac_3) y enfriamiento (M_s y M_f) continuo para el acero fabricado a escala laboratorio fueron determinadas mediante dilatometría y se muestran en la Figura 40. Para determinar estas temperaturas las muestras fueron calentadas a 20°C/s desde la temperatura ambiente hasta 1000°C , mantenidas durante 1 min y enfriadas hasta temperatura ambiente a una velocidad de 200°C/s .

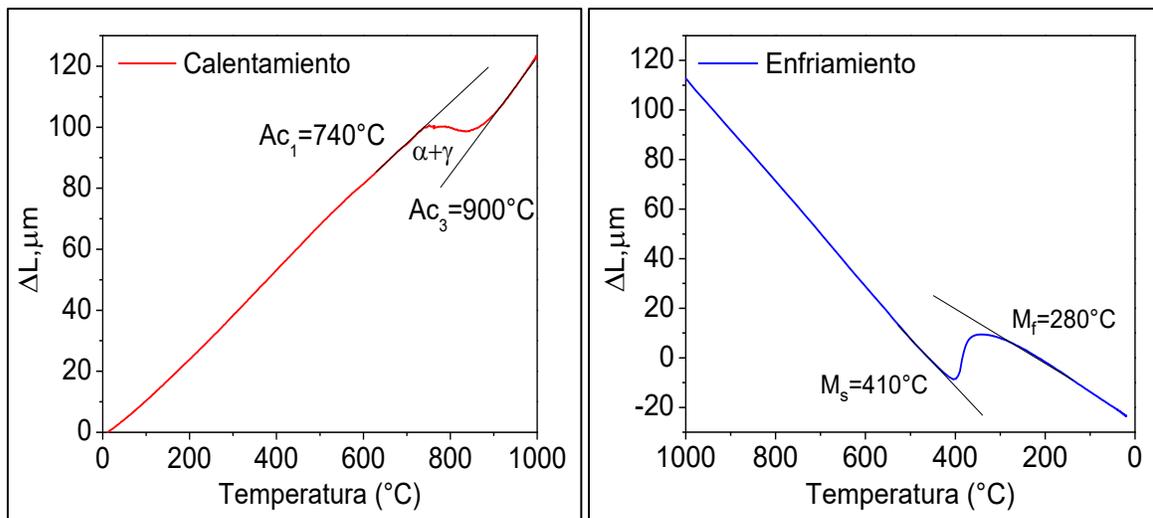


Figura 40. Determinación de las temperaturas críticas de transformación de fase Ac_1 y Ac_3 en calentamiento y M_s y M_f en enfriamiento continuo, a partir de las curvas de dilatación.

Los cambios de pendiente en las curvas de dilatación están relacionados con un reordenamiento atómico en las distintas estructuras alotrópicas del acero o con cambios de volumen que se experimentan durante las transformaciones de fase [32, 40]. El hecho de que se observe un comportamiento lineal significa que la dilatación del material es proporcional a la temperatura, lo cual es posible mientras no exista un cambio microestructural durante el calentamiento o enfriamiento [40, 41].



Por lo tanto, los resultados obtenidos sugieren que los cambios de pendiente observados a 740°C y 900°C están relacionados con el inicio y el fin de la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$, es decir con las temperaturas críticas de transformación de fase, Ac_1 y Ac_3 , respectivamente. Por debajo de la temperatura crítica Ac_1 la microestructura del material consiste de una mezcla de ferrita y carburos. En contraste, por encima de Ac_3 la fase principal en el acero es la austenita [42, 43].

Las temperaturas críticas de transformación de fase en enfriamiento continuo determinadas experimentalmente son $M_s=410^\circ\text{C}$ y $M_f=280^\circ\text{C}$. Como se puede observar en la Figura 40, existe una expansión del material durante el enfriamiento. Este comportamiento está relacionado con el cambio de volumen durante la transformación martensítica ($\gamma \rightarrow \alpha'$) [8].

Las diferencias entre las temperaturas de inicio y fin de la transformación martensítica obtenidas mediante dilatometría y las calculadas con el software JMatPro pueden estar relacionadas con las características del material de partida, por ejemplo el grado de deformación plástica, morfología, cantidad y tamaño de las fases secundarias, y la posible variación en el tamaño de grano austenítico que se logra durante el austenizado [44].

Es importante recordar que el cálculo de las temperaturas de transición de fase con el software JMatPro se determinó considerando la composición química y un tamaño de grano austenítico constante (ASTM=9). Sin embargo, las características del material de partida no se consideran para el cálculo pero pueden tener un efecto importante, no solo sobre la transformación displaciva sino también sobre aquellas controladas por difusión [44].

3.2.1 Recocido intercrítico

Con el fin de obtener una microestructura consistente de aproximadamente 50% de ferrita + 50% de austenita durante el recocido intercrítico, primeramente se realizó un análisis dilatométrico en calentamiento continuo.



La Figura 41 muestra la curva de dilatación a partir de la cual se realizó dicho análisis. Primeramente, se obtuvieron las ecuaciones que describen el comportamiento lineal en las gráficas de ΔL vs T, con el fin de proyectar el comportamiento observado antes y después de la transformación a austenita, es decir, proyectar el comportamiento observado antes de Ac_1 y después de Ac_3 a la región intercrítica (líneas puntadas de color rojo en la Figura 41).

Posteriormente, se trazaron líneas rectas a 90° con respecto al eje de la abscisa (líneas sólidas rojas) para unir las líneas punteadas, y a partir de la “regla de la palanca”, determinar la fracción de ferrita y austenita durante el calentamiento continuo [31, 32]. La longitud de cada línea sólida representa el 100% de las fases; es decir, una línea recta sólida que se encuentra por debajo de Ac_1 , representa el 100% de la fase ferrita, mientras que una línea sólida por encima de Ac_3 representa el 100% de la fase austenita.

Para una temperatura determinada dentro del rango bifásico, la intersección de una línea sólida roja con la curva de dilatación define un punto de la recta, el cual determinará las cantidades de ferrita y austenita [41]. En la Figura 41 se muestra la evolución de la austenita durante el recocido intercrítico en calentamiento continuo mediante la curva sigmoideal de color azul. A partir de este análisis se determinó que la proporción de fases deseada ($50\%\alpha + 50\%\gamma$) se obtiene a temperaturas de aproximadamente 835°C , esto es, en calentamiento continuo a 20°C/s (velocidad establecida de acuerdo a los parámetros de planta).

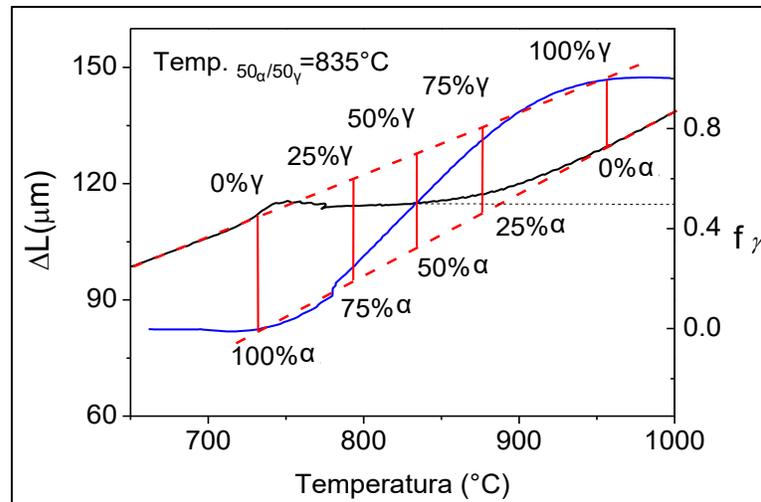


Figura 41. Determinación de la temperatura requerida para obtener 50% α + 50% γ durante el recocido intercrítico, a partir de las curvas de dilatación y la regla de la palanca.

El hecho de que la temperatura requerida para obtener 50% de ferrita + 50% de austenita durante el recocido intercrítico se haya determinado en calentamiento continuo, implica que no se tiene un tiempo de mantenimiento a dicha temperatura. Considerando que esta transformación ocurre mediante un proceso difusivo, se espera que para obtener la misma proporción de fases a un tiempo más prolongado es necesario reducir la temperatura.

Debido a esto, las muestras fueron calentadas a 800°C durante 15, 30, 60 y 90 s, y enfriadas a 200°C/s hasta temperatura ambiente. La velocidad de enfriamiento rápida se utilizó para asegurar la transformación de austenita a martensita durante el enfriamiento, y de esta manera evaluar el progreso de la transformación de ferrita a austenita durante el tratamiento isotérmico.

La Figura 42 muestra las microestructuras resultantes de los tratamientos térmicos; la fase clara corresponde a la fase de ferrita, mientras que la fase oscura a la martensita. Como se mencionó anteriormente, la presencia de martensita en el material templado está relacionada con la presencia de austenita durante el recocido intercrítico.

La Tabla 7 presenta la fracción en volumen de las fases presentes en muestras recocidas a 800°C (dentro del rango bifásico) en función del tiempo del tratamiento



térmico. Como se puede observar, la cantidad de ferrita presente en la microestructura disminuye de aproximadamente 43 a 28% con el incremento del tiempo de 15 a 90 s.

Durante el calentamiento del acero a una temperatura por encima de A_{c1} , se inicia la formación de austenita. Dicha formación ocurre mediante un proceso de nucleación y crecimiento [43, 45]; la ferrita con empaquetamiento cúbico centrado en el cuerpo se transforma a austenita con empaquetamiento cúbico centrado en las caras. La disminución en la cantidad de ferrita está relacionada con el progreso de la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ durante el recocido a 800°C . Para un mayor tiempo de recocido, la fracción de ferrita transformada es mayor lo cual implica un aumento en la fracción de austenita y una disminución en la cantidad de la ferrita (Tabla 7).

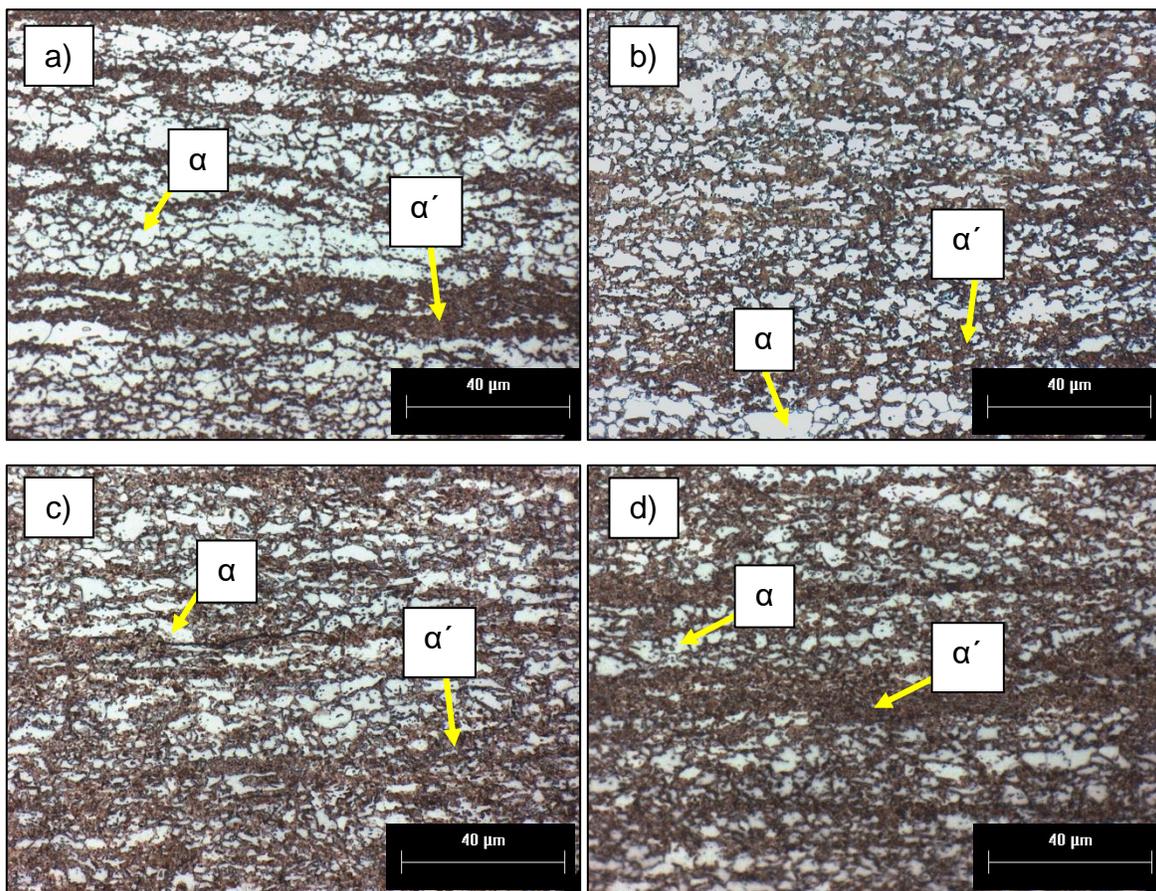


Figura 42. Microestructuras del acero recocido isotérmicamente a 800°C : a) 15 s, b) 30 s, c) 60 s y d) 90 s. Las muestras fueron atacadas con reactivo Nital al 5%; la fase clara corresponde a la ferrita y la oscura a la martensita.



El aumento en la cantidad de austenita durante el tratamiento isotérmico puede seguirse mediante el incremento en la cantidad de martensita después del enfriamiento a 200°C/s, como se puede observar en la Tabla 7.

Tabla 7. Porcentaje de fases resultantes del temple a partir de un tratamiento isotérmico en la región bifásica.

Evolución de fases durante el recocido a 800°C		Tiempo (s)			
		15	30	60	90
Fases (% vol.)	Ferrita	43.49	37.97	28.75	27.45
	Martensita	56.51	62.03	71.25	72.55

Como se observa en la Tabla 7 al incrementar el tiempo de recocido de 15 a 60 s, la cantidad de ferrita se reduce (de 43 a 28% aproximadamente), mientras que la cantidad de martensita se incrementa (de 56 a 71% aproximadamente). Sin embargo, con incrementos en el tiempo de 60 a 90 s la cantidad de ambas fases se mantiene prácticamente sin cambio.

En aceros de doble fase, la microestructura consiste en una mezcla de ferrita y martensita la cual se obtiene mediante la austenización parcial en la región intercrítica de una microestructura ferrítica-perlítica, seguida de enfriamiento rápido o temple. Durante el recocido intercrítico, se forma austenita que transformará a martensita en el temple posterior [38, 46].

Por otra parte, se ha reportado que en aceros con 0.12%C y 1.5%Mn, los tiempos necesarios para completar la disolución de la perlita son del orden de 0.2 a 200 ms a temperaturas entre 900°C y 780°C, respectivamente [43, 46].

Considerando la rápida velocidad de enfriamiento (200°C/s) y la posibilidad de que toda la perlita se haya disuelto durante el recocido a 800°C, se ha considerado que la fase oscura presente en las muestras tratadas térmicamente es martensita (Figura 42), y por lo tanto puede relacionarse de una manera aproximada con la cantidad de austenita presente en el recocido intercrítico.



Si se considera que la perlita se disuelve para tiempos cortos, el incremento en la cantidad de martensita puede estar relacionado con el incremento de austenita a partir de límites de ferrita. Asimismo, la disminución en la rapidez de cambio observada al incrementar el tiempo de 60 a 90 s pudiera estar relacionado con una disminución en la velocidad de nucleación de austenita como resultado de la redistribución del carbono durante la transformación de fase [46].

3.2.2 Enfriamiento continuo

La Figura 43 muestra el efecto de la velocidad de enfriamiento (100, 50, 30 y 10°C/s) sobre los cambios en las curvas de dilatación de muestras recocidas en la región intercrítica a 800°C durante 15 s. Es importante recordar que dichas pruebas se realizaron para determinar la velocidad de enfriamiento óptima del recocido al TIB, con la cual se pudiera evitar la transformación de la austenita (a perlita, ferrita o bainita), y de esta manera controlar la transformación bainítica durante el TIB.

Para una velocidad de enfriamiento de 100°C/s (Figura 43a), sólo se presenta un cambio en la pendiente de la curva de dilatación. Este cambio está relacionado con la transformación de fase de austenita a martensita y comienza a una temperatura alrededor de 355°C. De acuerdo con el diagrama CCT obtenido para este acero (Figura 39) se observa que para esa velocidad de enfriamiento la única transformación que puede ocurrir es $\gamma \rightarrow \alpha'$.

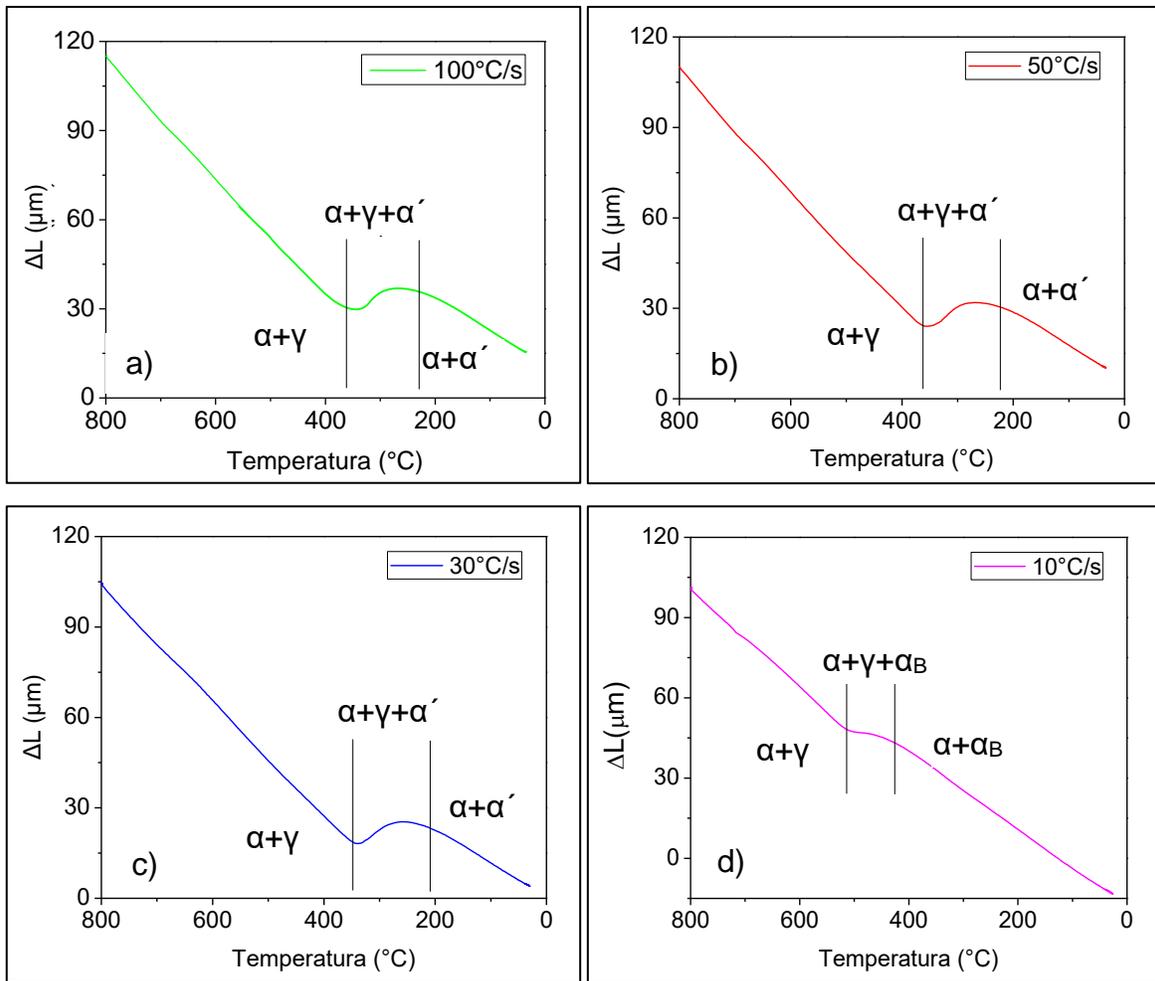


Figura 43. Curvas de dilatación (ΔL vs temperatura) obtenidas a diferentes velocidades de enfriamiento: a) 100°C/s, b) 50°C/s, c) 30°C/s y d) 10°C/s.

En el caso de muestras enfriadas a 50°C/s y 30°C/s (Figura 43b y 43c respectivamente), se observa un comportamiento similar; se presenta un cambio en la pendiente de la curva de dilatación lo cual sugiere una sola transformación de fase. Este cambio se observa alrededor de 355°C y 346°C, en muestras enfriadas a 50°C/s y 30°C/s, respectivamente, y se relaciona con la transformación de fase de austenita a martensita.

Cuando el enfriamiento se realiza a una velocidad de 10°C/s se observa un cambio en la pendiente de la curva de dilatación alrededor de 510°C (Figura 43d). Con base en el diagrama CCT obtenido para el acero experimental (Figura 39) es muy probable que la



transformación de fase relacionada con dicho cambio corresponda a la transformación bainítica.

La temperatura de inicio de la transformación martensítica calculada con el software es alrededor de 323°C, y difiere 32°C, 32°C y 23°C con respecto a la temperatura M_s determinada mediante dilatometría, en muestras enfriadas a 100, 50 y 30°C/s, respectivamente. La temperatura de inicio de la transformación bainítica calculada con el software para una velocidad de enfriamiento de 10°C/s es de 434°C, mientras que la obtenida mediante dilatometría es de 510°C.

Estas diferencias están relacionadas con la forma en que se determinaron las temperaturas de transición; mientras que el diagrama CCT fue calculado considerando una temperatura de 50°C por encima de A_{c3} , es decir, donde la microestructura es 100% austenítica, los resultados obtenidos mediante dilatometría fueron experimentalmente determinados a partir del rango bifásico (800°C). Adicionalmente, puede existir una contribución adicional de las características de la materia prima (grado de deformación plástica, tamaño de grano austenítico, tamaño, morfología y cantidad de fases secundarias), las cuales no son consideradas por el software.

La Figura 44 ilustra el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura de muestras que fueron recocidas a 800°C por 15 s. En muestras enfriadas entre 30 y 100°C/s se observa una microestructura similar caracterizada por la presencia de una fase clara y una oscura correspondientes a la ferrita y a la martensita, respectivamente (Figura 44a, b y c).

De acuerdo con los resultados de la Figura 43, estas muestras experimentan un solo cambio de fase correspondiente a la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$. Por lo tanto, a partir de estos resultados se puede establecer que el enfriamiento del recocido al TIB puede ser realizado a velocidades entre 30 y 100°C/s, sin que exista alguna otra transformación de fase. Es decir, las fases obtenidas en el recocido intercrítico (ferrita y austenita) pueden mantenerse hasta la temperatura seleccionada para el TIB.

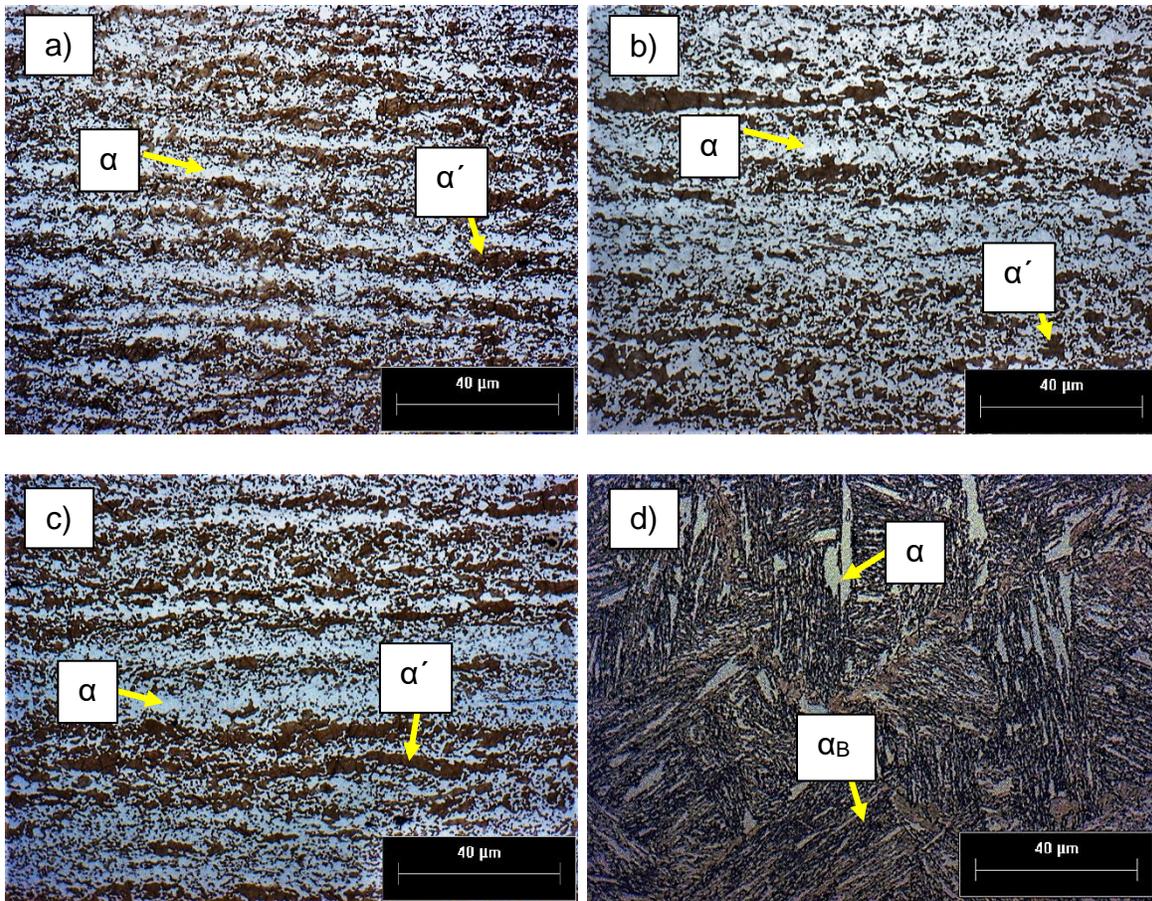


Figura 44. Microestructuras del acero recocido a 800°C por 15 s y enfriado hasta temperatura ambiente a: a) 100°C/s, b) 50°C/s, c) 30°C/s y d) 10°C/s.

Con el fin de asegurar que la austenita no se transforme durante el enfriamiento del recocido al TIB, se decidió realizar el enfriamiento a 50°C/s para los tratamientos posteriores.

En el caso de muestras enfriadas a 10°C/s, la microestructura es diferente a la obtenida a las otras velocidades, se observa la presencia de placas de ferrita en una matriz bainítica (Figura 44d). Es importante recordar que las pruebas se hicieron por triplicado y en las tres repeticiones se observó el mismo comportamiento.

La presencia de una menor cantidad de ferrita en las muestras que fueron enfriadas a una velocidad más lenta sugiere que durante el recocido, el material pudo estar expuesto un mayor tiempo dentro del rango intercrítico resultando en una mayor



cantidad de austenita debido al progreso de la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$. Esto explicaría la presencia de una matriz principalmente bainítica. Esta observación es válida si se asume que toda la perlita presente en el material se haya disuelto durante el calentamiento hasta 800°C, permitiendo una rápida nucleación de la austenita [46, 47].

De acuerdo con el diagrama CCT calculado utilizando la composición química determinada experimentalmente para el acero en estudio (Figura 39), es posible que durante el enfriamiento a 10°C/s también se forme algo de perlita. Sin embargo, con base en los resultados de dilatometría (Figura 43d) y de las microestructuras obtenidas (Figura 44d) se puede establecer que dicha transformación no ocurre.

Por un lado, estas variaciones se relacionan con el hecho de que el diagrama CCT fue calculado a partir de una microestructura 100% austenítica, mientras que las dilatometrías se obtuvieron a partir del rango bifásico. Además, las características del material de partida que no se consideran para el cálculo también contribuyen con dichas variaciones.

Los valores promedio de microdureza obtenidos en estas muestras fueron de 386, 388, 382 y 307 HV, para velocidades de enfriamiento de 100, 50, 30 y 10°C/s, respectivamente. Este resultado sugiere que la fase oscura presente en la microestructura de muestras enfriadas entre 30 y 100°C/s es martensita, y que la fase presente en muestras con enfriamiento a 10°C/s es principalmente bainita.

3.2.3 Tratamiento isotérmico bainítico

Después de establecer la temperatura y el tiempo de recocido requeridas para obtener una microestructura consistente de 50% α +50% γ (800°C, 15 s), y la velocidad de enfriamiento que permitiera evitar la transformación de la austenita durante el enfriamiento al TIB (50°C/s), se investigó el efecto del tiempo (10, 30, 60 y 120 s) del TIB para una temperatura de 450°C.

La Figura 45 muestra las curvas de dilatometría de muestras sujetas a recocido intercrítico realizado a 800°C por 15 s, seguidas de enfriamiento a 50°C/s hasta 450°C,



y mantenidas durante tiempos de 10, 30, 60 y 120 s (Figura 45a, b, c y d, respectivamente). En todos los casos, la velocidad de enfriamiento hasta la temperatura ambiente fue de 2°C/s .

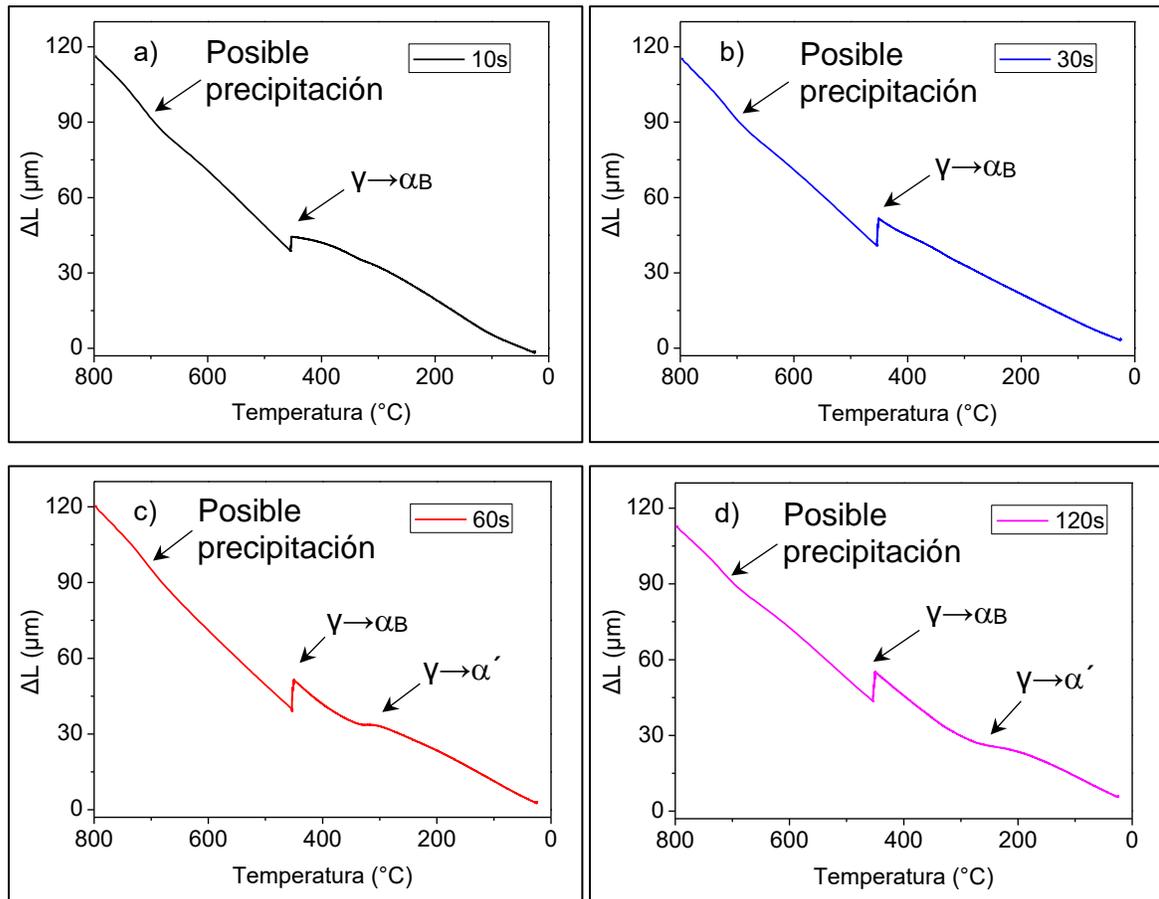


Figura 45. Curvas de dilatometría (ΔL vs temperatura) obtenidas para diferentes tiempos de TIB: a) 10 s, b) 30 s, c) 60 s y d) 120 s.

En muestras con tiempo de mantenimiento de 10 y 30 s se observan dos cambios en la pendiente la curva de dilatación (Figura 45a y b), el primero se caracteriza por una ligera desviación que puede estar relacionada con la posible precipitación de carburos. Se ha reportado que en aceros que contienen elementos formadores de carburos o nitruros tales como el niobio, titanio, zirconio, aluminio, molibdeno, y vanadio, puede ocurrir la precipitación de partículas finas de carburos o carbonitruros durante el



calentamiento o mantenimiento en el rango intercrítico, o incluso durante el enfriamiento subsecuente [43].

El segundo cambio, se caracteriza por un incremento en la dilatación del material durante el mantenimiento a 450°C. Este incremento (ΔL) es mayor para un tiempo más prolongado (comparar Figura 45a y b). Como se demostró anteriormente, durante el enfriamiento del recocido al TIB a 50°C/s, se observa que el inicio de la transformación martensítica tiene lugar a temperaturas alrededor de 355°C (Figura 43b), por lo que es de esperarse que dicha dilatación no se relacione con la transformación martensítica considerando que la temperatura del tratamiento isotérmico bainítico (TIB) fue de 450°C. Además, como se mostró en la Figura 39, durante el mantenimiento a 450°C puede ocurrir la transformación $\gamma \rightarrow \alpha_B$. Por lo tanto, el incremento en ΔL observado en muestras con tiempo de mantenimiento de 10 y 30 s es atribuido a la formación de la bainita. Conforme el tiempo se incrementa, la transformación $\gamma \rightarrow \alpha_B$ avanza, lo cual explica el incremento en la magnitud de la dilatación con el tiempo.

Durante el enfriamiento de muestras que fueron sometidas a TIB durante 60 y 120 s, se observan tres cambios de pendiente en las curvas de dilatación (Figura 45c y 45d). Los primeros dos cambios en la pendiente de la curva de dilatación se atribuyen, al igual que en los casos anteriores, a una posible precipitación y a la formación de bainita; el tercer cambio, el cual tiene lugar a temperaturas entre 350°C y 310°C, respectivamente, es atribuido a la formación de martensita.

De acuerdo con los resultados que se presentan en la Figura 43, la temperatura de inicio de la transformación martensítica en muestras en las que no ocurrió la transformación bainítica varía entre 346 y 355°C. Las muestras con 60 s de permanencia a 450°C tienen una temperatura M_s alrededor de 350°C la cual es muy similar. Sin embargo, las muestras con 120 s de TIB presentan una M_s más baja (310°C).

Algunos investigadores han estudiado el efecto del tiempo del TIB a 450°C en aceros C-Mn-Al-Si sobre la fracción de austenita retenida después del enfriamiento [12, 45, 48]. Se encontró que la fracción de austenita retenida se incrementa con incrementos



en el tiempo y exhibe un máximo que depende de la composición química del acero, seguido de una disminución en la fracción de γ_R [45, 48].

Para tiempos cortos, la austenita presente durante el TIB contiene un bajo contenido de C favoreciendo la formación de martensita. Como resultado, la cantidad de austenita a temperatura ambiente es pequeña. Con incrementos en el tiempo del TIB la transformación bainítica progresa causando un enriquecimiento de C en la austenita, este comportamiento continua hasta que la austenita alcanza la solubilidad de C máxima [12, 39, 45]. Una vez que ocurre esto, la temperatura M_s de la austenita sin transformar puede ser desplazada hasta por debajo de la temperatura ambiente lo cual permite retener la mayor cantidad de austenita retenida.

Para un mayor tiempo de TIB, menor será la cantidad de austenita debido al progreso de la transformación bainítica. Si el acero contiene elementos de aleación que eviten la precipitación de carburos en la bainita, la estabilidad de la austenita se incrementa mediante la segregación de carbono. Sin embargo, cuando los contenidos de Si y Al son bajos, se favorece la formación de carburos causando una disminución en el contenido de C en austenita, que resulta en un incremento de la temperatura M_s [12, 45, 49].

Como se observa en las Figura 45c y d, las muestras con tiempos del TIB mayores o iguales que 60 s exhiben la formación de martensita durante el enfriamiento. Este resultado sugiere que la baja cantidad de Si y Al en el acero experimental promueve la formación de carburos y un incremento en la temperatura M_s , permitiendo la formación de martensita durante el enfriamiento.

La disminución en la temperatura de transformación M_s de 350°C a 310°C con el incremento en el tiempo del TIB de 60 a 120 s puede estar relacionada con el hecho de que conforme la transformación $\gamma \rightarrow \alpha_B$ avanza la cantidad de austenita retenida disminuye. Aunque existe la posibilidad de que ocurra la formación de carburos, es también posible que el contenido de C en la austenita remanente se incremente como resultado de la transformación a bainita. Esto último puede causar finalmente una disminución en la temperatura M_s [45].



Con base en lo anterior, se puede sugerir que el mayor enriquecimiento de C en la austenita se logra para tiempos del TIB entre 10 y 30 s.

La Figura 46 muestra las curvas de dilatación (ΔL vs tiempo) obtenidas durante el ciclo térmico completo (recocido intercrítico + TIB). En el caso de muestras sujetas a tiempos de TIB de 10 y 30 s (Figura 46a y b), se observan dos cambios de pendiente de las curvas de dilatación: el primero ocurre durante el recocido intercrítico y está relacionado con la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$, mientras que el segundo ocurre durante el TIB y se relaciona con la transformación $\gamma \rightarrow \alpha_B$.

Las muestras con tiempos del TIB de 60 y 120 s, exhiben tres cambios de pendiente en las curvas de dilatación (Figura 46c y d). Los primeros dos cambios en la pendiente de la curva de dilatación se atribuyen, al igual que en los casos anteriores, a la ocurrencia de las transformaciones $\alpha \rightarrow \gamma$ y $\gamma \rightarrow \alpha_B$, que tienen lugar durante el recocido intercrítico y durante el TIB, respectivamente. El tercer cambio, es atribuido a la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$ (Figura 46c y 46d). La línea roja punteada en la Figura 46, refleja la magnitud del cambio en la dilatación del material durante la transformación $\gamma \rightarrow \alpha_B$.

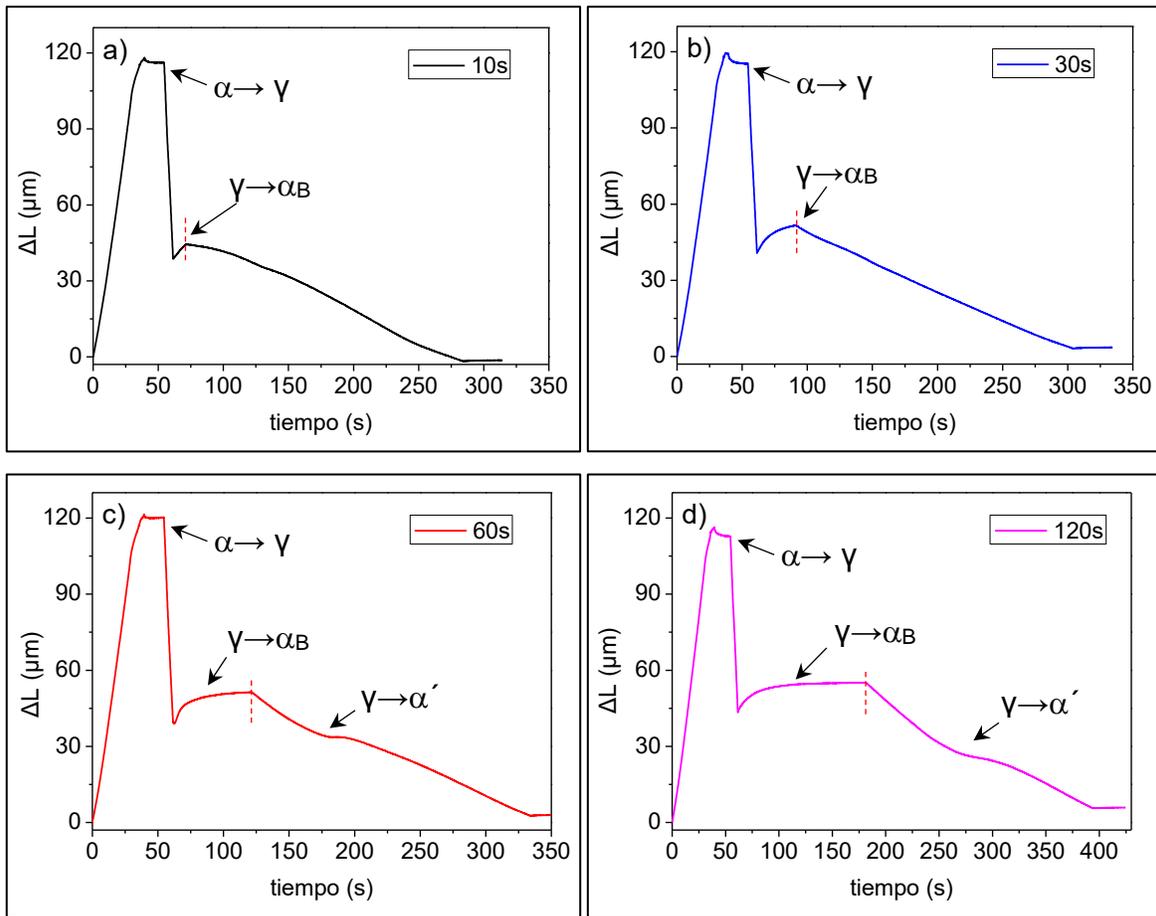


Figura 46. Curvas de dilatación (ΔL vs tiempo) obtenidas para diferentes tiempos de TIB: a) 10s, b) 30 s, c) 60 s y d) 120 s.

A partir de estos resultados se puede concluir que las fases requeridas para un acero TRIP (α , γ_R , α_B) pueden ser obtenidas mediante recocido en la región intercrítica a 800°C por 15 s, enfriamiento a 50°C/s hasta 450°C , mantenimiento por 10 a 30 s, y enfriamiento a 2°C/s hasta temperatura ambiente. Para tiempos de TIB mayores o iguales que 60 s la microestructura resultante consiste de una mezcla de α , α_B y α' .



3.3 Microestructura y propiedades mecánicas resultantes de los ciclos térmicos

3.3.1 Microestructura

A continuación se presentan las microestructuras y las propiedades mecánicas resultantes de los ciclos térmicos investigados.

Cabe recordar que el recocido intercrítico en estas muestras se mantuvo constante a 850°C durante 15 s, seguido de un enfriamiento a 50°C/s hasta la etapa del tratamiento isotérmico bainítico (TIB) realizado a 450°C. El enfriamiento después del TIB hasta temperatura ambiente se realizó a una velocidad de 2°C/s.

Las muestras con tiempos de TIB de 10 y 30 s, muestran la presencia de ferrita (α), bainita (α_B) y austenita retenida (γ_R) (Figura 47a y b). Estas observaciones están hechas en base a los colores que adquieren las fases cuando se atacan químicamente con el reactivo utilizado (LePera) [14, 50]. Recordando que estas mediciones se obtuvieron mediante el uso del software Stream Essential.

Las muestras con tiempos de 60 y 120 s, exhiben una microestructura consistente de las fases ferrita (α), bainita (α_B) y martensita (α'). Es importante mencionar que el reactivo utilizado para revelar la microestructura del acero, tiñe las fases de austenita retenida y martensita del mismo color (blanco) [50, 51].

El criterio utilizado para determinar la presencia de γ_R o α' , fue el comportamiento observado en las curvas de dilatación. Las muestras con tiempos de 10 y 30 s, no mostraron evidencia de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$ (Figura 46a y b), por lo tanto, la fase blanca presente en la microestructura fue atribuida a la presencia de austenita retenida. En contraste, la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$ es evidente en muestras con tiempos del TIB de 60 y 120 s (Figura 46c y d); debido a esto, la fase blanca fue atribuida a la presencia de martensita.

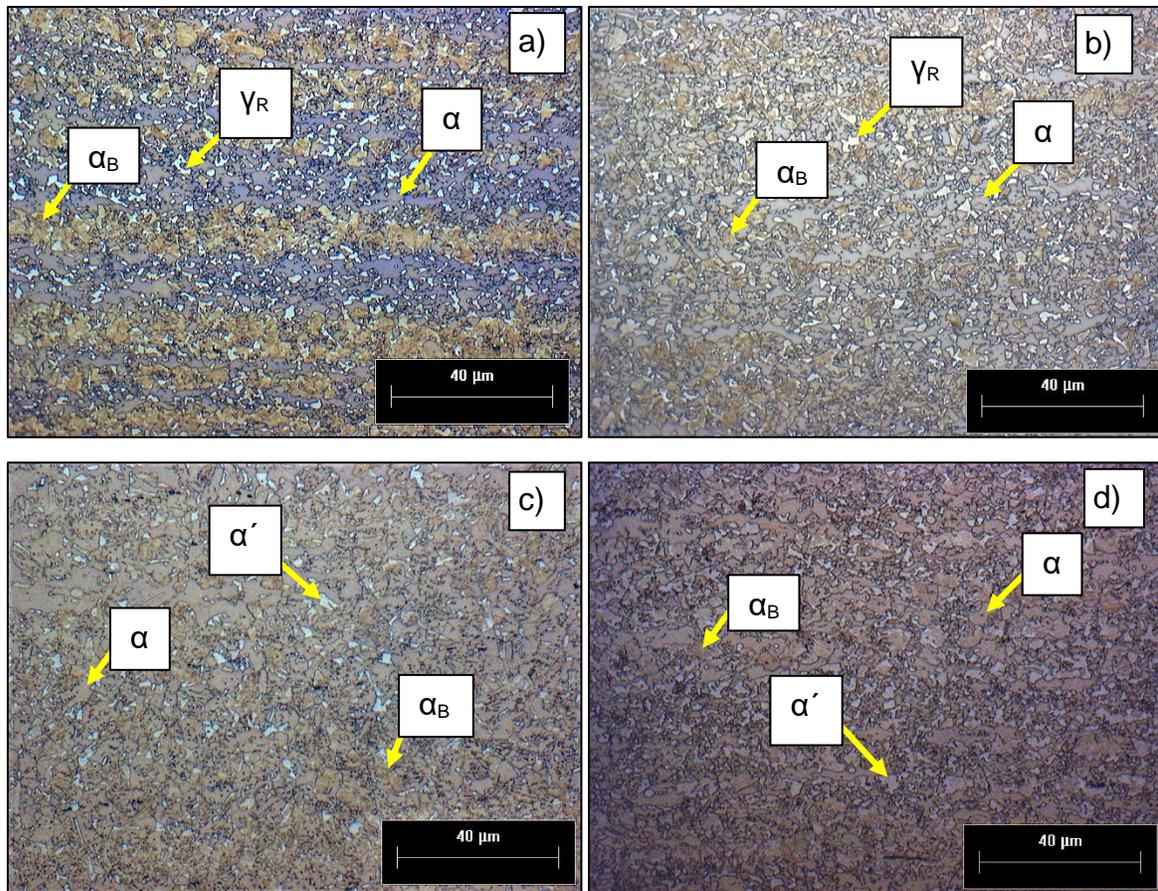


Figura 47. Microestructuras del acero recocido a 800°C, 15s y sometido a TIB durante: a) 10 s, b) 30 s, c) 60 s y d) 120 s.

La cuantificación de las fases presentes en las muestras sometidas a los diferentes ciclos térmicos se presenta en la Tabla 8.

En general, se observa que la cantidad de ferrita permanece prácticamente sin cambio durante el TIB. Sin embargo, en el caso de muestras con tiempos del TIB de 10 y 30 s, se observa una disminución en la cantidad de austenita retenida y un incremento en la cantidad de bainita. Este resultado está asociado con el progreso de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha_B$ durante el TIB.

En las muestras que fueron tratadas a tiempos del TIB de 60 y 120 s, no se observa un cambio significativo en las cantidades de bainita. La evidencia de la formación de martensita durante el enfriamiento de estas muestras (Figura 46), puede estar



relacionada con la posible precipitación de carburos. Algunos autores han reportado que la cinética de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha_B$ puede retardarse si ocurre la precipitación de carburos, lo cual es consistente con la disminución en la magnitud de cambio en la cantidad de la bainita [52, 53].

Es importante mencionar que la fracción en volumen de la martensita se determinó restándole al 100% la suma de las fases mayoritarias (ferrita + bainita) debido a la pequeña cantidad de dicha fase.

Tabla 8. Porcentaje de fases obtenido para diferentes tiempos de tratamiento isotérmico bainítico realizado a 450°C.

Fases	Tiempo TIB (s)			
	10	30	60	120
Ferrita	52.7	49.5	50.4	50.7
Bainita	38.1	46.2	46.8	47.1
Austenita retenida	9.2	4.3	-	-
Martensita	-	-	2.8	2.2

3.3.2 Propiedades mecánicas

3.3.2.1 Microdureza

La Tabla 9 muestra las durezas obtenidas en el acero investigado en función del tiempo de TIB realizado a 450°C. Como se puede observar, la dureza se incrementa conforme el tiempo aumenta de 10 a 60 s. Para tiempos más largos, la dureza exhibe un valor similar.

En general, el incremento en la dureza puede estar relacionado con el incremento en la cantidad de bainita, en función del tiempo del TIB. En el caso de muestras con 60 y 120, aunque no se observó un cambio significativo en la cantidad de bainita, se obtuvo



una pequeña cantidad de martensita (Figura 47c y d) la cual también puede contribuir con el incremento en esta propiedad.

La Figura 48 muestra los valores de la dureza obtenida en función del tiempo del TIB. En este caso se puede observar que el cambio de dicha propiedad en muestras con tiempos de 60 y 120 s, no es significativo, lo cual es consistente con el hecho de que la fracción en volumen de la martensita es muy pequeña y similar en ambos casos. Los altos valores en la desviación estándar están relacionados con las distintas fases que se presentan en el acero.

Tabla 9. Microdureza resultante en el acero investigado en función del tiempo de TIB.

Microdureza	Tiempo (s)			
	10	30	60	120
HV	338.15	341.00	356.11	355.89
Desv. Est.	22.21	13.59	20.60	21.38

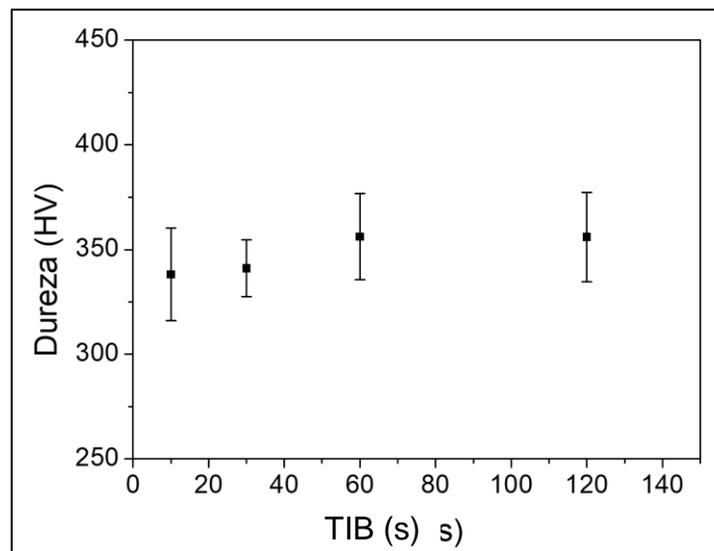


Figura 48. Efecto del tiempo del tratamiento isotérmico bainítico sobre la microdureza resultante en el acero experimental.



3.3.2.2 Ensayos de tensión uniaxial.

La Figura 49 muestra las propiedades mecánicas resultantes de los ciclos térmicos investigados en función del tiempo del tratamiento isotérmico bainítico (TIB).

Los resultados muestran un aumento en la resistencia a la tensión conforme el tiempo del tratamiento isotérmico bainítico se incrementa. En el caso de la resistencia a la cedencia no se observa un cambio significativo. Asimismo, la elongación a fractura disminuye conforme el tiempo del TIB se incrementa.

Evidentemente, estos cambios están relacionados con los cambios en la microestructura del material. Las muestras con una mayor cantidad de bainita y martensita (Figura 47c y d), resultan en una mayor resistencia a la tensión y una menor elongación a fractura (Figura 49). En cambio, las muestras con mayor cantidad de bainita y austenita retenida (Figura 47a y b), exhiben una menor resistencia y una mayor elongación a fractura (Figura 49).

Las muestras con 10 y 30 s de TIB exhiben una resistencia a la tensión ligeramente más baja que la de muestras con 60 y 120 s. Como se observa en la Figura 49, los valores de las primeras son alrededor de 1055 MPa, contra aproximadamente 1100 MPa de las muestras con mayor tiempo de TIB. Sin embargo, la elongación a fractura es mayor para un menor tiempo de TIB obteniéndose valores alrededor de 20%, 19%, 17% y 11% en muestras con 10, 30, 60 y 120 s, respectivamente.

Estos resultados sugieren que la tenacidad de muestras con tiempos 10 y 30 s será mayor que la de muestras con 120 s de TIB. Esta observación está hecha considerando que los valores de resistencia a la cedencia (y hasta cierto punto los de la resistencia a la tensión) son similares pero la elongación a fractura es mucho más baja (20% y 17% vs 11%). Por lo tanto, puede asumirse que la mayor cantidad de austenita retenida presente en muestras con menor tiempo de TIB, permite una mejor combinación de resistencia mecánica y ductilidad.



En el caso de la resistencia a la cedencia no se observa un cambio significativo independientemente del tiempo de TIB utilizado (Figura 49). La resistencia a la cedencia de materiales en los que la deformación plástica es controlada por deslizamiento cristalográfico de las dislocaciones, puede explicarse de acuerdo con la relación de Hall-Petch [53]. Con base en esta relación, la resistencia a la cedencia exhibe un comportamiento inversamente proporcional al tamaño de grano.

Esta propiedad disminuye con incrementos en el tamaño de grano; y viceversa, para un tamaño de grano más fino, la resistencia a la cedencia es mayor. Se ha reportado que esta relación es válida en aceros de doble fase y aceros con transformación inducida por plasticidad [53]. Por lo tanto, aparentemente no existe un cambio significativo en el tamaño de grano promedio de las fases presentes en función del tiempo de TIB, por lo cual, la resistencia a la cedencia se mantiene prácticamente sin cambio (Figura 49).

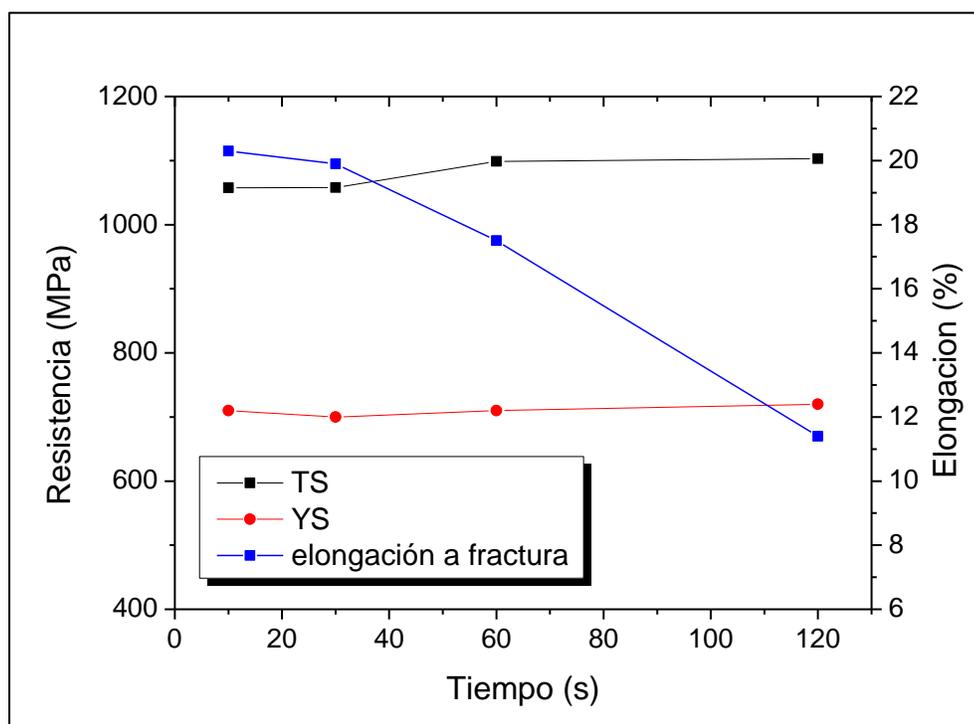


Figura 49. Efecto del tiempo de TIB sobre las propiedades mecánicas.



Conclusiones

A partir de los resultados obtenidos en este trabajo se pueden enlistar las siguientes conclusiones:

- Fue posible diseñar una composición química para la fabricación de un acero TRIP bajo condiciones que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo industriales, mediante la simulación de los efectos individuales y combinados de los elementos de aleación sobre la cinética de las transformaciones de fase en enfriamiento continuo.
- El uso del software JMatPro es una herramienta potencial para establecer los efectos de la composición química sobre la cinética de las transformaciones de fase. Sin embargo, los tiempos y las temperaturas de inicio y fin de las transformaciones involucradas difieren de los resultados obtenidos mediante dilatometría. Las diferencias pueden estar relacionadas con la redistribución del carbono durante la transformación isotérmica, lo cual es una limitante del software ya que no se considera para la construcción de los diagramas CCT.
- La técnica de dilatometría, es una herramienta muy importante para el estudio de las transformaciones de fase in-situ, y es indispensable para determinar las condiciones de procesamiento bajo las cuales se obtienen las fases requeridas en un acero particular, para el caso específico de este trabajo de un acero TRIP.
- El acero TRIP fabricado a escala laboratorio mediante fusión y colada, puede ser obtenido mediante homogeneizado, laminación en caliente, laminación en frío, y subsecuente recocido intercrítico a 800°C por 15 s, enfriamiento a 50°C/s hasta 450°C, mantenimiento isotérmico durante tiempos menores a 30 s, y enfriamiento hasta temperatura ambiente a 2°C/s.
- Las mejores propiedades mecánicas (TS:1055 MPa, YS:710 MPa y elongación a fractura: 20%) son obtenidas en el acero TRIP con tiempos de TIB de 30 s. Sin embargo, para tiempos mayores se obtiene un incremento en la resistencia (TS: 1100 MPa, YS: 715 MPa) y una reducción en la ductilidad (elongación a fractura: 11%), debido a la formación de martensita y a la disminución en la cantidad de austenita retenida.



Trabajos futuros

Los aspectos que no se cubrieron en este trabajo abren nuevas líneas de investigación que pueden ser consideradas para trabajos futuros. A continuación se enlistan aquellas de mayor interés.

- Investigar las texturas cristalográficas desarrolladas como resultado de las transformaciones de fase, así como la cuantificación de fases mediante difracción de electrones retrodispersados. Lo anterior se sugiere para corroborar los resultados obtenidos mediante dilatometría y microscopía óptica utilizando los mismos ciclos térmicos propuestos en este trabajo.
- Investigar los efectos del tiempo y la temperatura de recocido intercrítico sobre la cinética de la transformación de ferrita a austenita en la aleación desarrollada en este trabajo. Posteriormente, evaluar los efectos de dichos cambios en el recocido intercrítico sobre las fases y las propiedades mecánicas del producto final.
- Investigar los efectos de la velocidad de enfriamiento después del tratamiento isotérmico bainítico sobre la inhibición o la ocurrencia de la transformación martensítica.
- Realizar un estudio detallado acerca de la precipitación de carburos en cada una de las etapas mediante microscopía electrónica de barrido o de transmisión. Con el fin de lograr un mejor entendimiento acerca del enriquecimiento de C en la austenita.



Referencias

- [1] Notimex. (2014). *La industria acerera crecerá con auge automotriz en México*. Disponible: <http://www.zocalo.com.mx/seccion/articulo/industria-acerera-crecera-con-auge-automotriz-en-mexico-1395756716>
- [2] ULSAB-AVC, "Body Structure Materials, Technical Transfer Dispatch No. 6Body Structure Materials, Technical Transfer Dispatch No. 6," ed, May, 2001, p. 52.
- [3] Worldautosteel. Future Steel Vehicle – Executive summary [Online]. Disponible: http://www.worldautosteel.org/download_files/FutureSteelVehicle%20Results%20and%20Reports/FSV_Phase1_ExecutiveSummary.pdf
- [4] I. Rodríguez. (2014, Martes 25 de marzo) Avanza acero automotriz "Made in México". *Manufactura. Información estratégica para la industria*. Disponible: <http://www.manufactura.mx/automotriz/2014/03/25/avanza-acero-automotriz-made-in-mexico>
- [5] R. Kuziak, R. Kawalla, and S. Waengler, "Advanced high strength steels for automotive industry," *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, vol. 8, no. 2, pp. 103-117, 2008.
- [6] J. Madías. (2014) Autos más seguros y sustentables. *Acero Latinoamericano*. p.60. Disponible: <http://www.alacero.org/sites/default/files/resumen-mensual/acero-latinoamericano-marzo-abril-2014-0.pdf>
- [7] R. Zhu, S. Li, I. Karaman, R. Arroyave, T. Niendorf, and H. J. Maier, "Multi-phase microstructure design of a low-alloy TRIP-assisted steel through a combined computational and experimental methodology," *Acta Materialia*, vol. 60, no. 6–7, pp. 3022-3033, 2012.
- [8] C. Wang, H. Ding, M. Cai, and B. Rolfe, "Multi-phase microstructure design of a novel high strength TRIP steel through experimental methodology," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 610, pp. 436-444, 2014.
- [9] A. Sánchez. (2016, 02 de marzo 2016). *México registra importación de acero más alta en nueve años*. Disponible: <http://www.elfinanciero.com.mx/empresas/mexico-registra-importacion-de-acero-mas-alto-en-nueve-anos.html>
- [10] R. Morales. (2015). *Construcción y ensamble de autos impulsan al acero*. Disponible: <http://eleconomista.com.mx/industrias/2015/01/23/construccion-ensamble-autos-impulsan-acero>
- [11] K. Hasegawa, S. Kaneko, and K. Seto, *Cold-rolled and galvanized (GA) high strength steel sheets for automotive cabin structure* (JFE Technical Report). 2013, pp. 80-88.
- [12] A. Mertens, E. M. Bellhouse, and J. R. McDermid, "Microstructure and mechanical properties of a mixed Si–Al TRIP-assisted steel subjected to continuous galvanizing heat treatments," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 608, pp. 249-257, 2014.
- [13] M. Y. Demeri A. International, Ed. *Advanced High Strength Steels: Science, Technology and Applications*. Material Park, Ohio: ASM International, 2013.
- [14] A. Guzmán and A. Monsalve, "Introducción a los aceros con comportamiento TRIP," *REMETALLICA*, 2011.
- [15] W. Bleck and K. Phiu-on, "Effects of Microalloying in Multi Phase Steels for Car Body Manufacture," in *Microstructure and Texture in Steels: and Other Materials* London: Springer London, 2009, pp. 145-163.
- [16] J. Van Slycken, P. Verleysen, J. Degrieck, J. Bouquerel, and B. C. De Cooman, "The effect of silicon, aluminium and phosphorus on the dynamic behavior and phenomenological modelling of multiphase TRIP steels," *Metals and Materials International*, vol. 13, no. 2, pp. 93-101, 2007.



- [17] N. Lim, H. Park, S. Kim, and C. Park, "Effects of aluminum on the microstructure and phase transformation of TRIP steels," *Metals and Materials International*, vol. 18, no. 4, pp. 647-654, 2012.
- [18] Q. Feng, L. Li, W. Yang, and Z. Sun, "Effect of Nb on the stability of retained austenite in hot-rolled TRIP steels based on dynamic transformation," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 603, pp. 169-175, 2014.
- [19] Y. Weng, *Ultra-Fine Grained Steels*. Springer Berlin Heidelberg, 2009.
- [20] U. T. Nacional. *Principios generales de los tratamientos térmicos de los aceros*. Disponible: https://www.frro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5_ano/metalografia/4-PRINCIPIOS_GENERALES_DE_LOS_TT_v2.pdf
- [21] N. Fonstein, *Advanced High Strength Sheet Steels*, 1 ed. (Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties). Springer International Publishing, 2015, pp. XXII, 396.
- [22] N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A. Miodownik, and J. P. Schillé, "The calculation of TTT and CCT diagrams for general steels," (in english), *JMatPro Software Literature*, 2004.
- [23] D. V. Doane, J. S. Kirkaldy, M. S. o. A. H. T. Committee, and A. S. f. M. A. o. P. Transformations, *Hardenability concepts with applications to steel: proceedings of a symposium held at the Sheraton-Chicago Hotel, October 24-26, 1977*. Metallurgical Society of AIME, 1978.
- [24] A. R. Marder, J. Goldstein, M. S. o. A. F. M. Committee, and A. S. f. M. P. T. Committee, *Phase Transformations in Ferrous Alloys: Proceedings of an International Conference*. Metallurgical Society of AIME, 1984.
- [25] H. K. D. H. Bhadeshia, "Thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams," *Metal Science*, vol. 16, no. 3, pp. 159-166, 1982.
- [26] J.-L. Lee and H. K. D. H. Bhadeshia, "A methodology for the prediction of time-temperature-transformation diagrams," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 171, no. 1, pp. 223-230, 1993.
- [27] M. Zhang, F. Zhu, Z. Duan, and S. Ma, "Characteristics of retained austenite in TRIP steels with bainitic ferrite matrix," *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.*, vol. 26, no. 6, pp. 1148-1151, 2011.
- [28] I. Choi, D. M. Bruce, D. K. Matlock, and J. G. Speer, "The high-speed deformation behavior of TRIP steels," *Metals and Materials International*, vol. 14, no. 2, p. 139, 2008.
- [29] A. Varshney, S. Sangal, S. Kundu, and K. Mondal, "Super strong and highly ductile low alloy multiphase steels consisting of bainite, ferrite and retained austenite," *Materials & Design*, vol. 95, pp. 75-88, 2016.
- [30] A. Grajcar, R. Kuziak, and W. Zalecki, "Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry," *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, vol. 12, no. 3, pp. 334-341, 2012.
- [31] D.-W. Suh, C.-S. Oh, and S.-J. Kim, "Dilatometric analysis of austenite formation during intercritical annealing," *Metals and Materials International*, vol. 14, no. 3, pp. 275-282, 2008.
- [32] D.-W. Suh, C.-S. Oh, H. N. Han, and S.-J. Kim, "Dilatometric analysis of austenite decomposition considering the effect of non-isotropic volume change," *Acta Materialia*, vol. 55, no. 8, pp. 2659-2669, 2007.
- [33] *ASTM E1019-11, Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Fusion Techniques*, 2011.
- [34] *ASTM E415-17, Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry*, 2017.
- [35] *ASTM E384-17, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, 2017.
- [36] *ASTM E8 / E8M-16a, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, 2016.



- [37] M. Atkins, *Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels*. American Society for Metals, 1980.
- [38] N. Fonstein, "The Effect of Chemical Composition on Formation of Ferrite–Martensite Structures and Mechanical Properties of Dual-Phase Steels," in *Advanced High Strength Sheet Steels*: Springer International, 2015, pp. 139-184.
- [39] W. Bleck and K. Phiu-On, "Microalloying of Cold-Formable Multi Phase Steel Grades," *Materials Science Forum*, vol. 500-501, p. 17, 2005
- [40] O. Covarrubias, "Efectos microestructurales en un acero sometido a un tratamiento térmico TRIP," Universidad Autónoma de Nuevo León, 2002.
- [41] J. Z. Zhao, C. Mesplont, and C. D. Cooman, "Calculation of the phase transformation kinetics from a dilatation curve," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 129, no. 1–3, pp. 345-348, 2002.
- [42] D. San Martín, P. E. J. Rivera-Díaz-del-Castillo, and C. García-de-Andrés, "In situ study of austenite formation by dilatometry in a low carbon microalloyed steel," *Scripta Materialia*, vol. 58, no. 10, pp. 926-929, 2008.
- [43] N. Fonstein, "Main Features of Heat Treatment from Intercritical Region.," in *Advanced High Strength Sheet Steels*: Springer International Publishing, 2015, pp. 17-65.
- [44] H.-S. Yang and H. K. D. H. Bhadeshia, "Austenite grain size and the martensite-start temperature," *Scripta Materialia*, vol. 60, no. 7, pp. 493-495, 2009.
- [45] N. Fonstein, "TRIP Steels," in *Advanced High Strength Sheet Steels*: Springer International, 2015, pp. 185-239.
- [46] G. R. Speich, V. A. Demarest, and R. L. Miller, "Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 12, no. 8, pp. 1419-1428, 1981.
- [47] F. Garcia, "Modelización de las transformaciones de fase en calentamiento continuo de aceros con microestructura inicial de ferrita, perlita y ferrita-perlita," Departamento de física de materiales, Universidad Complutense de Madrid, Madrid, 1999.
- [48] L. Zhao, J. Sietsma, and S. v. d. Zwaag, "Phase transformation and microstructure evolution in Al-containing TRIP steels," pp. 77-82, 1999.
- [49] T. Bhattacharyya, S. B. Singh, S. Das, A. Haldar, and D. Bhattacharjee, "Development and characterisation of C–Mn–Al–Si–Nb TRIP aided steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, no. 6, pp. 2394-2400, 2011.
- [50] S. Zaefferer, J. Ohlert, and W. Bleck, "A study of microstructure, transformation mechanisms and correlation between microstructure and mechanical properties of a low alloyed TRIP steel," *Acta Materialia*, vol. 52, no. 9, pp. 2765-2778, 2004.
- [51] G. Azizi, H. Mirzadeh, and M. H. Parsa, "The effect of primary thermo-mechanical treatment on TRIP steel microstructure and mechanical properties," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 639, no. Supplement C, pp. 402-406, 2015.
- [52] F. G. Caballero, C. Garcí-Mateo, C. Capdevilla, and C. Garcí de Andeés, "Advanced Ultrahigh Strength Bainitic Steels," *Materials & Manufacturing Processes*, Article vol. 22, no. 4, pp. 502-506, 2007.
- [53] W. Bleck, S. Papaefthymiou, and A. Frehn, *Microstructure and Tensile Properties in Dual Phase and Trip Steels* (Steel Research International). 2004, pp. 704-710.