



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

**Efecto del tiempo y la temperatura de recocido intercrítico sobre  
la microestructura y las propiedades mecánicas de aceros  
avanzados de alta resistencia.**

**TESIS**

que, para obtener el grado de  
Maestro en Metalurgia e Ingeniería de Materiales

Presenta

Ing. Ludwika Sagarminaga Calderón

Asesor: Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda

Co-asesor: Dr. Salvador Antonio Palomares Sánchez

Tesis financiada por el Fondo de Investigación Científica Básica

SEP-CONACYT No. A1-S-35877

San Luis Potosí, S. L. P.

Febrero 2021





15 de octubre 2020

**ING. LUDWIKA SAGARMINAGA CALDERÓN  
P R E S E N T E.**

En atención a su solicitud de Temario, presentada por los **Dres. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda** y **Salvador Antonio Palomares Sánchez**, Asesor y Co-asesor de la Tesis que desarrollará Usted con el objeto de obtener el Grado de **Maestra en Metalurgia e Ingeniería de Materiales**, me es grato comunicarle que en la Sesión del H. Consejo Técnico Consultivo celebrada el día 15 de octubre del presente, fue aprobado el Temario propuesto:

**TEMARIO:**

**"Efecto del tiempo y la temperatura de recocido intercrítico sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de aceros avanzados de alta resistencia"**

Introducción.


1. Procesamiento, microestructura y propiedades mecánicas de aceros avanzados de alta resistencia.
2. Metodología para investigar el efecto del tiempo y la temperatura de recocido intercrítico sobre la microestructura y las propiedades mecánicas del acero experimental.
3. Resultados y discusión de la microestructura y las propiedades mecánicas obtenidas en el acero experimental bajo ciclos térmicos que simulan líneas de recocido y galvanizado

Conclusiones.

Referencias.

**"MODOS ET CUNCTARUM RERUM MENSURAS AUDEBO"**

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

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

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

Av. Manuel Ponce 11  
Zona Universitaria CP 24290  
San Luis Potosí, S.L.P.  
Tel: (410) 220 1100 ext 419  
Fax: (410) 832 2196

Copia. Archivo.  
\*etc.

\*1945-2020: 75 años de formación de profesionales en la Facultad de Ingeniería\*

## SIMBOLOGÍA Y ABREVIATURAS

<b>AHSS</b>	Aceros avanzados de alta resistencia (por sus siglas en inglés)
<b>TRIP</b>	Aceros con plasticidad inducida por transformación (por sus siglas en inglés)
<b>MART</b>	Aceros martensíticos (por sus siglas en inglés)
<b>DP</b>	Aceros de doble fase (por sus siglas en inglés)
<b>CP</b>	Aceros de fase compleja (por sus siglas en inglés)
<b>HSLA</b>	Aceros de alta resistencia y baja aleación (por sus siglas en inglés)
<b>Q&amp;P</b>	Aceros templado y particionado
<b>HSS</b>	Aceros de alta resistencia (por sus siglas en inglés).
<b>LRGC</b>	Línea de recocido y galvanizado continuo
$\alpha$	Fase ferrita en el acero con estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc, por sus siglas en inglés).
$\alpha_B$	Bainita, microconstituyente metaestable del acero consistente de un agregado de ferrita y cementita.
$\gamma$	Fase austenita en el acero con estructura cristalina cúbica centrada en las caras (fcc, por sus siglas en inglés).
$\alpha'$	Fase martensita en el acero con estructura cristalina tetragonal centrado en el cuerpo (BCT, por sus siglas en inglés).
<b>CCT</b>	Diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo (por sus siglas en inglés).
<b>IBT</b>	Tratamiento isotérmico bainítico (por sus siglas en inglés).
<b>RI</b>	Recocido Inter crítico.
<b>TWIP</b>	Aceros por plasticidad inducida por maclado
<b>BH</b>	Endurecimiento por horneado.
<b>n</b>	Coeficiente de endurecimiento.
<b>A<sub>1</sub></b>	Temperatura de transformación de fase, a partir de la cual comienza a formarse la austenita.
<b>A<sub>3</sub></b>	Temperatura de transformación de fase, a partir de la cual la fase estable es la austenita.
<b>M<sub>s</sub></b>	Temperatura de inicio de la transformación martensítica.
<b>M<sub>f</sub></b>	Temperatura del fin de la transformación martensítica.
<b>IQ</b>	Patrones de calidad de imagen (por sus siglas en inglés).
<b>YS</b>	Resistencia a la cedencia (por sus siglas en inglés).
<b>TS</b>	Resistencia a la tensión (por sus siglas en inglés).
$\Delta L$	Cambio de longitud en la probeta.
<b>DRX</b>	Difracción de rayos-X (por sus siglas en inglés).
<b>SEM</b>	Microscopía electrónica de barrido (por sus siglas en inglés).
<b>A<sub>c1</sub></b>	Temperatura crítica de transformación de fase, en calentamiento continuo, a partir de la cual comienza a formarse la austenita.
<b>A<sub>c3</sub></b>	Temperatura crítica de transformación de fase, en calentamiento continuo, a partir de la cual la fase estable es la austenita.
<b>TEM</b>	Microscopía electrónica de transmisión (por sus siglas en inglés).
<b>T</b>	Temperatura.

<b>t</b>	Tiempo.
<b>s</b>	Segundos.
<b>°C</b>	Grados centígrados.
<b><math>\Delta L</math></b>	Cambio de longitud en la probeta.
<b>YS</b>	Resistencia a la cedencia (por sus siglas en inglés).
<b>UTS</b>	Resistencia a la tensión (por sus siglas en inglés).
<b>Ef</b>	Porcentaje de elongación a fractura.
<b>HV</b>	Dureza Vickers.
<b>HRC</b>	Dureza Rockwell C.
<b>IF</b>	Aceros libres de intersticiales.
<b>Mild</b>	Acero de bajo carbono.
<b>ISO</b>	Aceros Isotrópicos.
<b>HDG</b>	Líneas de galvanizado en caliente (por sus siglas en inglés).
<b>tIBT</b>	Tiempo durante el tratamiento isotérmico bainítico.
<b><math>\alpha_N</math></b>	Ferrita nueva, producida por transformación de austenita.
<b>t1RI</b>	Tiempo 1 de recocido intercrítico.
<b>TIBT</b>	Temperatura en el IBT.
<b>TRI</b>	Temperatura de recocido intercrítico.
<b><math>\gamma_{RI}</math></b>	Austenita que se forma durante el recocido intercrítico.
<b>EBSD</b>	Difracción de electrones por retrodispersión (por sus siglas en inglés).
<b>EPMA</b>	Microanálisis por sonda de electrones (por sus siglas en inglés).
<b>AC</b>	Enfriamiento en aire (por sus siglas en inglés).

## Contenido

<b>INTRODUCCIÓN.....</b>	<b>12</b>
<b>JUSTIFICACIÓN.....</b>	<b>14</b>
<b>HIPÓTESIS.....</b>	<b>15</b>
<b>OBJETIVOS.....</b>	<b>16</b>
<b>OBJETIVOS ESPECIFICOS.....</b>	<b>16</b>
<b>CAPÍTULO I. PROCESAMIENTO, MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA.....</b>	<b>17</b>
1.0 ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA (AHSS).....	17
1.1 ACEROS TRIP.....	19
1.2 FABRICACIÓN DE ACEROS TRIP.....	24
1.3 MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE ACEROS Si-AL TRIP.....	31
1.4 MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE ACEROS TRIP C – MN – AL –P.....	33
1.5 MICROESTRUCTURA Y LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE ACEROS CMnSi TRIP.....	34
1.6 ACEROS CON EFECTO TRIP DE ULTRA ALTA RESISTENTES OBTENIDOS MEDIANTE RECOCIDO NO ISOTÉRMICO.....	37
1.7 PROPIEDADES MECÁNICAS DE ACEROS TRIP CON BAJA ALEACIÓN.....	39
<b>CAPITULO II. METODOLOGÍA PARA INVESTIGAR EL EFECTO DEL TIEMPO Y LA TEMPERATURA DE RECOCIDO INTERCRÍTICO SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DEL ACERO EXPERIMENTAL.....</b>	<b>43</b>
2.0 OBTENCIÓN Y PROCESAMIENTO DEL ACERO EXPERIMENTAL.....	47
2.1 TEMPERATURAS CRÍTICAS DE TRANSFORMACIÓN DE FASE.....	50
2.2 APLICACIÓN DE CICLOS TÉRMICOS QUE SIMULAN LÍNEAS DE RECOCIDO Y GALVANIZADO CONTINUO.....	53
2.3 TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN.....	56
2.3.1 <i>Composición química</i> .....	56
2.3.2 <i>Caracterización microestructural y cuantificación de fases</i> .....	58
2.3.3 <i>Propiedades mecánicas</i> .....	59
2.3.3.1 <i>Microdureza</i> .....	60
2.3.3.2 <i>Ensayos de tensión uniaxial</i> .....	61
<b>CAPÍTULO III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE LA MICROESTRUCTURA Y LAS PROPIEDADES MECÁNICAS OBTENIDAS EN EL ACERO EXPERIMENTAL BAJO CICLOS TÉRMICOS QUE SIMULAN LÍNEAS DE RECOCIDO Y GALVANIZADO.....</b>	<b>63</b>
3.0 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO EXPERIMENTAL.....	63
3.1 ESTIMACIÓN DEL TAMAÑO DE GRANO AUSTENÍTICO.....	64
3.2 EFECTO DEL TAMAÑO DE GRANO AUSTENÍTICO SOBRE EL COMPORTAMIENTO DE DIAGRAMAS CCT.....	67
3.3 ESTUDIO DE LAS TRANSFORMACIONES DE FASE MEDIANTE DILATOMETRÍA.....	79
3.4 EVOLUCIÓN DE LA MICROESTRUCTURA.....	85
3.5 PROPIEDADES MECÁNICAS.....	91
3.5.1 <i>Microdureza</i> .....	91
3.5.2 <i>Ensayos de tensión uniaxial</i> .....	95
<b>CONCLUSIONES.....</b>	<b>100</b>
<b>REFERENCIAS.....</b>	<b>102</b>

## ÍNDICE DE FIGURAS

<b>Figura 1.</b> Relación entre la resistencia a la tensión y la elongación a fractura de aceros para aplicaciones automotrices de primera, segunda y tercera generación [12].	19
<b>Figura 2.</b> Comparación de curvas $n$ vs $e$ para aceros TRIP y aceros de doble fase con la misma resistencia. [16].	21
<b>Figura 3.</b> Diagrama pseudo binario Fe-C, que ilustra la concentración de carbono en austenita en función del calentamiento en la región de dos fases [16].	22
<b>Figura 4.</b> Representación esquemática de ciclos térmicos que pueden utilizarse para la obtención de aceros: a) DP (a) y b) TRIP [16].	26
<b>Figura 5.</b> Formación de la microestructura multifásica en un acero TRIP durante el ciclo térmico: a) recocido intercrítico, b) enfriamiento del recocido hasta el IBT y c) durante el IBT y el enfriamiento final [17].	27
<b>Figura 6.</b> Características metalúrgicas durante el procesamiento de acero TRIP laminados en frío [19].	28
<b>Figura 7.</b> Diagrama experimental de transformación de fase enfriamiento continuo (CCT), obtenido experimentalmente en enfriamiento continuo desde la región intercrítica de 800 °C [20].	29
<b>Figura 8.</b> Representación esquemática del tratamiento térmico utilizado por Martens para obtener aceros TRIP [25].	32
<b>Figura 9.</b> Ilustración esquemática del ciclo de tratamiento térmico aplicado por Wei Ding [26].	33
<b>Figura 10.</b> Diagrama de procesamiento utilizado para lograr la microestructura multifásica del acero TRIP [27].	36
<b>Figura 11.</b> Determinación de las temperaturas críticas de transformación de fase $Ac_1$ y $Ac_3$ mediante cambios en la curva de dilatación [27].	36
<b>Figura 12.</b> Diagrama esquemático de los diferentes tratamientos térmicos [28].	38
<b>Figura 13.</b> Diagrama de los tratamientos térmicos empleados por Huang para producir aceros TRIP [29].	40
<b>Figura 14.</b> Diagrama de flujo de la metodología empleada para el desarrollo del proyecto.	46
<b>Figura 15.</b> Horno de inducción Power-Trak 35-96.	47
<b>Figura 16.</b> Lingote obtenido mediante fusión y vaciado, cortado con las dimensiones mostradas en la imagen.	48
<b>Figura 17.</b> a) Molino de laminación HILLE HELICON MK4, b) acero laminado en caliente hasta 3 mm, c) molino de laminación IRM MODEL:4060 y d) acero laminado en frío hasta 1.2 mm.	49
<b>Figura 18.</b> a) Máquina cortadora de precisión de baja velocidad BUEHLER IsoMet <sup>TM</sup> con disco diamantado y b) muestra cortada para dilatometría.	50
<b>Figura 19.</b> Dilatómetro LINSEIS L78.	51
<b>Figura 20.</b> Ciclo térmico utilizado para determinar las temperaturas críticas de transformación de fase en calentamiento ( $Ac_1$ , $Ac_3$ ) y enfriamiento ( $M_s$ , $M_f$ ) continuo.	51
<b>Figura 21.</b> Forma en que se montaron las probetas para el estudio de transformaciones de fase.	52
<b>Figura 22.</b> 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.	53

<b>Figura 23.</b> Muflas empleadas para tratar térmicamente el acero experimental y simular LRGC, a) mufla en que se simuló el recocido intercrítico y b) mufla en que se simuló el IBT.....	54
<b>Figura 24.</b> Representación esquemática de los ciclos térmicos que se utilizaron para la fabricación de láminas de aceros TRIP. ....	55
<b>Figura 25.</b> Espectrómetro de emisión óptica por chispa marca Spectro modelo LabS. ....	57
<b>Figura 26.</b> Determinador simultáneo de C y S marca Leco modelo CS 230. ....	57
<b>Figura 27.</b> Microscopio Olympus GX51. ....	58
<b>Figura 28.</b> Cuantificación de fases mediante análisis de imágenes con el programa Stream Essentials. ....	59
<b>Figura 29.</b> Microdurómetro semiautomático Shimadzu HVM-G. ....	60
<b>Figura 30.</b> a) Probeta miniatura para ensayos de tensión uniaxial y extensómetro, b) dimensiones de la probeta miniatura. ....	62
<b>Figura 31.</b> Probetas miniatura recubiertas con pintura de circonio. ....	62
<b>Figura 32.</b> Representación del tamaño de grano austenítico, en función de la temperatura y el tiempo. ....	66
<b>Figura 33.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico a 780°C: a) 7.3 $\mu\text{m}$ , b) 7.4 $\mu\text{m}$ , c) 7.5 $\mu\text{m}$ , d) 7.6 $\mu\text{m}$ , e) 7.7 $\mu\text{m}$ y f) 7.8 $\mu\text{m}$ . ....	68
<b>Figura 34.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico a 780°C: a) 7.9 $\mu\text{m}$ , b) 8.0 $\mu\text{m}$ , c) 8.1 $\mu\text{m}$ , d) 8.2 $\mu\text{m}$ y e) 8.3 $\mu\text{m}$ .....	69
<b>Figura 35.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 800°C: a) 7.8 $\mu\text{m}$ , b) 7.9 $\mu\text{m}$ , c) 8.0 $\mu\text{m}$ y d) 8.1 $\mu\text{m}$ .....	70
<b>Figura 36.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 800°C: a) 8.2 $\mu\text{m}$ , b) 8.3 $\mu\text{m}$ , c) 8.4 $\mu\text{m}$ , d) 8.5 $\mu\text{m}$ , e) 8.6 $\mu\text{m}$ y f) 8.7 $\mu\text{m}$ . ....	71
<b>Figura 37.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 800°C: a) 8.8 $\mu\text{m}$ , b) 8.9 $\mu\text{m}$ , c) 9.0 $\mu\text{m}$ y d) 9.1 $\mu\text{m}$ . ....	72
<b>Figura 38.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 820°C: a) 8.3 $\mu\text{m}$ , b) 8.5 $\mu\text{m}$ , c) 8.7 $\mu\text{m}$ , d) 8.8 $\mu\text{m}$ , e) 8.9 $\mu\text{m}$ y f) 9.0 $\mu\text{m}$ . ....	73
<b>Figura 39.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 820°C: 9.1 $\mu\text{m}$ , b) 9.2 $\mu\text{m}$ , c) 9.3 $\mu\text{m}$ , d) 9.4 $\mu\text{m}$ , e) 9.5 $\mu\text{m}$ y f) 9.6 $\mu\text{m}$ .....	74
<b>Figura 40.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 820°C: a) 9.7 $\mu\text{m}$ y b) 9.8 $\mu\text{m}$ . ....	75
<b>Figura 41.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 840°C: a) 9.1 $\mu\text{m}$ y b) 9.3 $\mu\text{m}$ . ....	75
<b>Figura 42.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 840°C: a) 9.5 $\mu\text{m}$ , b) 9.6 $\mu\text{m}$ , c) 9.8 $\mu\text{m}$ , d) 9.9 $\mu\text{m}$ , e) 10.0 $\mu\text{m}$ y f) 10.1 $\mu\text{m}$ . ....	76
<b>Figura 43.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 840°C: a) 10.2 $\mu\text{m}$ , b) 10.3 $\mu\text{m}$ , c) 10.4 $\mu\text{m}$ , d) 10.5 $\mu\text{m}$ , e) 10.6 $\mu\text{m}$ y f) 10.7 $\mu\text{m}$ .....	77

<b>Figura 44.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 840°C: a) 10.8 µm, b) 10.9 µm, c) 11.0 µm, d) 11.1 µm y e) 11.2 µm.....	78
<b>Figura 45.</b> a) Gráfica temperatura vs tiempo obtenida experimentalmente y b) curva de dilatación ( $\Delta L$ vs tiempo) correspondientes a muestras tratadas térmicamente: RI=780 °C, 15s + IBT = 450°C, 30 s.....	81
<b>Figura 46.</b> a, c, e) Gráficas temperatura vs tiempo obtenidas experimentalmente y b, d, f) curvas de dilatación ( $\Delta L$ vs tiempo) correspondientes a muestras tratadas térmicamente: a, b) RI = 780 °C, 120 s + IBT = 450 °C, 30 s; c, d) RI = 780 °C, 15 s + IBT= 450 °C, 120 s; e, f) RI = 780 °C, 120 s.....	82
<b>Figura 47.</b> a, c, e) Gráficas temperatura vs tiempo obtenidas experimentalmente y b, d, f) curvas de dilatación ( $\Delta L$ vs tiempo) correspondientes a muestras tratadas térmicamente: a, b) RI = 800 °C, 15 s + IBT = 450 °C, 30 s; c, d) RI = 800 °C, 15 s + IBT = 450 °C, 120 s; e, f) RI = 800 °C, 120 s.....	83
<b>Figura 48.</b> a, c) Gráficas temperatura vs tiempo obtenidas experimentalmente y b, d) curvas de dilatación ( $\Delta L$ vs tiempo) correspondientes a muestras tratadas térmicamente: a, b) RI = 800 °C, 120 s + IBT = 450 °C, 120 s; c, d) RI = 820 °C, 15 s + IBT = 450 °C, 30 s.....	84
<b>Figura 49.</b> Microestructura del acero laminado en frío obtenida en: a) microscopio óptico con objetivo de 100X y b, c) microscopio electrónico de barrido a una magnificación de 10,000X y 15,000X, respectivamente.....	85
<b>Figura 50.</b> Microestructuras de los aceros tratados térmicamente para un tiempo de IBT fijo a 30 s y condiciones en el RI de: a) 780 °C, 15 s; b) 780 °C, 120 s; c) 780 °C, 300 s; d) 800 °C, 15 s; e) 800 °C, 120 s; f) 800 °C, 300 s.....	88
<b>Figura 51.</b> Microestructuras de los aceros tratados térmicamente con distintas condiciones de RI: a) 820 °C, 15 s; b) 820 °C, 120 s; c) 820 °C, 300 s. El IBT se mantuvo constante a 450°C, 30 s.....	89
<b>Figura 52.</b> Efecto del tiempo y la temperatura del recocido intercrítico sobre la microdureza resultante en los aceros tratados térmicamente. Tratamiento isotérmico bainítico = 450 °C 30 s.....	94
<b>Figura 53.</b> Efecto del tiempo y la temperatura del recocido intercrítico sobre la microdureza resultante en los aceros tratados térmicamente. Tratamiento isotérmico bainítico = 450 °C, 120 s.....	94
<b>Figura 54.</b> Efecto del tiempo del RI sobre las propiedades mecánicas a una temperatura de RI de 780 °C.....	97
<b>Figura 55.</b> Efecto del tiempo del RI sobre las propiedades mecánicas a una temperatura de RI de 800 °C.....	97
<b>Figura 56.</b> . Efecto del tiempo del RI sobre las propiedades mecánicas a una temperatura de RI de 820 °C.....	98
<b>Figura 57.</b> Propiedades mecánicas de los aceros investigados sobrepuestos en la gráfica de resistencia a la tensión vs elongación a fractura de aceros grado automotriz de 1°, 2° y 3° generación.....	99



## ÍNDICE DE TABLAS

<b>Tabla 1.</b> Propiedades mecánicas de aceros TRIP comerciales [16]. .....	23
<b>Tabla 2.</b> Composición química del acero investigado por HIEN Dinh (% peso), y valores de $Ac_1$ y $Ac_3$ ( $^{\circ}C$ ) obtenidos mediante dilatometría [27]. .....	35
<b>Tabla 3.</b> Composición química del acero experimental utilizado por Xingli (% en peso) [28]. .....	37
<b>Tabla 4.</b> Composición química del acero experimental (% peso). .....	64
<b>Tabla 5.</b> Porcentaje de fases obtenido para diferentes tiempos y temperaturas del recocido intercrítico a un tratamiento isotérmico bainítico fijo de $450^{\circ}C$ por 30 s. ....	90
<b>Tabla 6.</b> Microdureza resultante en el acero experimental con los diferentes tratamientos térmicos aplicados. ....	93
<b>Tabla 7.</b> Propiedades Mecánicas obtenidas en el acero laminado en frío. ....	95
<b>Tabla 8.</b> Resultados de los ensayos de tensión en función de las condiciones de RI. IBT = $450^{\circ}C$ , 30 s. ....	99

## **Dedicatoria**

***Dedico este trabajo de manera especial a mi hermana Judith Sagarminaga, la cual me inspiro y alentó a seguir adelante siempre para cumplir mis metas y alcanzar mis sueños, Dios la llamo a su lado, pero siempre vivirá en mi corazón.***

***Te Amo infinitamente hermana.***

A mis padres Adriana Calderón y Carlos Sagarminaga que han sido el principal cimiento para la construcción de mi vida profesional, sentando en mí, las bases de responsabilidad y deseos de superación, su gran corazón y grandes virtudes me llevan a admirarlos cada día más.

A mi hermana menor Kate Sagarminaga por su amor, cariño y motivación en cada momento de mi vida, y por ser un motor que me impulsa siempre a seguir adelante, te amo por siempre.

A mi novio Mateo Padilla que me acompañó en cada momento durante esta etapa de mi formación académica, alentándome cada instante y apoyándome de manera incondicional, te amo y admiro siempre.

Y a mis grandes amigos Eric Alvarado, Juan José Benítez, Cristian Mata, Valter Armando Barrera, y Jorge Benito Velázquez por su apoyo en múltiples formas en cada momento de esta gran etapa, por compartirme su cariño, experiencia y convertirse en parte de mi familia, los quiero por siempre.

## **Agradecimientos**

A mi Asesor y Co-asesor de Tesis Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda y Dr. Salvador Antonio Palomares Sánchez, respectivamente, por su apoyo, confianza, paciencia y contribuciones para el desarrollo de este trabajo.

A mis Revisores de Tesis: Dr. Francisco Gerardo Pérez Gutiérrez, Dr. Roel Cruz Gaona y Dra. Sandra Luz Rodríguez Reyna, por el tiempo que dedicaron para la revisión minuciosa de este documento.

Al MMIM Antonio Alberto Torres Castillo por su apoyo, paciencia, contribuciones, y conocimientos compartidos para el desarrollo de este trabajo.

Al personal del Instituto de Metalurgia: Alfredo Ruiz Prado, Francisco Núñez Ruiz, Ing. Fernando Rodríguez Juárez, Claudia Hernández y Rosa Lina Tovar Tovar por su asistencia técnica en cada uno de los laboratorios.

Al CONACYT: Por la beca otorgada para mis estudios de maestría No. 929069.

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.

## INTRODUCCIÓN.

Hasta hace algunos años, algunos componentes como las carrocerías y partes de refuerzo de los automóviles se fabricaban con aceros convencionales de alta resistencia (HSS, por sus siglas en inglés). Sin embargo, las exigencias actuales de la industria automotriz están encaminadas a mejorar la seguridad de los pasajeros y hacer más eficiente el consumo de combustible. Por este motivo, el desarrollo de componentes más livianos y de mayor resistencia representa uno de los retos más importantes para dicha industria [1]. Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) son candidatos prometedores para satisfacer esta necesidad, ya que permiten reducir, en gran medida, el peso de muchas de las partes que constituyen a un automóvil, ofreciendo, al mismo tiempo, una alta resistencia mecánica. A diferencia de los aceros HSS, en los que la ductilidad disminuye conforme aumenta la resistencia; los AHSS exhiben propiedades mecánicas excepcionales caracterizadas por una alta resistencia mecánica y alta formabilidad, como resultado de microestructuras multifásicas que pueden contener ferrita ( $\alpha$ ), bainita ( $\alpha_B$ ), austenita ( $\gamma$ ) y martensita ( $\alpha'$ ) en cantidades apropiadas [2,3], siendo considerados, ante la vista de los propios ejecutivos de la industria automotriz, como la mejor alternativa para enfrentar los desafíos de seguridad, sustentabilidad y costo [4].

Aunque en la actualidad se han desarrollado comercialmente aceros avanzados de la primera y la segunda generación, aquellos conocidos como de tercera generación aún están en desarrollo [5]. Desde el punto de vista científico y tecnológico, esta situación representa un área de oportunidad y una gran motivación para su desarrollo. Algunos componentes de alto valor agregado requieren además de buena resistencia mecánica,

buena resistencia a la corrosión [6], lo cual hace atractivo el procesamiento de aceros AHSS multifásicos en líneas de recocido y galvanizado continuo (LRGC). Por lo general, el tiempo de procesamiento en este tipo de líneas es muy corto (unos cuantos minutos), por lo cual, es de vital importancia conocer la cinética de las transformaciones de fase para su fabricación.

Es bien conocido que los 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 resultante, las cuales, finalmente, determinan las propiedades mecánicas del producto final [7].

En un trabajo previo, realizado por A. López [8], se diseñó una composición química (0.14 %C - 0.61 %Si - 0.59 %Al - 1.72 %Mn – Cr + Mo + Ti + V + Nb < 1.5%, todas las concentraciones en % peso), con la cual se obtuvieron aceros AHSS multifásicos bajo ciclos térmicos que simulan LRGC. El diseño de la composición química fue posible mediante un estudio de simulación computacional enfocado a establecer los efectos individuales y combinados de distintos elementos de aleación sobre el comportamiento de diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT por sus siglas en inglés). La validación experimental consistió en realizar un tratamiento térmico bajo condiciones que simulan LRGC: recocido intercrítico realizado a 800°C por 15 s y tiempos de tratamiento isotérmico bainítico (IBT, por sus siglas en inglés) de 10 s, 30 s, 60 s y 120 s, obteniéndose microestructuras multifásicas consistentes de una mezcla de ferrita + bainita + austenita y ferrita + bainita + martensita, y con propiedades mecánicas que cumplen con los

requerimientos actuales de aceros AHSS de tercera generación. Sin embargo, en dicho trabajo no se investigaron los efectos del tiempo y la temperatura de recocido intercrítico.

En el presente trabajo, el acero experimental será fabricado considerando la composición química y la reducción en frío reportados por A. López [8] con el fin de investigar los efectos del tiempo y la temperatura de recocido intercrítico sobre las transformaciones de fase, la microestructura y las propiedades mecánicas resultantes de aceros obtenidos para tiempos de IBT de 30 s y 120 s.

## **JUSTIFICACIÓN.**

Los AHSS de tercera generación aún se encuentran en desarrollo [5], lo cual representa un área de oportunidad y una gran motivación para su desarrollo desde el punto de vista científico y tecnológico. 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 [9].

En la actualidad, existe poca información estrictamente enfocada a los efectos de las variables del proceso de recocido y galvanizado continuo, bajo condiciones que simulen un proceso industrial, sobre las microestructuras y propiedades mecánicas resultantes en aceros multifásicos para aplicaciones automotrices. Estas variables tienen un efecto importante sobre la cinética de la transformación, de ferrita a austenita, enriquecimiento de carbono en austenita y tamaño de grano austenítico, factores que, finalmente, afectan

las características de la transformación bainítica, que ocurre durante el IBT, o de la transformación martensítica, que puede ocurrir durante el enfriamiento final.

Por lo tanto, el presente trabajo de investigación pretende generar información científica acerca de los efectos de ciclos térmicos que simulen líneas de recocido y galvanizado continuo sobre la microestructura, transformaciones de fase, y propiedades mecánicas de aceros multifásicos.

## **HIPÓTESIS.**

Para una composición química determinada y mismo grado de reducción en frío, la cinética de la transformación de ferrita a austenita, que ocurre durante el recocido intercrítico, depende fuertemente del tiempo y la temperatura debido a que es un proceso difusivo. Adicionalmente, las características de la descomposición de la austenita a bainita, durante el IBT y/o a martensita durante el enfriamiento final, dependen del enriquecimiento en carbono y del tamaño de grano austenítico previos a la transformación, los cuales también son afectados por el tiempo y la temperatura del recocido intercrítico. Por lo tanto, el estudio de los efectos del tiempo y la temperatura de recocido intercrítico y del tiempo de tratamiento isotérmico bainítico (bajo condiciones que simulen un proceso real), sobre las transformaciones de fase, la microestructura y las propiedades mecánicas del acero experimental, pueden proporcionar información útil para el desarrollo de nuevos grados de aceros multifásicos en líneas de recocido y galvanizado continuo.

## OBJETIVOS.

Estudiar el efecto del tiempo y la temperatura de recocido intercrítico sobre los cambios de fase, microestructura y propiedades mecánicas de aceros avanzados de alta resistencia.

## OBJETIVOS ESPECIFICOS.

- Realizar un estudio computacional acerca de los efectos del tiempo y de la temperatura de recocido intercrítico sobre el tamaño de grano austenítico, y sobre la cinética de las transformaciones de fase, a partir del cálculo de diagramas de fase en enfriamiento continuo (CCT, por sus siglas en inglés) obtenidos intercríticamente.
- Realizar un estudio de las transformaciones de fase a partir de los cambios en las curvas de dilatación, bajo ciclos térmicos que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo; para evaluar la factibilidad de obtener aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) multifásicos bajo dichas condiciones.
- Establecer la correlación entre las variables de estudio, la microestructura y las propiedades mecánicas de los aceros investigados.



# Capítulo I. Procesamiento, microestructura y propiedades mecánicas de aceros avanzados de alta resistencia.

## 1.0 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS).

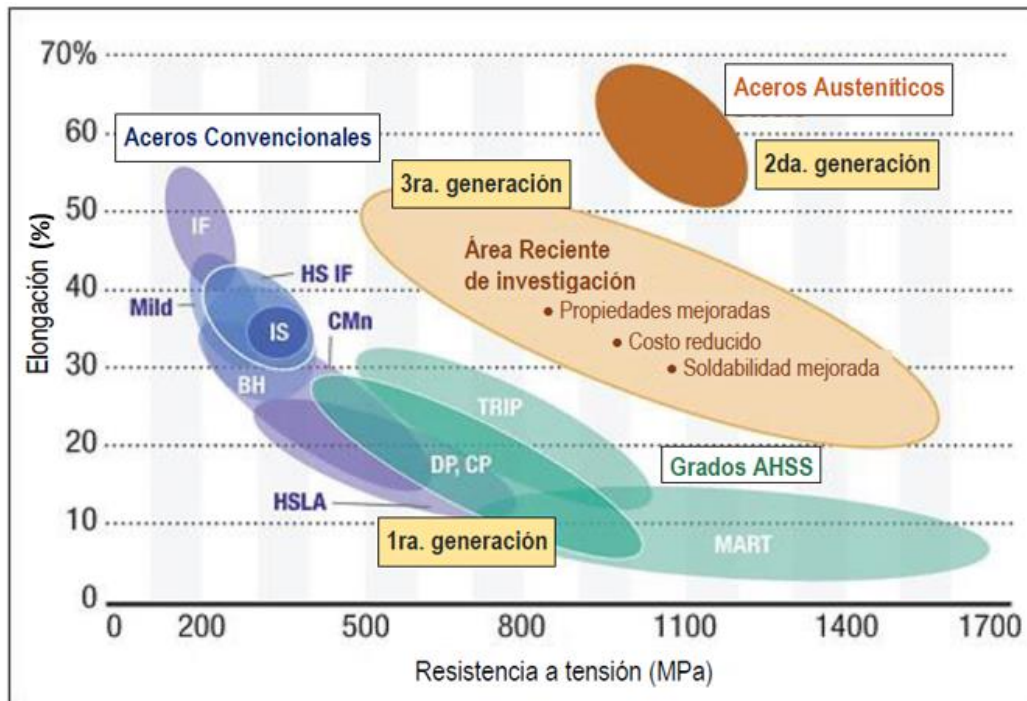
Hasta hace algunos años, los aceros de alta resistencia convencionales de primera generación (Figura 1), fueron utilizados en la industria automotriz para la fabricación de carrocerías y bastidores [10]. Entre los distintos tipos de estos aceros se encuentran los: libres de intersticiales (IF, por sus siglas en inglés), bajo carbono (Mild), isotrópicos (ISO, por sus siglas en inglés), endurecidos por horneado (BH, por sus siglas en inglés), y de alta resistencia y baja aleación (HSLA, por sus siglas en inglés) [10]. También se encuentran los AHSS de primera generación como los de plasticidad inducida por transformación (TRIP, por sus siglas en inglés), doble fase (DP, por sus siglas en inglés), fase compleja (CP, por sus siglas en inglés), y martensíticos (MART) [10]. Una característica de los aceros de primera generación es que, mientras su resistencia se incrementa la ductilidad disminuye, lo cual limita el uso de estos aceros para aplicaciones actuales (Figura 1) [10].

Los aceros con microestructuras a base de austenita corresponden a la segunda generación de AHSS. Estos aceros pueden presentar la transformación de austenita a martensita durante la deformación plástica resultando en una excelente combinación de resistencia y ductilidad (Figura 1). La desventaja principal de estos aceros es su elevado costo y su baja capacidad de soldabilidad y galvanizado [10]. Es importante mencionar que los AHSS de primera y segunda generación se comercializan actualmente. La tercera generación de AHSS actualmente está en desarrollo, pero busca tener mejores

combinaciones de resistencia y ductilidad que los de primera generación, pero a un menor costo y con mejor capacidad de soldabilidad y galvanizado que los de segunda generación (Figura 1) [10].

Recientemente, la industria automotriz busca adaptarse a nuevas políticas de mejora continua encaminadas a garantizar la seguridad de los pasajeros, reducir el consumo de combustible, y al mismo tiempo reducir el costo de fabricación y el impacto ambiental [11]. Los AHSS de tercera generación surgen como materiales prometedores para satisfacer las necesidades actuales de la industria automotriz [12]. Uno de los factores importantes en el desarrollo de estos materiales es la obtención de microestructuras multifásicas consistentes de ferrita, bainita, austenita retenida y martensita, las cuales pueden otorgar al acero propiedades excepcionales.

La obtención de este tipo de estructuras multifásicas puede lograrse mediante un control apropiado de la composición química y/o de los ciclos térmicos utilizados durante su procesamiento [12]. En este contexto, para el desarrollo de estos aceros, es necesario conocer, para una composición química y un grado de deformación plástica determinados, los efectos de las variables del ciclo térmico sobre los cambios microestructurales, las transformaciones de fase y las propiedades mecánicas resultantes; con el fin de entender los mecanismos de endurecimiento en dichos materiales [13].



**Figura 1.** Relación entre la resistencia a la tensión y la elongación a fractura de aceros para aplicaciones automotrices de primera, segunda y tercera generación [12].

### 1.1 Aceros TRIP.

Los aceros con plasticidad inducida por transformación (TRIP, por sus siglas en inglés) de primera generación fueron desarrollados en 1967 por Zackay [14]. Estos aceros satisfacían la búsqueda de los diseñadores de obtener aceros más ligeros y con mayor capacidad de absorción de energía (mayor tenacidad).

Los aceros TRIP, se caracterizan por un equilibrio entre resistencia y ductilidad (especialmente elevado), que se deriva de su microestructura (una mezcla de ferrita, bainita y austenita retenida). La combinación de alargamientos elevados y altas resistencias pueden obtenerse gracias a la transformación de la austenita retenida a

martensita durante la deformación plástica (efecto TRIP: *Transformation Induced Plasticity*). Este efecto confiere a estos aceros un equilibrio excelente entre resistencia y ductilidad.

La capacidad de consolidación de estos aceros es considerable, lo que les confiere una buena aptitud para la distribución de las deformaciones y, por consiguiente, una buena estampabilidad. Esta consolidación permite obtener también ciertas características mecánicas en las piezas, especialmente en cuanto al límite de elasticidad, mucho más elevadas que en el metal sin trabajar. Este fuerte potencial de consolidación y una elevada resistencia mecánica le confieren una excelente capacidad de absorción de la energía. Además, los aceros TRIP presentan un efecto de endurecimiento por horneado o como es conocido en inglés Bake Hardening; pronunciado tras la deformación, lo que mejora en consecuencia su comportamiento ante un impacto. La gama de aceros comerciales TRIP está formada por dos calidades de laminado en frío (TRIP 690 y TRIP 780) identificadas por su nivel mínimo de resistencia a la tracción, expresada en MPa [15].

Entonces, los aceros TRIP, basados en el efecto de plasticidad inducida por transformación, ofrecen la combinación más alta de resistencia y alargamiento, que es una medida del alto nivel de absorción de energía. Simultáneamente, los aceros TRIP muestran un alto valor  $n$  (exponente de endurecimiento) hasta el límite de alargamiento uniforme, como se muestra en la Figura 2, donde GA significa Galvanizado y los valores de 590 hacen referencia al valor de la UTS que presentan estos aceros TRIP y DP, [16].

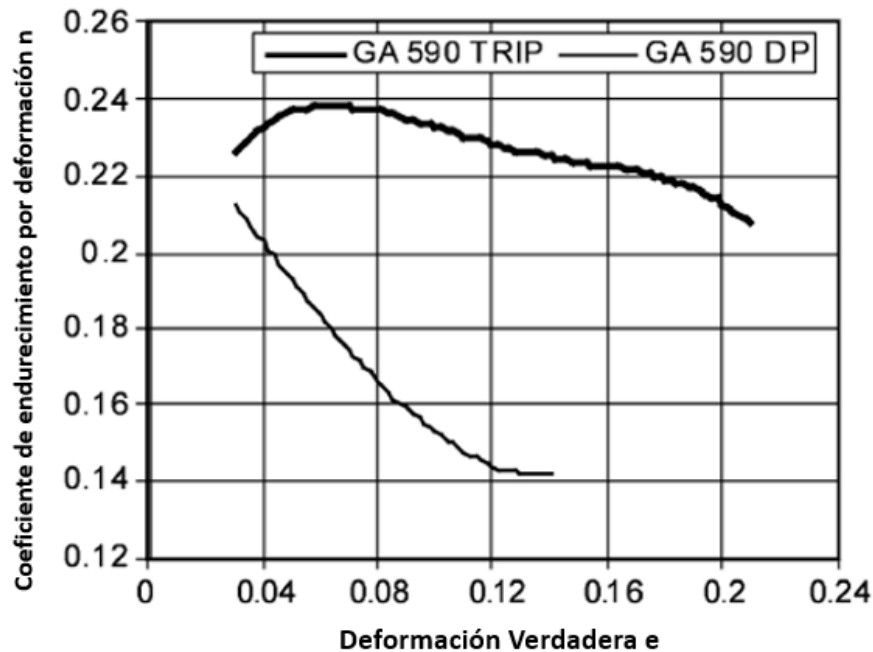
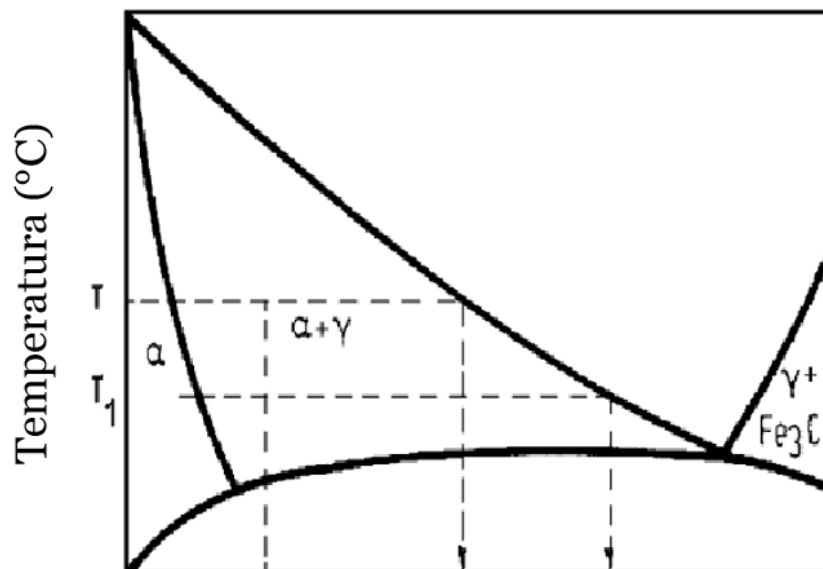


Figura 2. Comparación de curvas  $n$  vs  $e$  para aceros TRIP y aceros de doble fase con la misma resistencia. [16].

El enriquecimiento inicial de austenita con carbono tiene lugar durante el recocido intercrítico, como se muestra en la Figura 3. Cuanto más cerca de la temperatura de transformación de ferrita a austenita, están las temperaturas de recocido, mayor es el contenido de carbono en austenita. Por lo tanto, los efectos de la temperatura de recocido y la velocidad de enfriamiento están interrelacionados. El enfriamiento bastante rápido a la temperatura de retención isotérmica da como resultado un mayor enriquecimiento de la austenita restante con carbono, mejorando la estabilidad de la austenita [16]. Una mayor estabilidad durante la transformación de austenita a bainita se logra en presencia de elementos formadores de ferrita. Esto retarda significativamente la formación de carburos durante la transformación bainítica, y ayuda a mantener una mayor cantidad de carbono en la austenita restante. Los elementos comúnmente utilizados son Si, Al y P [16]. Como

resultado de un contenido de carbono tan alto (1–1.3 %) o, incluso 1.6 %, en la porción final de austenita, la temperatura inicial de martensita se vuelve más baja que la temperatura ambiente. Esta austenita retenida estable, se transforma en martensita durante la deformación plástica posterior, lo que da como resultado la plasticidad inducida por la transformación, como descubrió Zackay [14, 16].



**Figura 3.** Diagrama pseudo binario Fe-C, que ilustra la concentración de carbono en austenita en función del calentamiento en la región de dos fases [16].

La implementación de este fenómeno en la producción comercial requiere el desarrollo de una combinación química que garantice la velocidad de reacción de bainita necesaria para que coincida con el tiempo de retención disponible en la región de bainita, inherente a una instalación determinada. En otras palabras, uno debe garantizar la superposición de la región de temperatura y tiempo de bainita, con las restricciones reales del tiempo durante el tratamiento isotérmico bainítico (tIBT). Para tiempos de retención relativamente largos,

esta reacción de bainita no debe ocurrir a una velocidad alta para evitar la formación de carburo y retener una cantidad significativa de austenita con alto contenido de carbono. Por el contrario, en las líneas de galvanizado en caliente por sus siglas en inglés HDG se debe seleccionar una composición, que se caracteriza por una reacción rápida de bainita a temperaturas cercanas a la temperatura de fusión del zinc para lograr un galvanizado, de modo que, incluso estos cortos tiempos sean suficientes para una transformación significativa a bainita. Con base en estos principios, se han desarrollado en los EE. UU. los siguientes aceros TRIP (Tabla 1); donde UTS = la resistencia última a la tensión, YS = resistencia a la cedencia y Ef = porcentaje de elongación a fractura.

*Tabla 1. Propiedades mecánicas de aceros TRIP comerciales [16].*

<b>Producto</b>	<b>UTS(MPa)</b>	<b>YS (MPa)</b>	<b>Ef (%)</b>
Rolado en frío 590 TRIP	590	350 – 495	31
Rolado en frío 780 TRIP	780	410 – 500	21
Galvanizado 590 TRIP	590	360 – 510	26
Galvanizado 590 TRIP (acabado completo)	590	380 – 480	27
Galvanizado 780 TRIP	780	410 – 560	19
Galvanizado 780 TRIP (acabado completo)	780	440 – 500	21

El nuevo enfoque de desarrollo, en Norteamérica, está en una familia de aceros con propiedades entre los aceros DP / TRIP actuales y los nuevos aceros TWIP, llamados AHSS de tercera generación o AHSS 3G. Mirando hacia el futuro, es probable que la nueva generación de AHSS se encuentre en las áreas de AHSS de alta formabilidad, AHSS con alto módulo de Young, aceros de baja densidad (los cuales se pueden obtener

con altos contenidos de elementos de aleación como aluminio) y AHSS de muy alta resistencia. Estos aceros ya fueron explicados brevemente con anterioridad y se representan esquemáticamente en la Figura 1 [16]. El presente trabajo está enfocado a desarrollar aceros TRIP con propiedades mecánicas que cumplan con los requerimientos de AHSS de tercera generación bajo ciclos térmicos que simulen líneas de recocido y galvanizado continuo (LRGC).

## 1.2 Fabricación de aceros TRIP.

El principal objetivo de los tratamientos empleados en la obtención de una microestructura TRIP es obtener un porcentaje suficiente de austenita retenida en la microestructura. Con el fin de obtener una estructura multifásica con austenita retenida. El tratamiento térmico utilizado para la obtención de los aceros DP (*dual phase*) fue ligeramente modificado por la introducción de un tratamiento isotérmico bainítico.

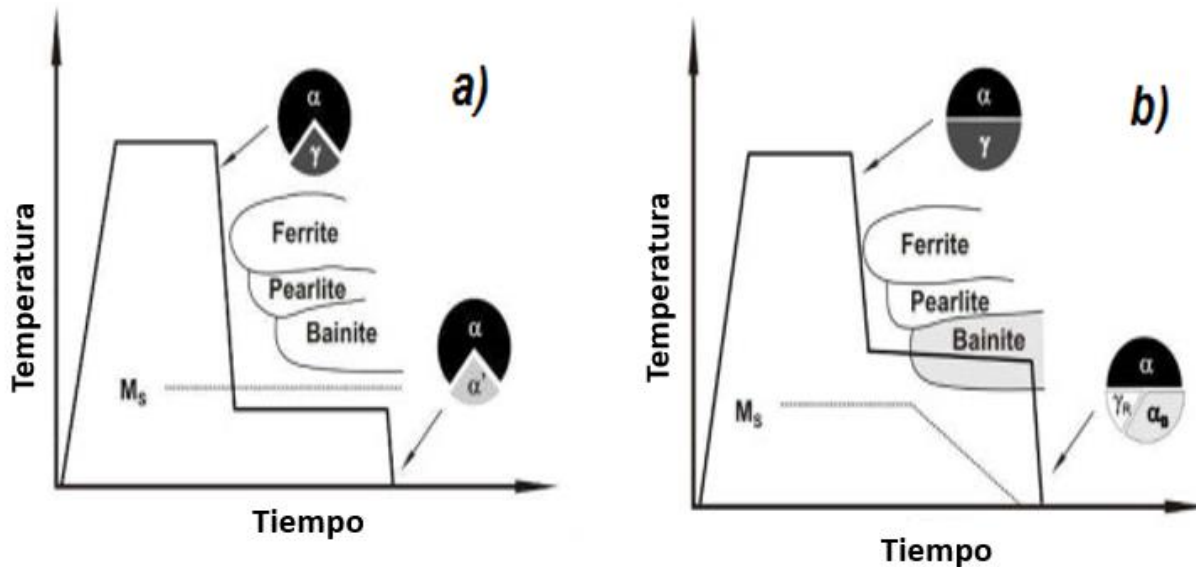
En la Figura 4, se ilustran dos ciclos térmicos que pueden ser utilizados para la obtención de aceros DP y TRIP. Para obtener un acero DP, es necesario enfriar el acero desde el recocido intercrítico hasta temperatura ambiente [16]. Se requiere evitar las transformaciones de fase de austenita a ferrita, perlita y bainita durante el enfriamiento; de tal forma que, la fracción de la fase austenita formada durante el recocido intercrítico se transforme a martensita. La transformación iniciará al disminuir la temperatura por debajo de la temperatura de inicio de la transformación martensítica ( $M_s$ ) y continuará durante el enfriamiento subsecuente hasta temperatura ambiente (Figura 4a) [16].



Para la obtención de un acero TRIP, es necesario someter el acero a un tratamiento térmico en dos etapas (Figura 4b). Primeramente, el acero es recocido a temperaturas dentro del rango intercrítico, con el fin de obtener una fracción de volumen controlada de ferrita y austenita [16]. Posteriormente, se somete a un tratamiento isotérmico bainítico (IBT, por sus siglas en inglés) para promover la transformación de austenita a bainita [16]. De esta manera, al final del tratamiento térmico el acero tendrá una microestructura consistente de ferrita, bainita y austenita retenida.

La transformación parcial de austenita en bainita y el enriquecimiento de C en austenita, favorecen la estabilización de la austenita restante a temperatura ambiente [16]. Esta última es afectada por otros parámetros microestructurales como lo son el tamaño de grano y el estado de esfuerzos de la matriz circundante [16]. Con la finalidad de permitir este enriquecimiento, los aceros con comportamiento TRIP comúnmente contienen elevadas concentraciones de silicio (1.5 a 2.5% en peso) con el propósito de inhibir la precipitación de cementita durante la transformación bainítica [17]. Además, los aceros con comportamiento TRIP contienen desde 0.1 a 0.4 % en peso de carbono y desde 1.5 a 2.5 % en peso de manganeso. Sin embargo, los altos contenidos de estos elementos tienen un efecto nocivo sobre la capacidad de soldabilidad y de galvanizado [17].

La austenita retenida (después de la transformación bainítica), transforma a martensita durante una deformación plástica posterior, permitiendo absorber una mayor energía hasta la fractura. Debido a esto, los aceros TRIP pueden proporcionar excelente conformabilidad para estampar piezas complejas o exhibir un alto endurecimiento durante la deformación plástica y proporcionar una excelente absorción de energía al impacto [18].



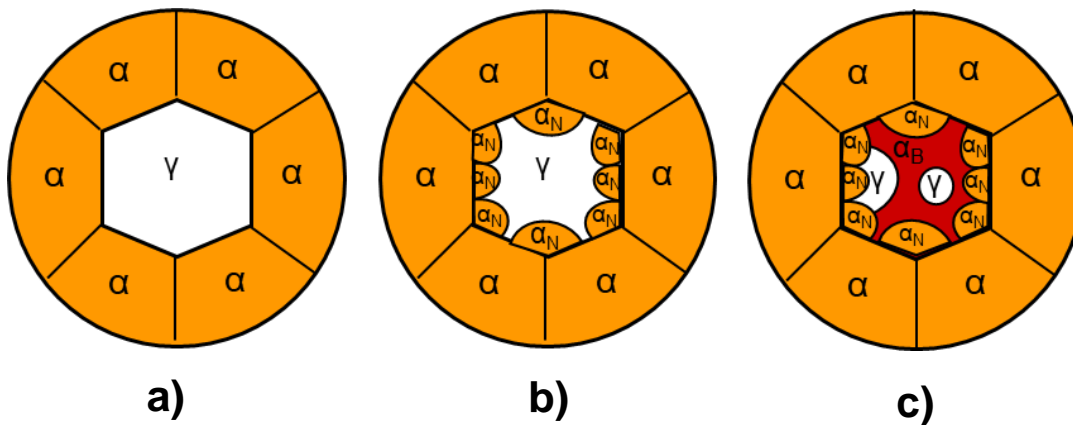
**Figura 4.** Representación esquemática de ciclos térmicos que pueden utilizarse para la obtención de aceros: a) DP (a) y b) TRIP [16].

El nivel de deformación en el que la austenita retenida comienza a transformarse en martensita está controlado por el contenido de carbono en la austenita retenida. A niveles bajos de carbono, la austenita retenida se transforma casi inmediatamente después de la deformación, aumentando la velocidad de endurecimiento del trabajo y la formabilidad durante el proceso de estampado. Con altos contenidos de carbono, la austenita retenida es más estable y comienza a transformarse solo a niveles de deformación más allá de los producidos durante el estampado y la formación, y la austenita retenida todavía está presente en la parte final.

La Figura 5 muestra la evolución de la microestructura de un acero en diferentes etapas del tratamiento térmico [17]. En esta figura, a diferencia de las anteriores, se muestra que durante el enfriamiento al IBT, la austenita puede transformarse a ferrita (ferrita nueva), antes

de que ocurra la transformación bainítica. De esta manera, la microestructura evoluciona de la siguiente manera durante el tratamiento térmico:

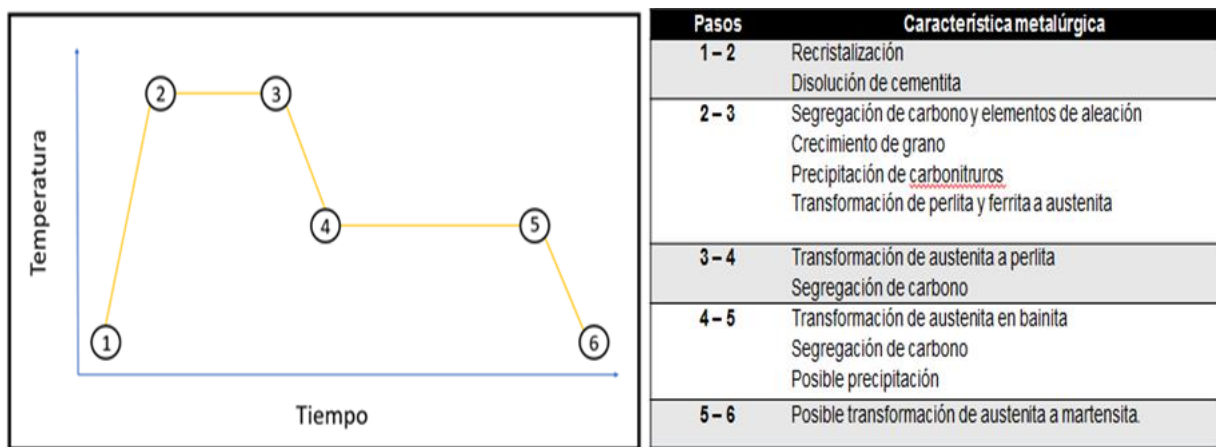
- a) Ferrita ( $\alpha$ ) y austenita ( $\gamma$ ); durante el recocido intercrítico.
- b) Ferrita ( $\alpha$ ) y austenita ( $\gamma$ ); comienzo de la descomposición de la austenita y nucleación de la ferrita nueva ( $\alpha_N$ ) en los bordes de grano; durante el enfriamiento del recocido al tratamiento isotérmico bainítico.
- c) Ferrita ( $\alpha$ ), bainita ( $\alpha_B$ ) y austenita retenida ( $\gamma_R$ ); durante y después del tratamiento isotérmico bainítico [17].



**Figura 5.** Formación de la microestructura multifásica en un acero TRIP durante el ciclo térmico: a) recocido intercrítico, b) enfriamiento del recocido hasta el IBT y c) durante el IBT y el enfriamiento final [17].

La Figura 6 muestra algunos cambios microestructurales que pueden ocurrir durante el ciclo térmico utilizado para la fabricación de aceros TRIP a partir de láminas rodadas en frío [19]. Durante el calentamiento desde la temperatura ambiente hasta el recocido intercrítico puede ocurrir la recristalización del acero y la disolución de cementita (paso 1-2). El recocido intercrítico puede favorecer el crecimiento de grano, la precipitación de

carbonitruros y la transformación a austenita (paso 2-3). Durante el enfriamiento del recocido al IBT la austenita puede también transformar a perlita (paso 3-4). La transformación bainítica puede ocurrir durante el tratamiento isotérmico bainítico e incluso puede haber precipitación de carburos (paso 4-5). La segregación del carbono tiene lugar del paso 2 al 5. Durante el enfriamiento a temperatura ambiente (paso 5-6), existe la posibilidad de que la austenita también transforme a martensita. La posibilidad que estos cambios microestructurales ocurran o no depende fuertemente de la composición química del material y de las características microestructurales del material laminado en frío.

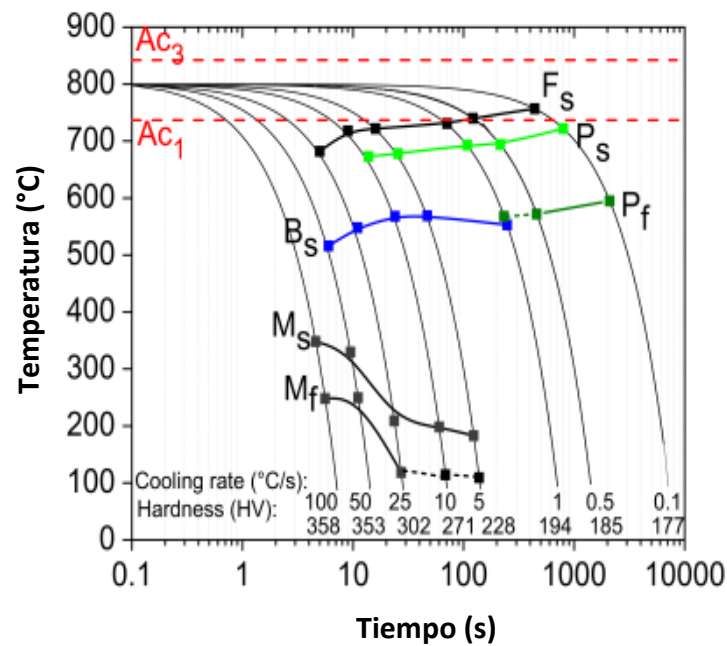


*Figura 6. Características metalúrgicas durante el procesamiento de acero TRIP laminados en frío [19].*

Tanto la composición química como la condición metalúrgica del material laminado en frío tienen una influencia importante sobre la cinética de las transformaciones de fase, las cuales finalmente determinan la microestructura y propiedades del producto final. Los diagramas de enfriamiento continuo (CCT) son de gran importancia para identificar la cinética de transformación en condiciones de enfriamiento no isotérmicas. La dilatometría, es el método más usual para obtener los diagramas CCT, ya que las transformaciones de fase implican cambios de volumen que se traducen en cambios de longitud (contracción o

expansión del acero). La representación gráfica de las transformaciones, en condiciones de enfriamiento continuo, se realiza en un diagrama de temperatura contra el logaritmo del tiempo.

En la Figura 7 se observa un diagrama CCT de un acero de doble fase (DP, por sus siglas en inglés) reportado en la literatura obtenido de manera experimental a partir un análisis de las curvas de dilatación.



**Figura 7.** Diagrama experimental de transformación de fase enfriamiento continuo (CCT), obtenido experimentalmente en enfriamiento continuo desde la región intercrítica de 800 °C [20].

En la actualidad, se han realizado muchos trabajos experimentales para determinar los diagramas CCT; a su vez, se sabe que, aunado a la velocidad de enfriamiento, el crecimiento del tamaño de grano, durante la etapa de permanencia en el tratamiento

térmico, representa una de las variables más importantes que se debe controlar, debido al efecto en la cinética de transformación de fases y la microestructura final.

Una alternativa para la obtención de estos diagramas es mediante el uso de softwares especializados que toman en cuenta la composición química del material, y los efectos del tiempo y la temperatura de recocido intercrítico sobre el tamaño de grano austenítico. En el presente trabajo, se utilizó el programa JMatPro el cual es un programa, que además de considerar los puntos anteriores, predice de manera aproximada tanto los cambios de fase en calentamiento continuo como las propiedades mecánicas resultantes, permitiendo el cálculo de diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo (CCT) de una manera aproximada. Para el cálculo de estos últimos, se considera: la composición química, el tamaño de grano, la temperatura y tiempo de tratamiento térmico (que se traduce en tamaño de grano austenítico) y las velocidades de enfriamiento.

Trabajos previos [21,22,23] han demostrado que este programa puede predecir con buena aceptación las propiedades de diferentes materiales. Los análisis se han enfocado básicamente en determinar los diagramas TTT y CCT, así como evaluar las propiedades térmicas y mecánicas de diferentes aceros [24].

En el presente trabajo, con ayuda de este software se simuló diagramas CCT y se evaluó el tamaño de grano austenítico variando tiempos y temperaturas dentro del rango del recocido intercrítico en el acero experimental.

Los resultados, obtenidos a través de estas simulaciones, se validaron mediante resultados experimentales obtenidos mediante ensayos de tensión uniaxial, mediciones de dureza, microscopía óptica y dilatometría de temple.

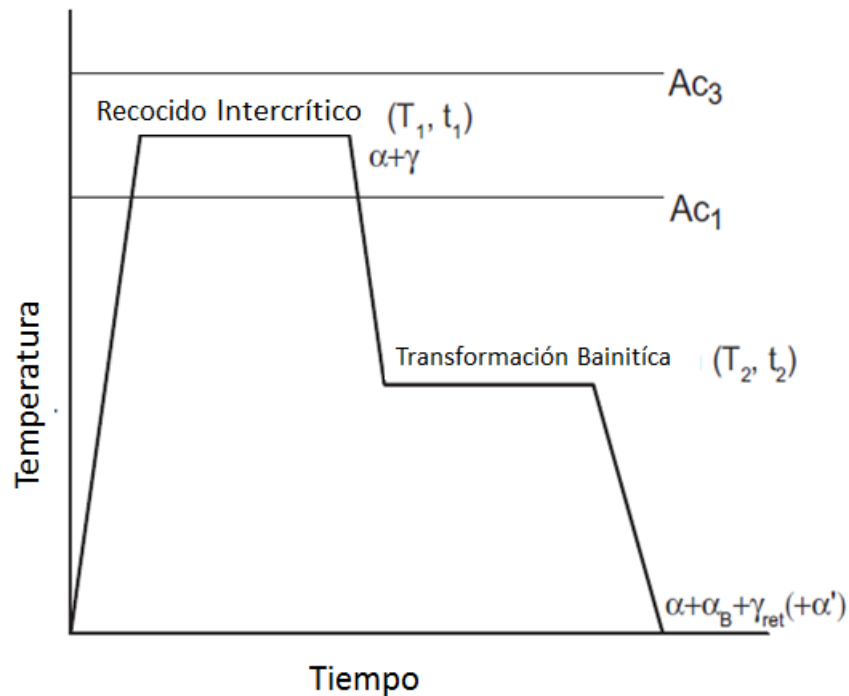
A continuación, se describen algunos trabajos en los que se han investigado los efectos del tiempo y la temperatura de recocido intercrítico, y del tiempo y la temperatura de tratamiento isotérmico bainítico sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de AHSS.

### 1.3 Microestructura y propiedades mecánicas de aceros Si-Al TRIP.

A. Mertens y cols., reportaron en 2014 los efectos de la temperatura de recocido intercrítico y del tiempo de IBT (a 465 °C) sobre la microestructura y propiedades mecánicas de aceros TRIP con una composición química de 0.2 %C, 1.5 %Mn, 1.0 %Si, 0.5 %Al (% en peso) [25]. La mejor combinación de resistencia y ductilidad que obtuvieron fue para una temperatura de recocido intercrítico inferior a 750 °C y un tiempo de IBT de 90 s a 465 °C. Con temperaturas de recocido intercrítico más altas (797 °C), obtuvieron propiedades mecánicas óptimas con un tiempo de IBT más corto (60 s).

La resistencia a la tracción y el porcentaje de elongación a fractura fueron de 1148 MPa, 12.6%, y 1061 MPa, 15.7% en las muestras recocidas a 750°C y 797°C, respectivamente.

En el recocido intercrítico a una temperatura de 797 °C, se obtuvieron propiedades mecánicas óptimas para un tiempo de transformación bainítica isotérmica más corto de 60 s a 465 °C, Estos resultados se obtienen debido al menor contenido de C de la austenita intercrítica que provoca una cinética de transformación más rápida de austenita a bainita. La Figura 8 muestra esquemáticamente los ciclos térmicos utilizados por A. Mertens y cols. [25].



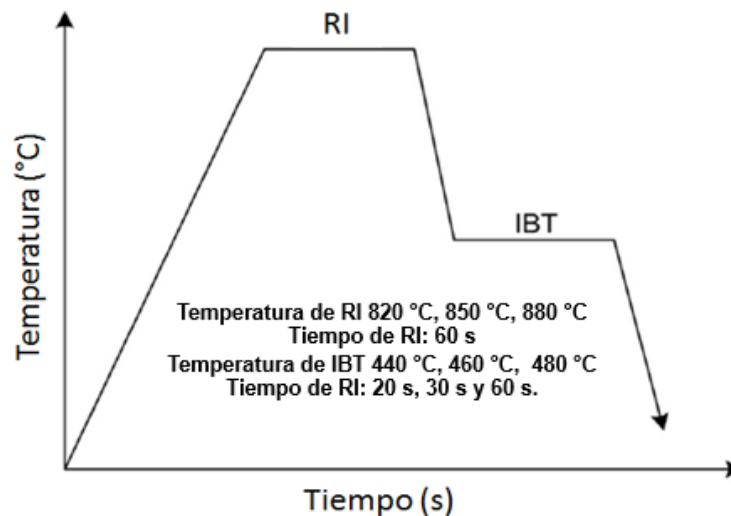
**Figura 8.** Representación esquemática del tratamiento térmico utilizado por Martens para obtener aceros TRIP [25].

La principal conclusión de dicho trabajo fue que, las variaciones en la temperatura intercrítica y el tiempo de IBT juegan un papel importante en el desarrollo de aceros TRIP de baja aleación [25]. Dadas las limitaciones asociadas con el proceso de galvanizado continuo; aunado a esto, se demostró que la precipitación de carburos desempeña un papel importante en la determinación del tiempo óptimo de IBT [25].



## 1.4 Microestructura y propiedades mecánicas de aceros TRIP C – Mn – Al –P.

Wei Ding y cols., en 2016 reportaron la obtención de aceros TRIP bajo ciclos térmicos que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo con composición química 0.20 %C - 1.50 %Mn - 1.2 %Al - 0.07 %P (% en peso) [26]. Los parámetros del proceso de tratamiento térmico se variaron para investigar el efecto de la temperatura de recocido (820°C, 850°C, 880°C), y la temperatura (440°C, 480°C) y el tiempo (20 s, 60 s) de la transformación isotérmica bainítica (Figura 9), sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de los aceros obtenidos.



**Figura 9.** Ilustración esquemática del ciclo de tratamiento térmico aplicado por Wei Ding [26].

La microestructura reportada por Wei Ding y cols., fue investigada mediante microscopía electrónica de barrido, microscopía electrónica de transmisión y por difracción de rayos-X, mientras que las propiedades mecánicas se evaluaron mediante pruebas de tracción. Además, para generar una mejor comprensión de las transformaciones de fase durante el

tratamiento térmico, se realizaron ensayos de dilatometría. La microestructura resultante consistió en una mezcla de ferrita, bainita, austenita retenida y martensita [26].

A partir de los resultados obtenidos, concluyeron que la proporción de fases de ferrita y austenita en el recocido intercrítico se mantiene prácticamente constante (50.0% y 51.8% para 820°C y 880°C, respectivamente). Se descubrió, además, que el tiempo de tratamiento isotérmico bainítico tiene un efecto importante sobre la partición del carbono; si el enriquecimiento de carbono en austenita es alto, la austenita puede ser retenida a temperatura ambiente. Sin embargo, si durante la transformación bainítica, la austenita no se enriquece en carbono, ésta se transforma a martensita durante el enfriamiento final [26].

### 1.5 Microestructura y las propiedades mecánicas de aceros CMnSi TRIP.

En 2018 se investigaron los efectos del recocido intercrítico (RI) y los parámetros de tratamiento isotérmico bainítico (IBT) sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de un acero TRIP laminado en frío Fe - 0.22 %C - 1.4 %Mn - 1.6 %Si (Tabla 2) a través del diseño factorial completo. Las muestras de acero laminado en frío, con 80% de reducción de espesor, se recocieron a 780 °C durante 5 a 15 minutos y se enfriaron rápidamente temperaturas de 350 °C a 450 °C durante 5 a 15 minutos. Finalmente, se enfriaron en agua. El análisis de varianza (ANOVA) y la regresión se utilizaron para evaluar la influencia de los factores sobre la microestructura y las propiedades mecánicas del acero estudiado.

**Tabla 2.** Composición química del acero investigado por HIEN Dinh (% peso), y valores de  $A_{c1}$  y  $A_{c3}$  (°C) obtenidos mediante dilatometría [27].

C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Al	V	Ti	$A_{c1}/^{\circ}\text{C}$	$A_{c3}/^{\circ}\text{C}$
0.220	1.398	1.601	0.021	0.009	0.046	0.010	0.040	0.061	0.005	0.003	740	864

El diseño de experimentos factorial completo se utilizó como un enfoque de optimización de procesos. Los tres factores investigados fueron el tiempo de recocido intercrítico RI (TRI), la temperatura IBT (TB) y el tiempo del IBT (tB). HIEN Dinh Van y col. llevaron a cabo un total de 27 experimentos. El diagrama de los ciclos térmicos utilizados se muestra en la Figura 10, y en la Figura 11 la curva de dilatación a partir de la cual se determinaron las temperaturas  $A_{c1}$  y  $A_{c3}$ .

Su conclusión principal fue que la proporción de fases en el producto final es afectada considerablemente por las variables de estudio, obteniendo los siguientes rangos: 49.4-57.4 %  $\alpha$ , 29.4-46.8 %  $\alpha_B$  y 3.8-15.8 %  $\gamma_R$ . Las mejores propiedades mecánicas que obtuvieron fueron: resistencia a la tensión de 906.7 MPa y elongación a fractura de 25.9 %, para condiciones de recocido intercrítico a 780°C por 15 min, y tratamiento isotérmico bainítico realizado a 350°C por 5 min [27].

HIEN Dinh Van y col. demostraron el importante papel de la austenita retenida y su efecto TRIP para aumentar la ductilidad y mantener la resistencia. Y que para ello es necesario maximizar el porcentaje de austenita retenida para maximizar el límite elástico, el alargamiento en la fractura y el producto de la resistencia a la tracción y el alargamiento, lo cual obtuvieron a mayores tiempos de IBT, y menores tiempos

en el RI, sin embargo, no reportan ningún efecto de la temperatura del RI, sobre esto.

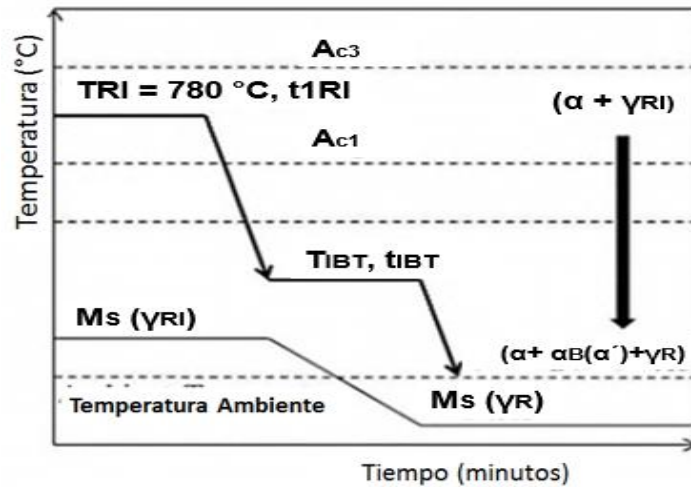


Figura 10. Diagrama de procesamiento utilizado para lograr la microestructura multifásica del acero TRIP [27].

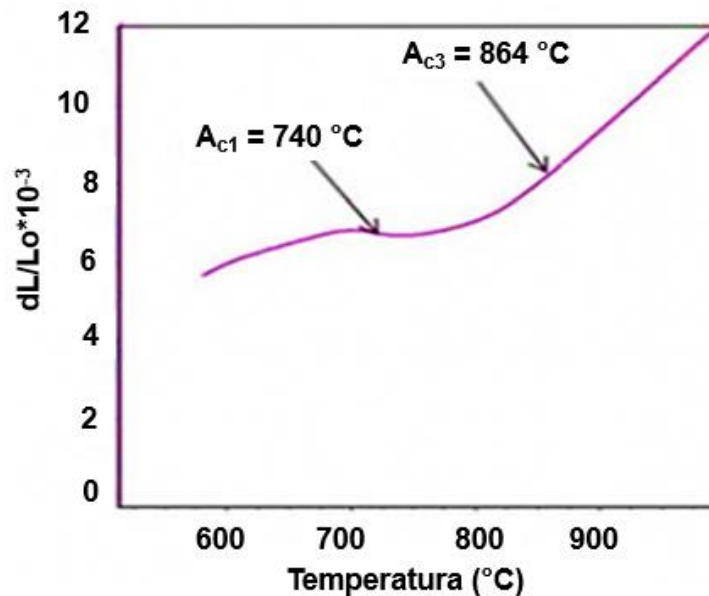


Figura 11. Determinación de las temperaturas críticas de transformación de fase  $Ac1$  y  $Ac3$  mediante cambios en la curva de dilatación [27].

## 1.6 Aceros con efecto TRIP de ultra alta resistentes obtenidos mediante recocido no isotérmico.

Xingli Gu en marzo [2019] procesó un novedoso acero de plasticidad inducida por transformación de ultra alta resistencia (TRIP) con constituyentes de martensita/austenita (M/A) de tamaño submicrométrico mediante un proceso de recocido no isotérmico y lo comparó con aceros de temple y partición (Q&P). La microestructura la caracterizaron mediante microscopía electrónica de barrido (SEM, por sus siglas en inglés) y microanálisis por sonda de electrones (EPMA, por sus siglas en inglés), difracción de rayos-X (XRD, por sus siglas en inglés), difracción de electrones retrodispersados (EBSD, por sus siglas en inglés) y microscopía electrónica de transmisión (TEM, por sus siglas en inglés) y se estudiaron los efectos sobre la resistencia a la tracción y la ductilidad. La composición química del acero experimental se muestra en la Tabla 3.

**Tabla 3.** Composición química del acero experimental utilizado por Xingli (% en peso) [28].

C	Si	Mn	Ti	Al	P	S
0.22	1.80	1.64	0.1	0.02	0.006	0.001

En el ciclo térmico para los aceros TRIP, el recocido intercrítico lo realizaron a 810°C por 2s (por lo que prácticamente, puede ser considerado como un tratamiento no isotérmico, de acuerdo con el autor), y en el tratamiento isotérmico bainítico se varió de 310°C a 380°C, (en el diagrama se indican como TRIP-310, TRIP-330, TRIP-350, TRIP-380 por las temperaturas empleadas en el IBT, Figura 12.

El recocido no isotérmico refinó significativamente los granos de austenita originales y mejoró la distribución no homogénea de átomos de C dentro de los granos. Además, una gran fracción de martensita / austenita se separó y refinó a cientos de nanómetros durante el IBT en aceros con efecto TRIP, mientras que la austenita retenida en bloque existía principalmente cerca de los límites de grano anteriores, ricos en carbono, en el acero Q&P [28].

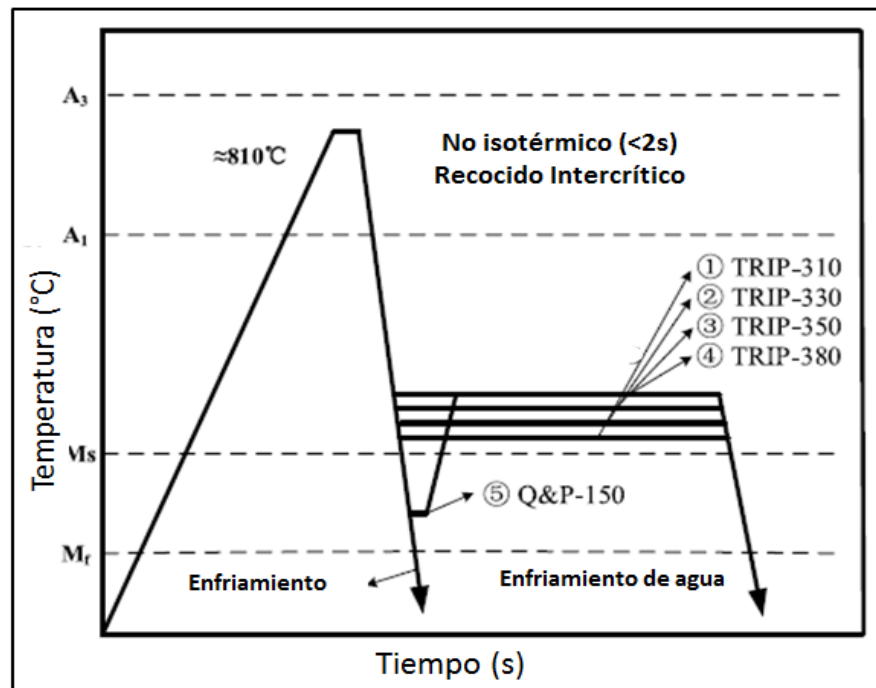


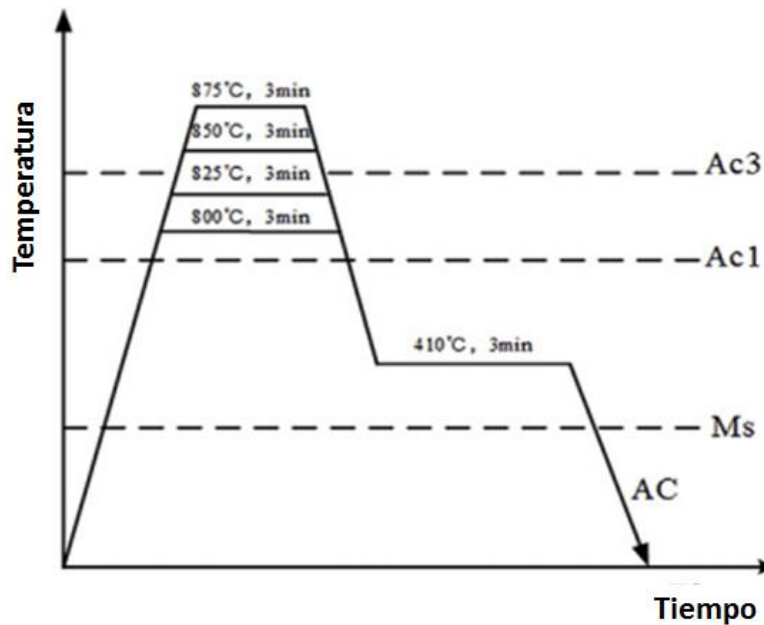
Figura 12. Diagrama esquemático de los diferentes tratamientos térmicos [28].

Los aceros TRIP tenían un mayor contenido de austenita retenida, menos estable por transformación isotérmica de bainita que el acero Q&P, favoreciendo así la mejora de la ductilidad. El aporte de martensita (generada por templado de la fase austenita formada en el rango intercrítico del acero) a la resistencia a la tracción máxima aumentó gradualmente de 49.7% a 67.3% con un aumento en la fracción de volumen de martensita

en aceros con efecto TRIP. La optimización de la fracción de volumen y el tamaño de los componentes martensita / austenita fue importante para obtener una alta resistencia final con la ductilidad deseada. Las excelentes propiedades mecánicas se obtuvieron en TRIP-350 (IBT a 350 ° C) con una resistencia a la tracción máxima de 1011 MPa, un alargamiento total de 28.80% y el producto de resistencia y alargamiento de 29.1 GPa%, excediendo las propiedades del acero Q&P.

### 1.7 Propiedades mecánicas de aceros TRIP con baja aleación.

J.N. Huang y cols., estudiaron en 2019 el impacto significativo de la fracción de fases y la estabilidad de austenita retenida (RA) sobre las propiedades mecánicas de un acero de plasticidad inducida por transformación (TRIP) con una composición química Fe - 1.47 %Mn - 1.40 %Si - 0.21 %C - 0.025 %Nb (en% en peso) laminado en frío. Las temperaturas de recocido intercrítico fueron de 800 °C y 875 °C, manteniendo el tiempo constante (3 min). Las condiciones del IBT también se mantuvieron constantes (410°C por 3 min), Figura 13. El término AC (air cooling) en la figura indica el enfriamiento en aire. También se indican las temperaturas críticas de transformación de fase que indican el inicio y el fin de la transformación austenítica,  $Ac_1$  y  $Ac_3$ , respectivamente, y el inicio de la transformación martensítica ( $M_s$ ).



*Figura 13. Diagrama de los tratamientos térmicos empleados por Huang para producir aceros TRIP [29].*

Con el aumento de la temperatura de recocido, de 800 a 875 ° C, la fracción de volumen de ferrita y austenita retenida disminuyó gradualmente, junto con el aumento de la fracción de bainita. El contenido de Mn en la austenita retenida disminuyó de 1.47 % a 1.24 %, sin embargo, el contenido promedio de C y Si en la austenita retenida no exhibió diferencias significativas, y fueron ~1.18 % y ~1.4 %, respectivamente. Tanto el contenido de Mn como la morfología juegan un papel importante en dictar la estabilidad de la austenita retenida. Las mejores propiedades mecánicas que se reportaron por J.N. Huang y cols. fueron: resistencia a la tensión de 1083 MPa y elongación de 11.4% en muestras recocidas a 875 ° C, y en muestras recocidas a 825 ° C resistencia a la tracción de 840 MPa y 28.1 % de elongación a fractura. Se hace notar que es el porcentaje de transformación de austenita retenida, más que la fracción de austenita retenida, lo que rige las propiedades mecánicas del acero experimental [29].



Recientemente, A. López en 2018 reportó la microestructura y propiedades mecánicas de AHSS con la composición química siguiente: 0.14 %C - 0.61 %Si - 0.59 %Al - 1.72 %Mn - %Cr + %Mo + %Ti + %V + %Nb < 1.5%. Realizó un estudio computacional para investigar el comportamiento de diagramas CCT en función de los efectos individuales y combinados de los elementos de aleación. Para corroborar los resultados obtenidos de la simulación se propuso un ciclo térmico en el que el recocido intercrítico se realizó a 800 °C por 15 s, y el IBT a 450 °C para tiempos de 10 s a 120 s (condiciones que pueden ser reproducidas en LRGC). A. López obtuvo aceros multifásicos con microestructuras de ferrita ( $\alpha$ ) + bainita ( $\alpha_B$ ) + austenita ( $\gamma$ ) para tiempos de IBT de 10 s y 30 s, y microestructuras de ferrita ( $\alpha$ ) + bainita ( $\alpha_B$ ) + martensita ( $\alpha'$ ) para tiempos de IBT de 60 s y 120 s. Las mejores propiedades fueron: resistencia a la tensión alrededor de 1090 MPa y elongación a fractura alrededor de 24 %, en muestras con tiempos de IBT de 30 s [8]. En muestras con tiempos de IBT de 60 s se observó que la resistencia se incrementó hasta 1160 MPa, pero hubo una disminución en el porcentaje de elongación a fractura hasta alrededor de 20.5 %. Este cambio en las propiedades mecánicas fue atribuido a la presencia de martensita, para tiempos de IBT más largos (60 s y 120 s). La máxima cantidad de austenita retenida fue alrededor del 5% en las muestras que exhibieron las mejores propiedades. Se concluyó que la poca cantidad de austenita estaba relacionada con la falta de enriquecimiento de austenita en carbono, lo cual pudiera estar relacionado con el tiempo corto utilizado durante el recocido, que no permite el enriquecimiento de carbono en la austenita formada intercríticamente.

Los trabajos descritos anteriormente muestran el interés creciente, desde el punto de vista científico y tecnológico, para el desarrollo de nuevos grados de aceros de uso automotriz, que además de cumplir con los requerimientos para aplicaciones automotrices, puedan obtenerse bajo condiciones que puedan reproducirse en líneas de recocido y galvanizado continuo [25, 26, 28, 29].

Los resultados obtenidos por A. López cumplen con los requerimientos actuales de la industria automotriz, en términos de buena capacidad de soldabilidad (bajo carbono, carbono equivalente permisible), buena capacidad de galvanizado (bajo contenido de Mn, Si y Al) y estructuras multifásicas obtenidas en tiempos cortos (que pueden ser reproducibles e LRGC).

Debido a que en dicho trabajo no se investigaron los efectos del recocido intercrítico, y considerando que éste tiene efectos importantes sobre el tamaño de grano, la transformación de ferrita a austenita y el enriquecimiento de austenita, los cuales determinan las características de las transformaciones que ocurren en etapas posteriores (enfriamiento de recocido a IBT, durante IBT y enfriamiento final); los resultados de A. López [8], representan una gran motivación para investigar los efectos del recocido intercrítico, con el fin de producir distintas proporciones de ferrita, bainita, austenita, y martensita en el producto final, con lo cual se pueden obtener nuevos grados de AHSS.

## **Capítulo II. Metodología para investigar el efecto del tiempo y la temperatura de recocido intercrítico sobre la microestructura y las propiedades mecánicas del acero experimental.**

La metodología utilizada para el desarrollo del presente trabajo fue diseñada de tal manera que se pudieran investigar los efectos del recocido intercrítico sobre la cinética de las transformaciones de fase, la microestructura y las propiedades mecánicas de aceros avanzados de alta resistencia.

La composición química y el grado de deformación plástica son similares a los reportadas por A. López [8]. La Figura 14 muestra un diagrama de flujo que ilustra la metodología que se utilizó para el desarrollo de este trabajo. Este trabajo se desarrolló en dos etapas, la primera etapa consistió en la obtención del acero mediante fusión y colada, y procesamiento para obtención de láminas delgadas. Los lingotes obtenidos fueron sometidos a un tratamiento térmico de homogeneizado, y procesados mediante laminación en caliente y laminación en frío para obtener laminas delgadas de 1.2 mm de espesor.

En la segunda etapa, las muestras obtenidas mediante laminación en frío fueron sometidas a ciclos térmicos que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo.

Los contenidos de C y S en el acero experimental se determinaron mediante espectroscopía de absorción infrarroja por combustión, con base en los procedimientos de la norma ASTM E-1019 [30]. Los contenidos de elementos restantes se determinaron mediante espectrometría de emisión óptica por chispa, con base en las especificaciones de la norma ASTM E-415 [31].

Las temperaturas críticas de transformación de fase en calentamiento continuo,  $A_{C1}$  (temperatura a partir de la cual comienza a formarse la austenita) y  $A_{C3}$  (temperatura a partir de la cual la fase estable es la austenita), y las temperaturas de inicio y fin de la transformación martensítica ( $M_s$  y  $M_f$ , respectivamente), se determinaron mediante dilatometría a partir de los cambios en las curvas de dilatación en calentamiento y enfriamiento continuo, respectivamente.

A partir de los resultados obtenidos, se seleccionaron cuatro temperaturas dentro del rango intercrítico ( $A_{C1} < T < A_{C3}$ ). Los tiempos de recocido intercrítico que se emplearon fueron establecidos de tal forma que pudieran ser utilizados en una LRGC. La temperatura del tratamiento isotérmico bainítico se mantuvo constante a  $450^{\circ}\text{C}$  (temperatura similar a la utilizada en la etapa de galvanizado en una LRGC) y los tiempos también fueron establecidos considerando la posibilidad de ser utilizados en una LRGC.

Los ciclos térmicos utilizados para el análisis de las transformaciones de fase se realizaron en un dilatómetro de temple LINSEIS RITA L78, permitiendo obtener las curvas de dilatación ( $\Delta L$  vs tiempo y  $\Delta L$  vs temperatura).

Los efectos de la temperatura y el tiempo de recocido intercrítico sobre el tamaño de grano austenítico y sobre el comportamiento de los diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT) fueron calculados con el programa JMatPro. Esto, para evaluar la factibilidad de obtener aceros multifásicos con los tiempos de recocido y de IBT seleccionados.

Los tratamientos térmicos también se realizaron utilizando dos hornos muflas Thermolyne 1300: una de ellas para realizar el recocido intercrítico y la otra para realizar el tratamiento

isotérmico bainítico. Las muestras tratadas térmicamente en muflas fueron utilizadas para la caracterización de la microestructura, microdureza y propiedades mecánicas mediante ensayos de tensión uniaxial.

La caracterización de la microestructura se realizó mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido SEM. Para su observación mediante microscopía, las muestras se prepararon mediante técnicas convencionales de metalografía. Para revelar la microestructura, las muestras fueron atacadas químicamente con reactivo LePera, el cual permite contrastar las fases por distintos colores: ferrita (gris claro), bainita (marrón), austenita/martensita (blanco) [32]. La cuantificación de fases se realizó mediante microscopía óptica y análisis de imágenes con el programa Stream Essentials.

Las mediciones de microdureza se realizaron con base en los procedimientos de la norma ASTM E-384 [33], y los ensayos de tensión uniaxial se realizaron con base en las especificaciones de la norma ASTM E8 [34]. Se ha reportado que, las propiedades mecánicas determinadas a partir de probetas estandarizadas son similares a las determinadas utilizando probetas miniatura [34, 35, 36, 37].

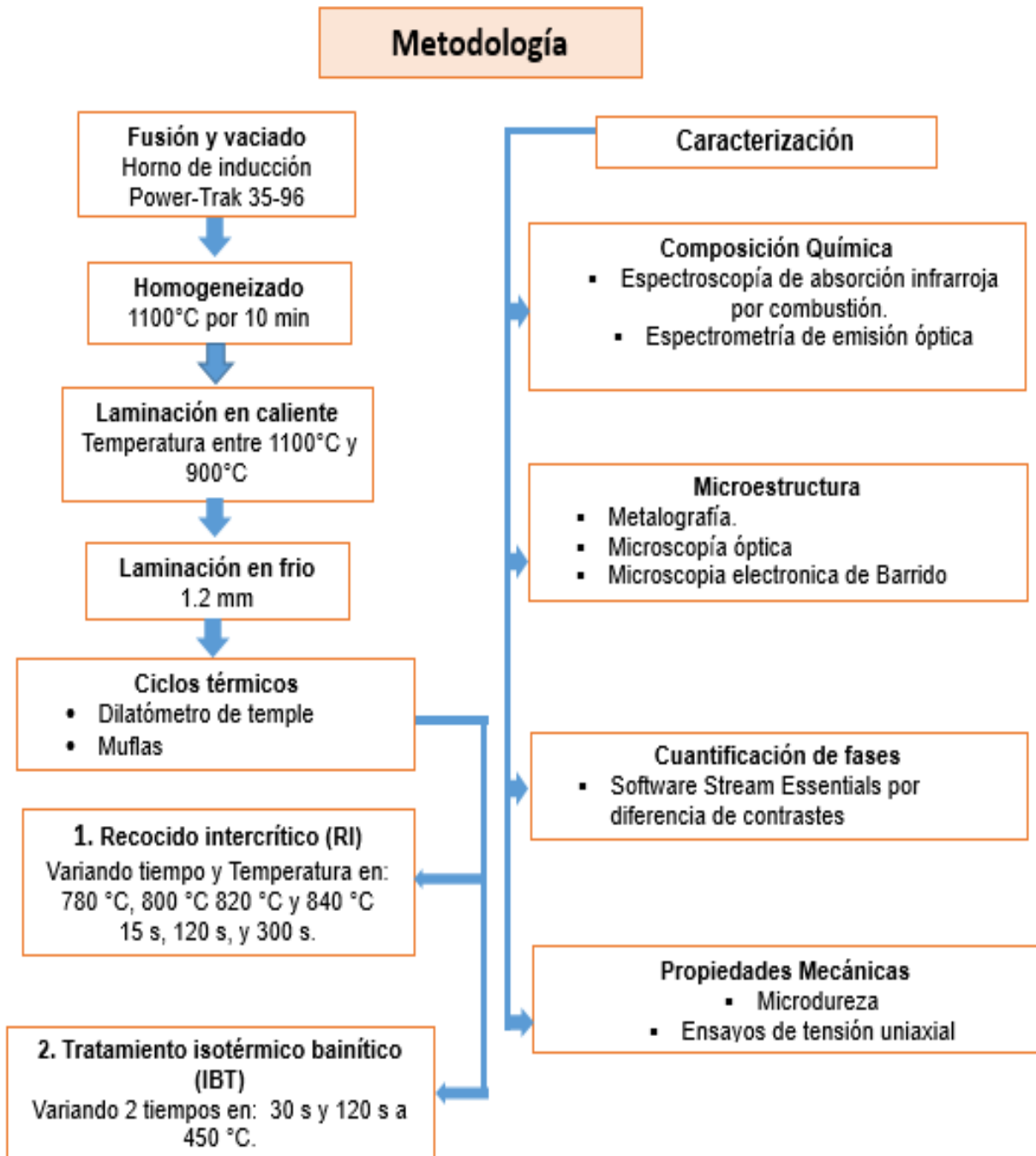


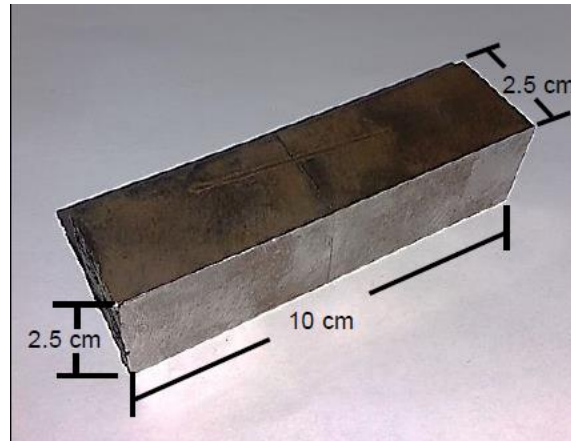
Figura 14. Diagrama de flujo de la metodología empleada para el desarrollo del proyecto.

## 2.0 Obtención y procesamiento del acero experimental.

El acero se fabricó mediante fusión en un horno de inducción Power-Trak 35-96 el cual se muestra en la Figura 15. Se obtuvieron lingotes con dimensiones de 10 cm de ancho, 10 cm de espesor y 15 cm de largo mediante un vaciado en lingoteras metálicas. Los lingotes fueron sometidos a un tratamiento de homogenización (1100°C por 1 hora) para reducir la heterogeneidad química provocada durante la solidificación. Estos lingotes fueron cortados y maquinados para obtener lingotes más pequeños, de 2.5 cm de ancho, 2.5 cm de espesor y 10 cm de largo (Figura 16).



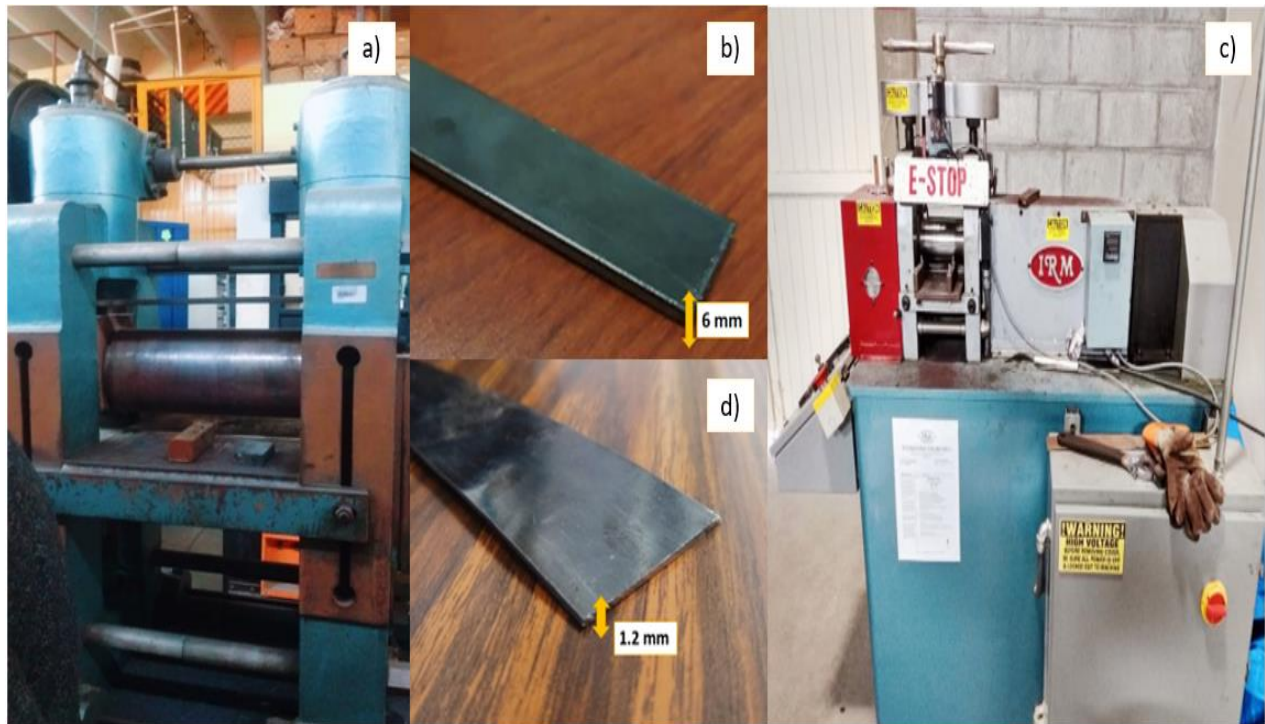
*Figura 15. Horno de inducción Power-Trak 35-96.*



*Figura 16. Lingote obtenido mediante fusión y vaciado, cortado con las dimensiones mostradas en la imagen.*

El procesamiento posterior involucró un recalentamiento de los lingotes a 1100°C por 10 minutos y laminación en caliente entre 1100°C y 900°C. Para la laminación, se utilizó un molino HILLE HELICON MK4 (Figura 17 a); la reducción en espesor fue de 2.5 cm hasta aproximadamente 6 mm en tres pasos consecutivos (Figura 17 b). El acero fue nuevamente calentado a 1100°C por 5 min, y deformado en caliente hasta un espesor de 2.5 mm. La deformación se realizó mediante 3 pasos consecutivos de laminación seguidos de enfriamiento al aire. Finalmente, el acero fue deformado en frío hasta 1.2 mm de espesor (Figura 17d), en un molino de laminación IRM modelo 4060 (Figura 17c).





*Figura 17. a) Molino de laminación HILLE HELICON MK4, b) acero laminado en caliente hasta 3 mm, c) molino de laminación IRM MODEL:4060 y d) acero laminado en frío hasta 1.2 mm.*

Una vez que el acero fue deformado en frío, se prosiguió a realizar los cortes de éste para realizar los ciclos térmicos que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo. Se maquinaron dos tipos de muestras: rectangulares para el análisis de las transformaciones de fase y probetas miniatura para ensayos de tensión uniaxial con el fin de determinar la resistencia a la cedencia, la resistencia última a la tensión y la elongación a fractura.

Las muestras rectangulares para dilatometría se cortaron 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. Los cortes de probetas rectangulares se realizaron en una máquina cortadora de precisión de baja velocidad con disco diamante BUEHLER IsoMet™, Figura 18.

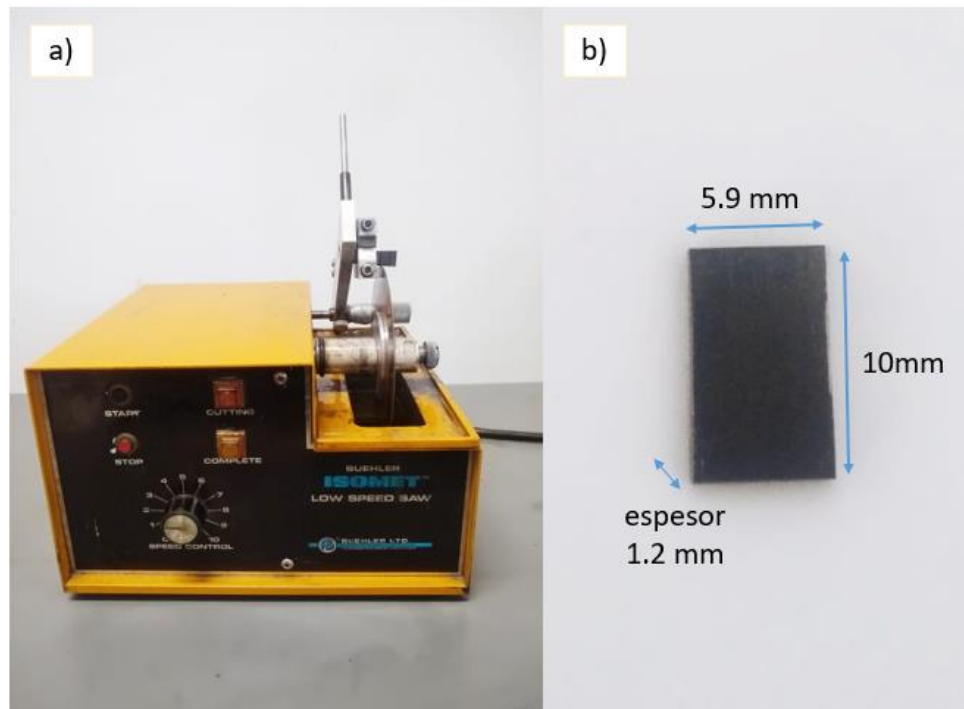


Figura 18. a) Máquina cortadora de precisión de baja velocidad BUEHLER IsoMet™ con disco diamantado y b) muestra cortada para dilatometría.

## 2.1 Temperaturas críticas de transformación de fase.

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, considerando los cambios de pendiente en las curvas de dilatación [38]. Los experimentos se realizaron en un dilatómetro LINSEIS L78 el cual se muestra en la Figura 19. El ciclo térmico utilizado para determinar las temperaturas críticas de transformación de fase se muestra en la Figura 20. La determinación de estas temperaturas permitió fijar las variables de estudio para el recocido intercrítico ( $Ac_1 < T < Ac_3$ ) y para el tratamiento isotérmico bainítico ( $T > M_s$ ).



Figura 19. Dilatómetro LINSEIS L78.

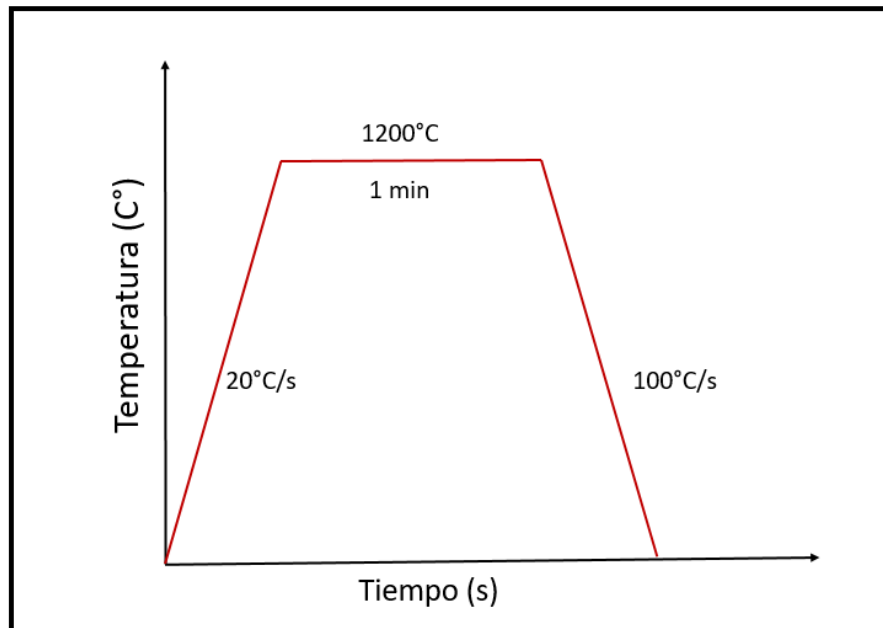
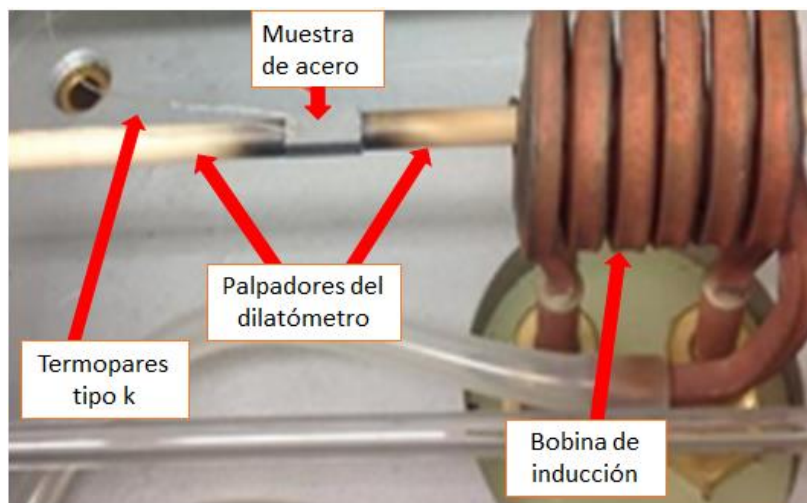


Figura 20. Ciclo térmico utilizado para determinar las temperaturas críticas de transformación de fase en calentamiento ( $A_{c1}$ ,  $A_{c3}$ ) y enfriamiento ( $M_s$ ,  $M_f$ ) continuo.

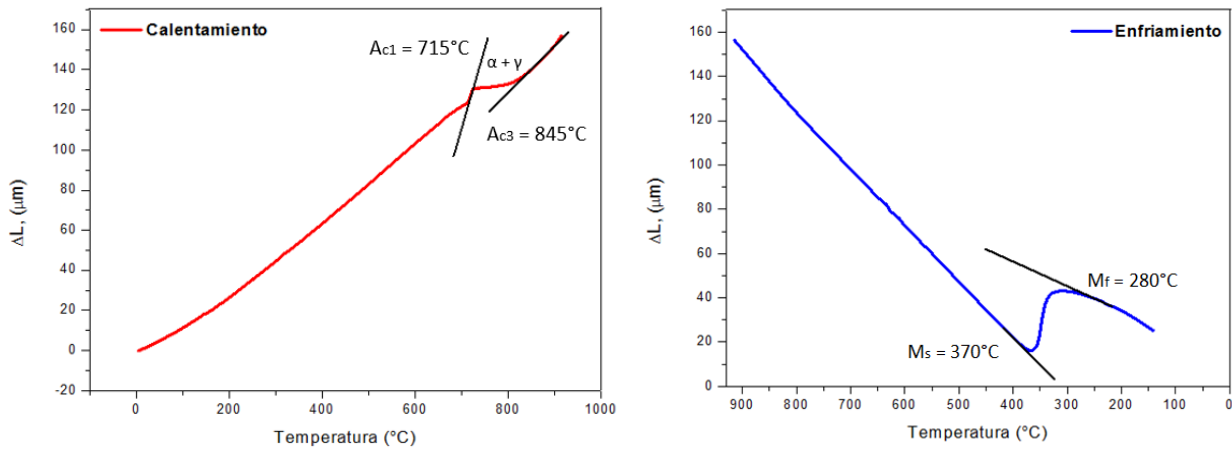
Para el desarrollo de los experimentos, se soldaron termopares tipo K con el fin de registrar la temperatura de las muestras durante el ciclo térmico. Las muestras fueron colocadas entre dos palpadores del dilatómetro uno fijo y otro móvil, para registrar la variación en la longitud (dilatación o contracción) de la muestra durante el tratamiento térmico (Figura 21).

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 en el acero.



*Figura 21. Forma en que se montaron las probetas para el estudio de transformaciones de fase.*

Las transformaciones de fase fueron determinadas a partir de los cambios de pendiente en las curvas de dilatación. En la Figura 22 se muestra la manera en que se determinaron las temperaturas de transformación a partir de las curvas de dilatación obtenidas ( $\Delta L$  vs T).



## 2.2 Aplicación de ciclos térmicos que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo.

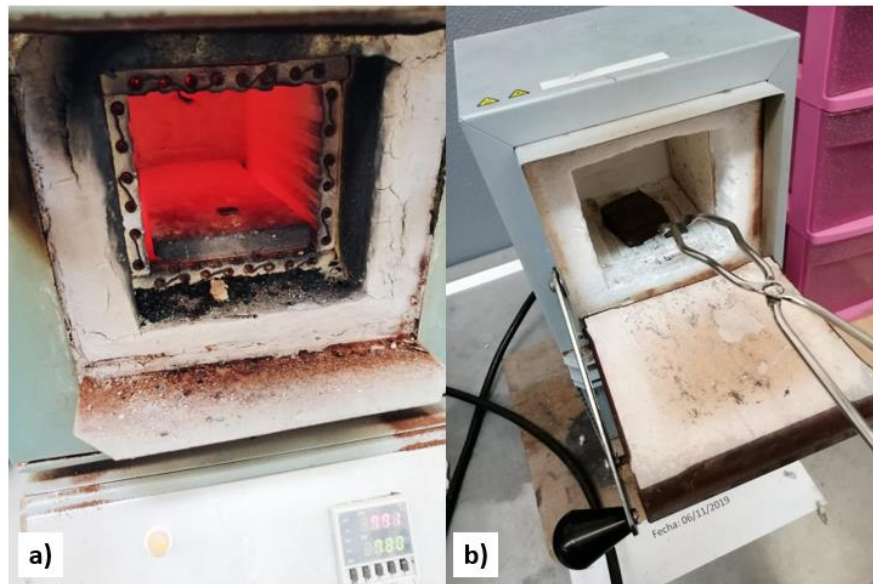
A partir de los resultados obtenidos, se seleccionaron cuatro temperaturas dentro del rango intercrítico ( $A_{c1} < T < A_{c3}$ ): 780 °C, 800 °C, 820 °C y 840 °C. Los tiempos de recocido intercrítico que se emplearon fueron de 15 s, 120 s y 300 s, valores que pueden ser utilizados en una LRGC. La temperatura del tratamiento isotérmico bainítico se mantuvo constante a 450°C (temperatura similar a la utilizada en la etapa de galvanizado en una LRGC) y los tiempos de IBT que se utilizaron fueron 30 s y 120 s.

Como se mencionó anteriormente, los tratamientos térmicos se realizaron de dos formas: en un dilatómetro (utilizando muestras rectangulares) y en hornos muflas (utilizando probetas miniatura para ensayos de tensión). Las primeras fueron utilizadas para el

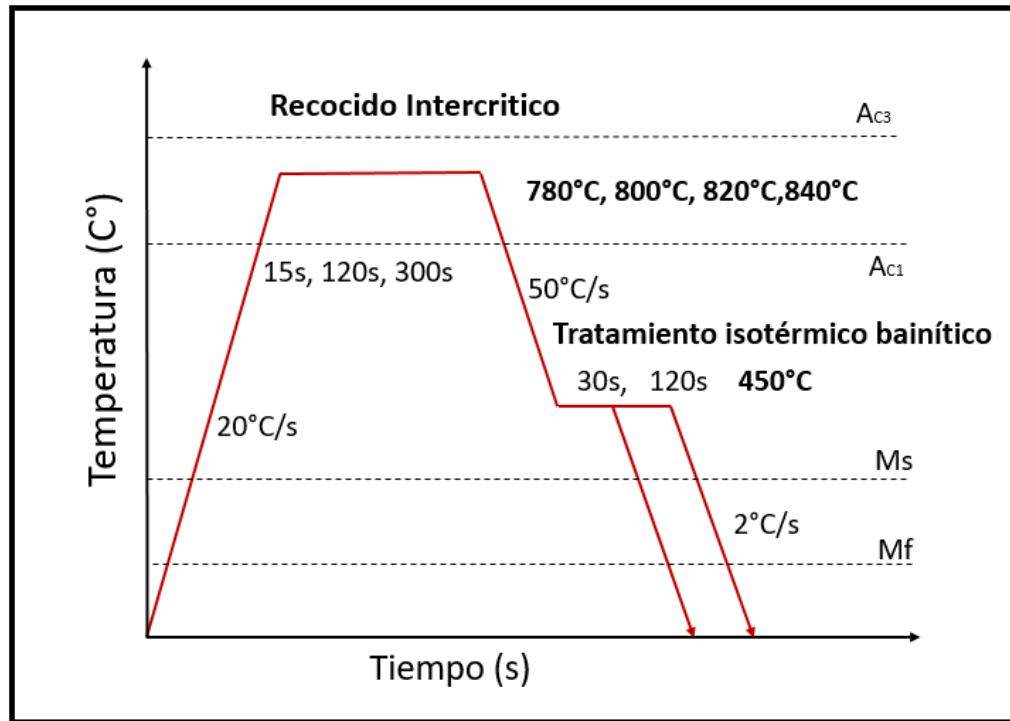
análisis de fase, y las segundas para la caracterización de la microestructura, microdureza y ensayos de tensión uniaxial.

En el segundo caso, se utilizaron dos muflas (Figura 23), con los tiempos y temperaturas previamente mencionados. En la primera se fijó la temperatura de recocido intercrítico y en la segunda se fijó la temperatura del IBT, controlando los tiempos correspondientes para cada tratamiento térmico.

Por otro lado, en la Figura 24 se puede observar un diagrama de los parámetros de los ciclos térmicos realizados en el acero experimental para la obtención de un acero TRIP mediante la simulación de LRGC.



**Figura 23.** Muflas empleadas para tratar térmicamente el acero experimental y simular LRGC, a) mufla en que se simuló el recocido intercrítico y b) mufla en que se simuló el IBT.



**Figura 24.** Representación esquemática de los ciclos térmicos que se utilizaron para la fabricación de láminas de aceros TRIP.

Cabe mencionar que el calentamiento del acero en el dilatómetro ocurre por inducción electromagnética y el efecto Joule [39], mientras que la transferencia de calor en los hornos mufla puede tener lugar mediante convección, radiación o conducción [40, 41]. Estas diferencias pudieran resultar en variaciones de la microestructura y las propiedades mecánicas de las muestras tratadas térmicamente, sin embargo, considerando que las muestras son delgadas, es probable que dichas variaciones puedan ser pequeñas. Diversas publicaciones han utilizado el uso de hornos mufla para realizar tratamientos térmicos en los aceros [42, 43, 44].

## 2.3 Técnicas de caracterización.

Para establecer la correlación entre las variables de estudio de los tratamientos térmicos, la microestructura, el porcentaje de fases y las propiedades mecánicas se establecieron técnicas de caracterización para el análisis del acero experimental. Estas técnicas se describen a continuación.

### 2.3.1 Composición química.

Para conocer la composición química del acero experimental se utilizaron dos diferentes técnicas, la primera fue espectrometría de emisión óptica por chispa. Para el proceso de análisis, se utiliza una descarga de chispa de energía extremadamente alta para encender un plasma en una atmósfera de argón entre un fragmento del analito y un electrodo de cobre o plata. La emisión de luz resultante se mide y, por lo tanto, todos los elementos químicos pueden ser investigados cuantitativamente en tan sólo unos segundos. La radiación se transmite a través de guías de luz a los sistemas ópticos, donde se descompone en sus componentes espectrales individuales. Cada elemento químico contenido en la muestra a analizar se emite a varias longitudes de onda, por lo que puede ser detectado y medido individualmente mediante fotomultiplicadores [45]. Los análisis se realizaron en un espectrómetro de emisión óptica por chispa marca Spectro modelo LabS de acuerdo con las especificaciones de la norma ASTM E-415 [31]. En la Figura 25 se muestra el equipo utilizado.



La segunda técnica utilizada para el análisis de la composición química fue la espectroscopía de absorción infrarroja por combustión, con la cual se realizó un análisis simultáneo de carbono (C) y azufre (S) en un equipo marca LECO modelo CS 230 (Figura 26), de acuerdo con las especificaciones de la norma ASTM E-1019 [30].



*Figura 25. Espectrómetro de emisión óptica por chispa marca Spectro modelo LabS.*



*Figura 26. Determinador simultáneo de C y S marca Leco modelo CS 230.*

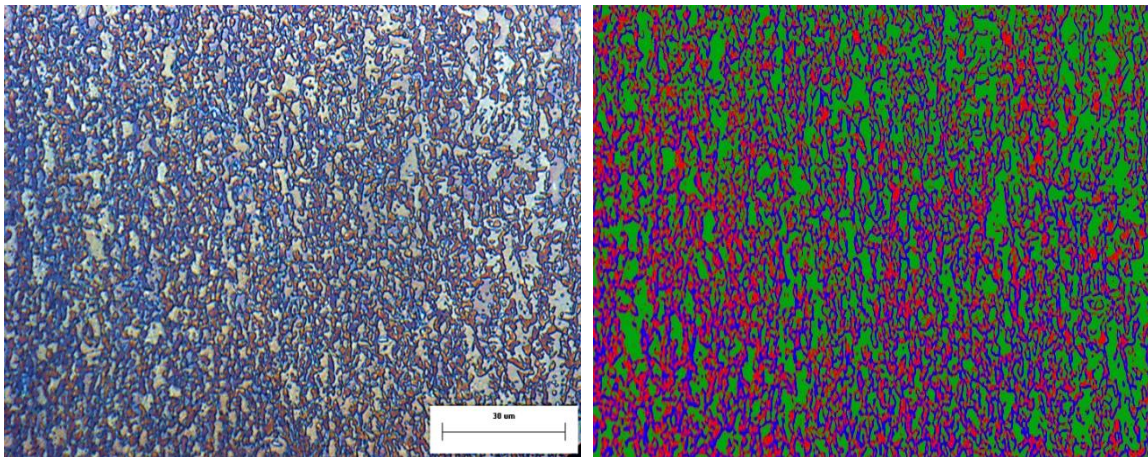
### 2.3.2 Caracterización microestructural y cuantificación de fases.

El análisis de la microestructura se realizó mediante microscopía óptica en un microscopio Olympus GX51, Figura 27, y la captura de imágenes fue llevada a cabo mediante 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); y posterior a esto, 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  $\mu\text{m}$ ). Finalmente, las muestras fueron atacadas químicamente con reactivo de *LePera* (50% *picral* al 4% + 50% *metabisulfito de sodio* al 1%) [32] para revelar la microestructura.



*Figura 27. Microscopio Olympus GX51.*

Los cambios de la microestructura se evaluaron en secciones paralelas a la dirección de laminación. La cuantificación de fases se realizó con el programa Stream Essentials, por diferencia de contraste con la aplicación de límite manual Manual Threshold. La Figura 28, muestra esquemáticamente la forma en que se realizaron estas mediciones. Cada uno de los colores en la figura de la derecha corresponde a una fase de la figura izquierda.



**Figura 28.** *Cuantificación de fases mediante análisis de imágenes con el programa Stream Essentials.*

### 2.3.3 Propiedades mecánicas.

Se realizaron mediciones de microdureza y ensayos de tensión uniaxial en algunas muestras tratadas térmicamente con el fin de evaluar los efectos del tiempo y la temperatura en el recocido intercrítico 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.

### 2.3.3.1 Microdureza.

Las mediciones de microdureza se realizaron en un microdurómetro semiautomático Shimadzu HMVG, Figura 29, con base en los procedimientos de la norma ASTM E-384 [33]. Las muestras fueron preparadas mediante técnicas convencionales de metalografía 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. El valor reportado es el promedio obtenido de las 20 mediciones. Para garantizar la confiabilidad de las mediciones, se utilizó un estándar marca Wilson con valor nominal de 481 HV a una carga aplicada de 0.5 kgf.

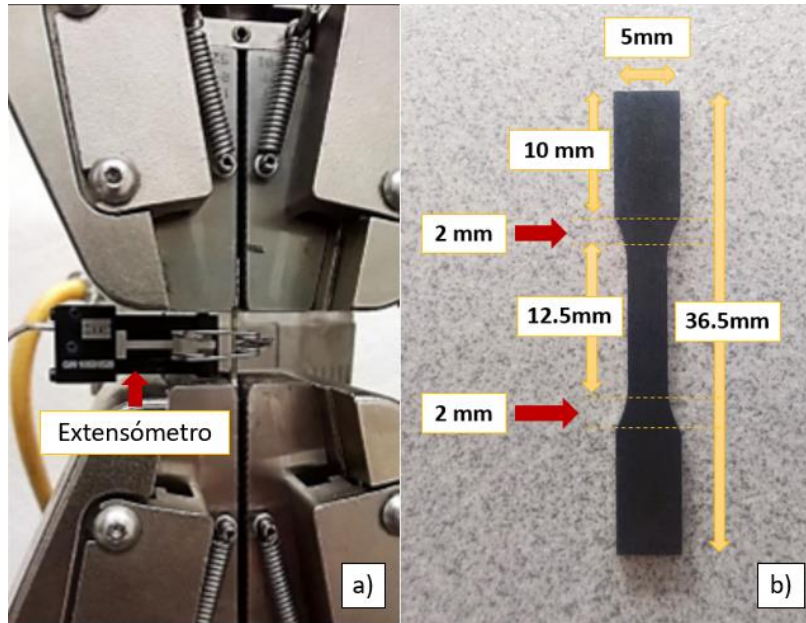


*Figura 29. Microdurómetro semiautomático Shimadzu HMV-G.*

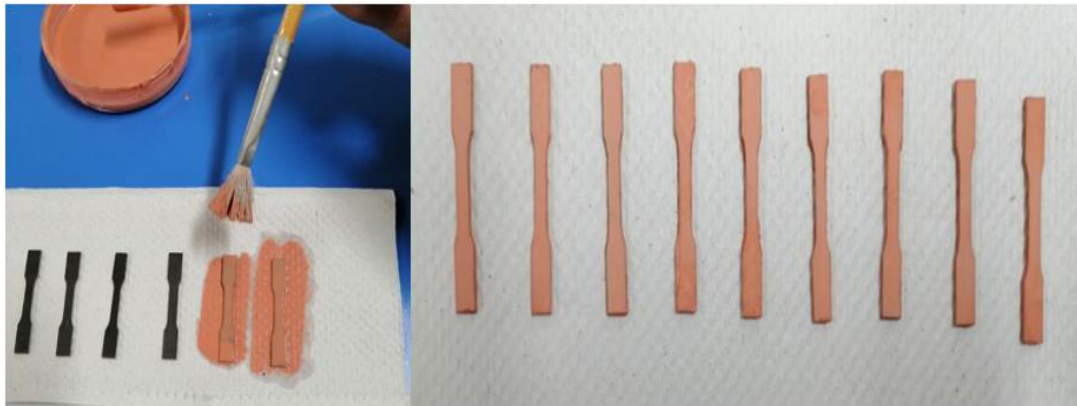
### 2.3.3.2 Ensayos de tensión uniaxial.

Las propiedades mecánicas se determinaron a partir de las curvas esfuerzo vs deformación ingenieril obtenidas mediante ensayos de tensión uniaxial utilizando probetas miniatura. Las dimensiones de las probetas miniatura fueron de 36.5 mm de longitud total y 12.5 mm de longitud calibrada, Figura 30, dimensiones que permiten un calentamiento uniforme de la probeta durante los tratamientos térmicos en el dilatómetro LINSESI L78 con una bobina de inducción de aproximadamente 40 mm de longitud. Cabe destacar que las probetas miniatura fueron recubiertas con pintura de circonio, para evitar la decarburación de las muestras (Figura 31).

La resistencia a la cedencia y la resistencia a la tensión fueron determinadas a partir de la curva esfuerzo vs deformación, 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 [34].



*Figura 30. a) Probeta miniatura para ensayos de tensión uniaxial y extensómetro, b) dimensiones de la probeta miniatura.*



*Figura 31. Probetas miniatura recubiertas con pintura de circonio.*

## **Capítulo III. Resultados y discusión de la microestructura y las propiedades mecánicas obtenidas en el acero experimental bajo ciclos térmicos que simulan líneas de recocido y galvanizado.**

### **3.0 Composición química del acero experimental.**

Como se mencionó anteriormente, la composición química utilizada para la fabricación del acero experimental se basó en el trabajo previo reportado por A. López [8]. A partir de esa composición química se realizó el balance de cargas de las ferroaleaciones utilizadas para la fundición y vaciado del acero experimental utilizado en el presente estudio.

La Tabla 4 muestra los rangos de la composición química del acero experimental para cada elemento de aleación. El carbono y el azufre fueron determinados mediante espectrometría de absorción infrarroja por combustión, mientras que los elementos restantes fueron determinados mediante espectroscopía de emisión óptica por chispa.

De acuerdo con la composición química establecida, se espera que el bajo contenido de carbono le proporcione al acero buena soldabilidad; el bajo contenido de silicio puede permitir buena adherencia del recubrimiento durante el galvanizado (considerando que este elemento por encima de 1.5% causa problemas de galvanizado). El Cr, Cu, Mo, Nb y Ni en el acero fueron agregados con el fin de poder obtener aceros multifásicos en tiempos similares a los utilizados en un proceso industrial. Esta composición química sumada a la aplicación de los tratamientos térmicos puede permitir no solo la obtención de las fases requeridas sino también el refinamiento de grano, y endurecimiento por solución sólida, con lo cual se puede lograr la obtención de un acero avanzado de alta resistencia.

**Tabla 4.** Composición química del acero experimental (% peso).

Elemento	(%) peso
C	0.140 – 0.160
Si	0.610 – 0.630
Mn	1.700 – 1.720
P	0.016 – 0.018
S	0.020 – 0.040
Cr	0.300 – 0.330
Ni	0.410 – 0.420
Al	0.580 – 0.600
Cu	0.200 – 0.260
W	0.001 – 0.003
Mo + Nb + Ti + V	< 1.5

### 3.1 Estimación del tamaño de grano austenítico.

El tamaño de grano austenítico fue calculado en función del tiempo y la temperatura con el programa JMatPro. Este estudio, se realizó para reducir el número de variables a investigar y para posteriormente evaluar el comportamiento de los diagramas CCT en función de dicho parámetro, pues como se mencionó anteriormente, el tamaño de grano austenítico original de la muestra condiciona directamente ciertos parámetros morfológicos y el tipo de fases que se van a formar durante los tratamientos posteriores, tanto isotérmicos como anisotérmicos y, en consecuencia, influye directamente sobre las propiedades finales del acero [46].



Los resultados del análisis dilatométrico revelaron que las temperaturas críticas de transformación de fase en el acero experimental,  $Ac_1$  y  $Ac_3$ , fueron de  $715^{\circ}\text{C}$  y  $845^{\circ}\text{C}$ , respectivamente. Por lo tanto, el cálculo del tamaño de grano austenítico se realizó para distintas temperaturas dentro del rango bifásico, desde  $740^{\circ}\text{C}$  (cerca de la temperatura  $Ac_1$ ) hasta  $840^{\circ}\text{C}$  (cerca de la temperatura  $Ac_3$ ), y para tiempos desde 15 s hasta 600 s.

La Figura 32 muestra el efecto de tiempo y la temperatura sobre el tamaño de grano austenítico; se observa que con incrementos en el tiempo y la temperatura el tamaño de grano austenítico aumenta. El crecimiento de grano es un proceso difusivo; por lo tanto, el incremento en el tiempo y/o la temperatura, causan una mayor movilidad de límites de grano.

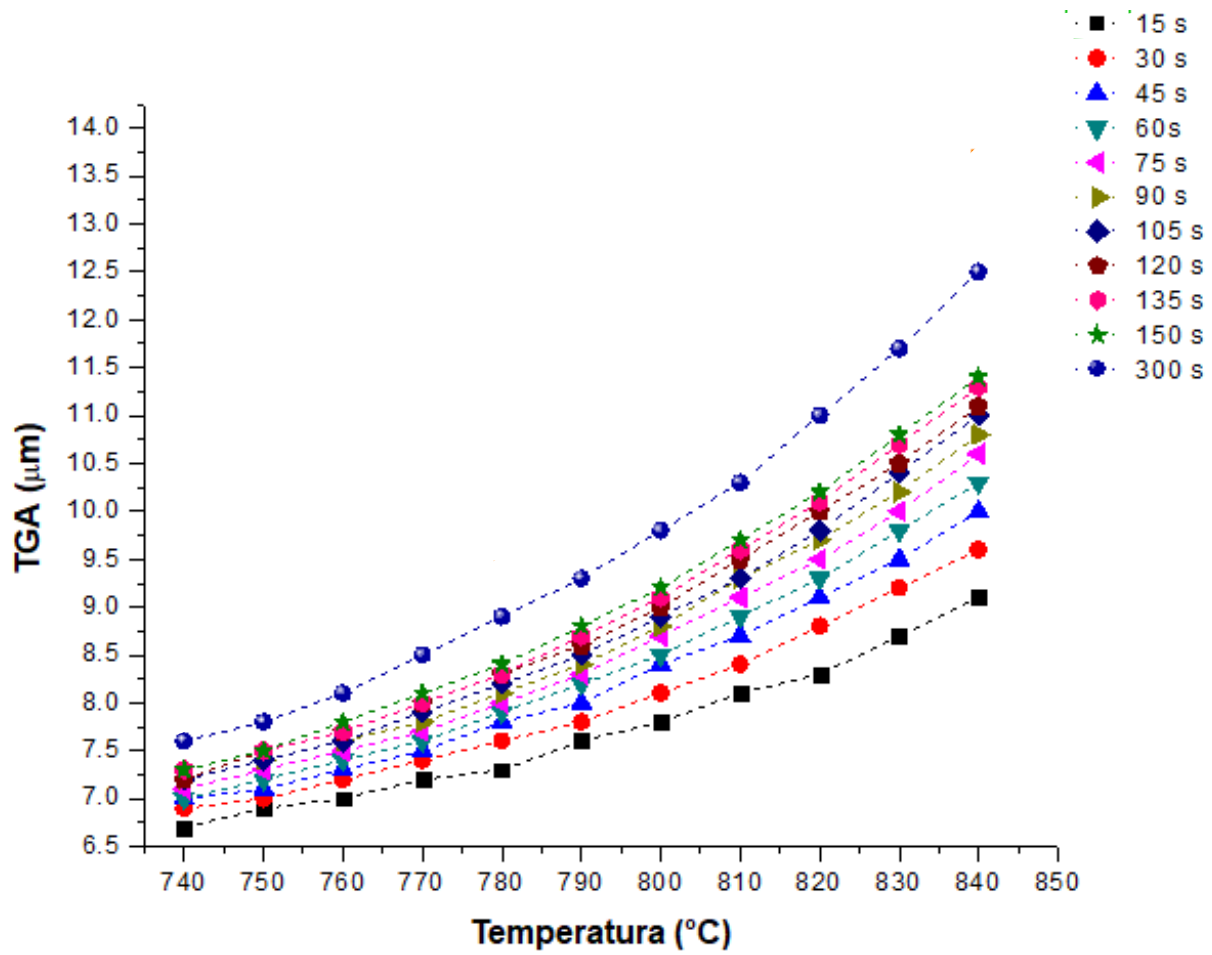


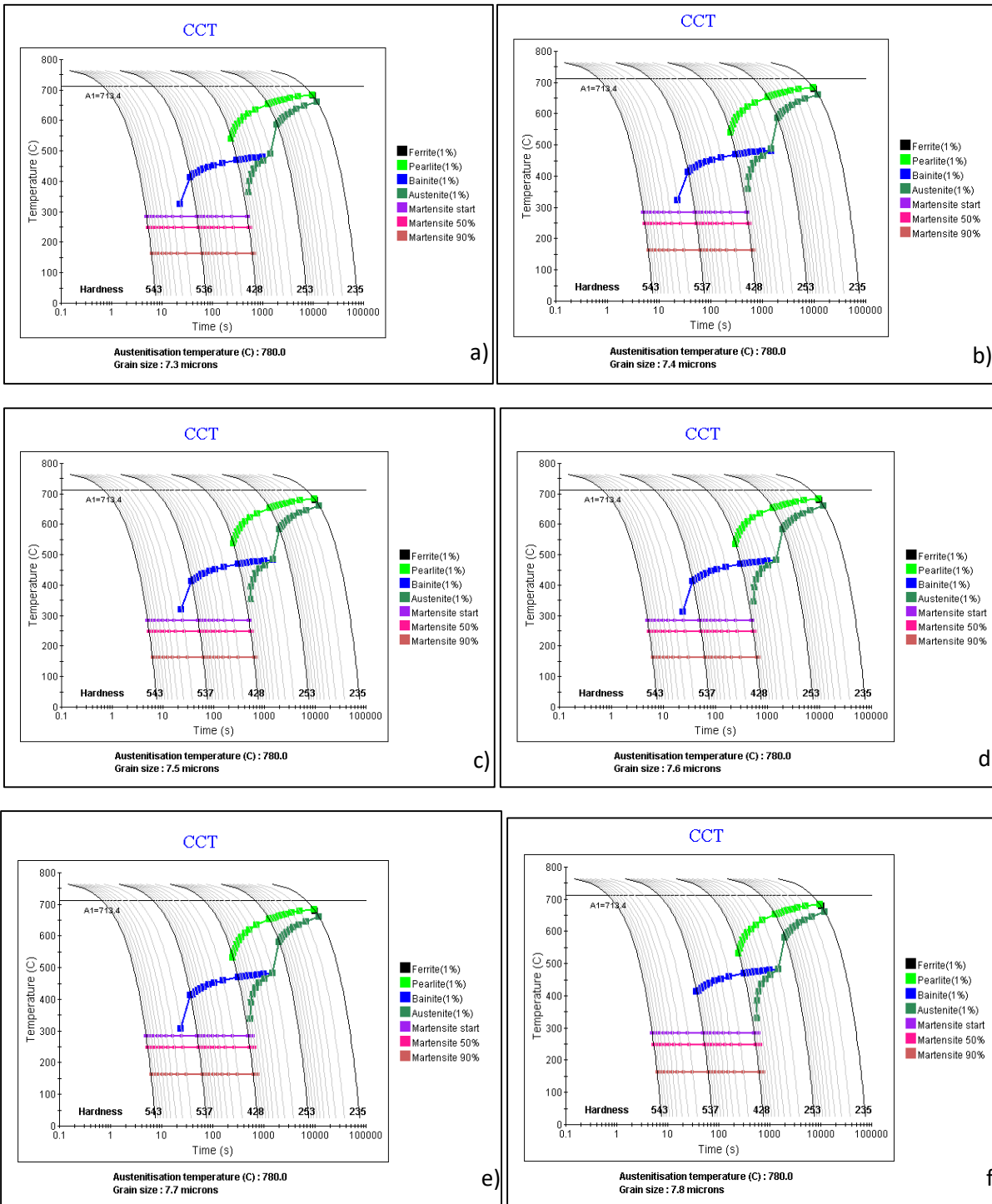
Figura 32. Representación del tamaño de grano austenítico, en función de la temperatura y el tiempo.

### 3.2 Efecto del tamaño de grano austenítico sobre el comportamiento de diagramas CCT.

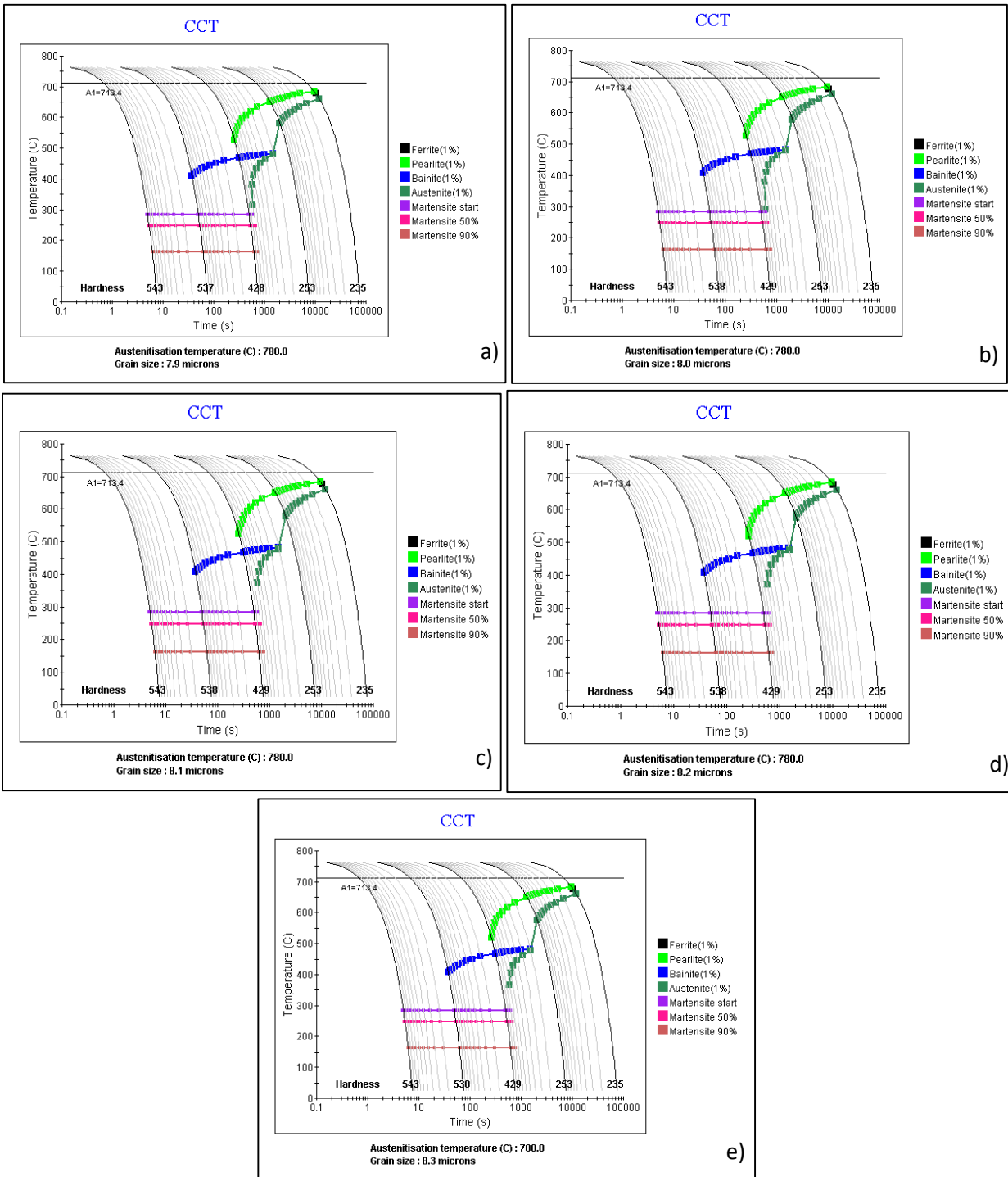
Las Figura 33 a la 44 muestran el efecto del tamaño de grano austenítico sobre el comportamiento de diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT), calculados a distintas temperaturas dentro del rango intercrítico. El tamaño de grano que se indica en los diagramas fue calculado para dichas temperaturas a distintos tiempos. Estos diagramas muestran la cinética de las transformaciones de fase en enfriamiento continuo, y fueron calculados considerando la composición química del acero experimental, con distintas condiciones de recocido intercrítico.

Estos diagramas permiten, en primera instancia, evaluar la posibilidad para el desarrollo de aceros multifásicos bajo condiciones que simulan LRGC. Las temperaturas empleadas para el cálculo de estos diagramas fueron 780 °C, 800 °C, 820 °C y 840 °C, mismas que fueron establecidas para los ciclos térmicos propuestos. En general, la observación más importante es que, para una temperatura dada, la curva de la transformación bainítica se desplaza ligeramente hacia la derecha del diagrama con el incremento en el tamaño de grano austenítico. Lo cual significa que, dicha transformación se retarda o tiene lugar a velocidades de enfriamiento más lentas.

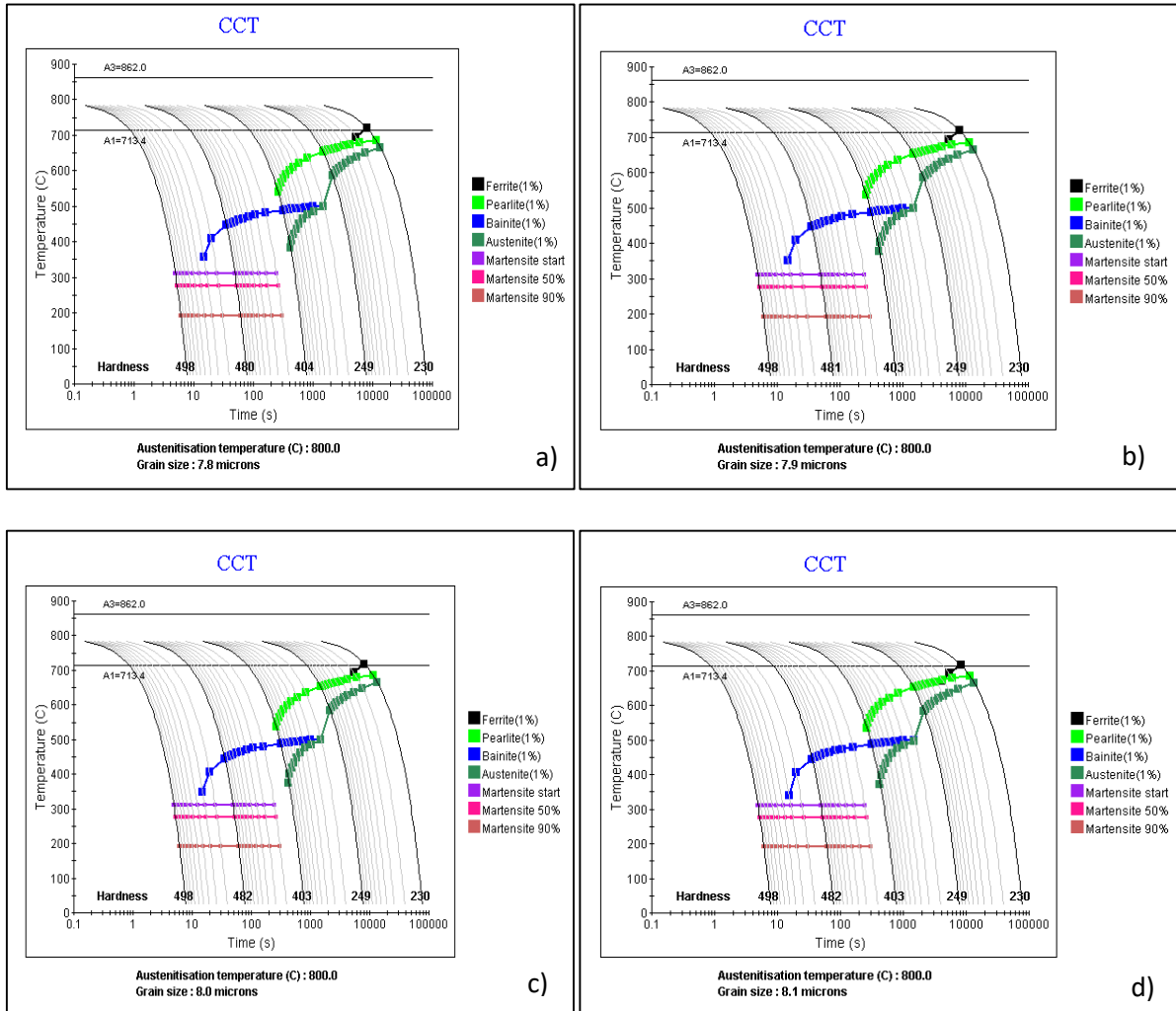
Con el incremento en la temperatura de recocido intercrítico, la curva de la transformación bainítica y las temperaturas de la transformación martensítica se desplazan a temperaturas más altas. En la mayoría de los diagramas se observa que es posible promover la transformación bainítica utilizando una velocidad de enfriamiento de 20°C/s desde la temperatura de recocido intercrítico hasta el IBT.



**Figura 33.** Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico a 780°C: a) 7.3 μm, b) 7.4 μm, c) 7.5 μm, d) 7.6 μm, e) 7.7 μm y f) 7.8 μm.



**Figura 34.** Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico a 780°C: a) 7.9  $\mu\text{m}$ , b) 8.0  $\mu\text{m}$ , c) 8.1  $\mu\text{m}$ , d) 8.2  $\mu\text{m}$  y e) 8.3  $\mu\text{m}$ .



**Figura 35.** Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 800°C: a) 7.8  $\mu\text{m}$ , b) 7.9  $\mu\text{m}$ , c) 8.0  $\mu\text{m}$  y d) 8.1  $\mu\text{m}$ .

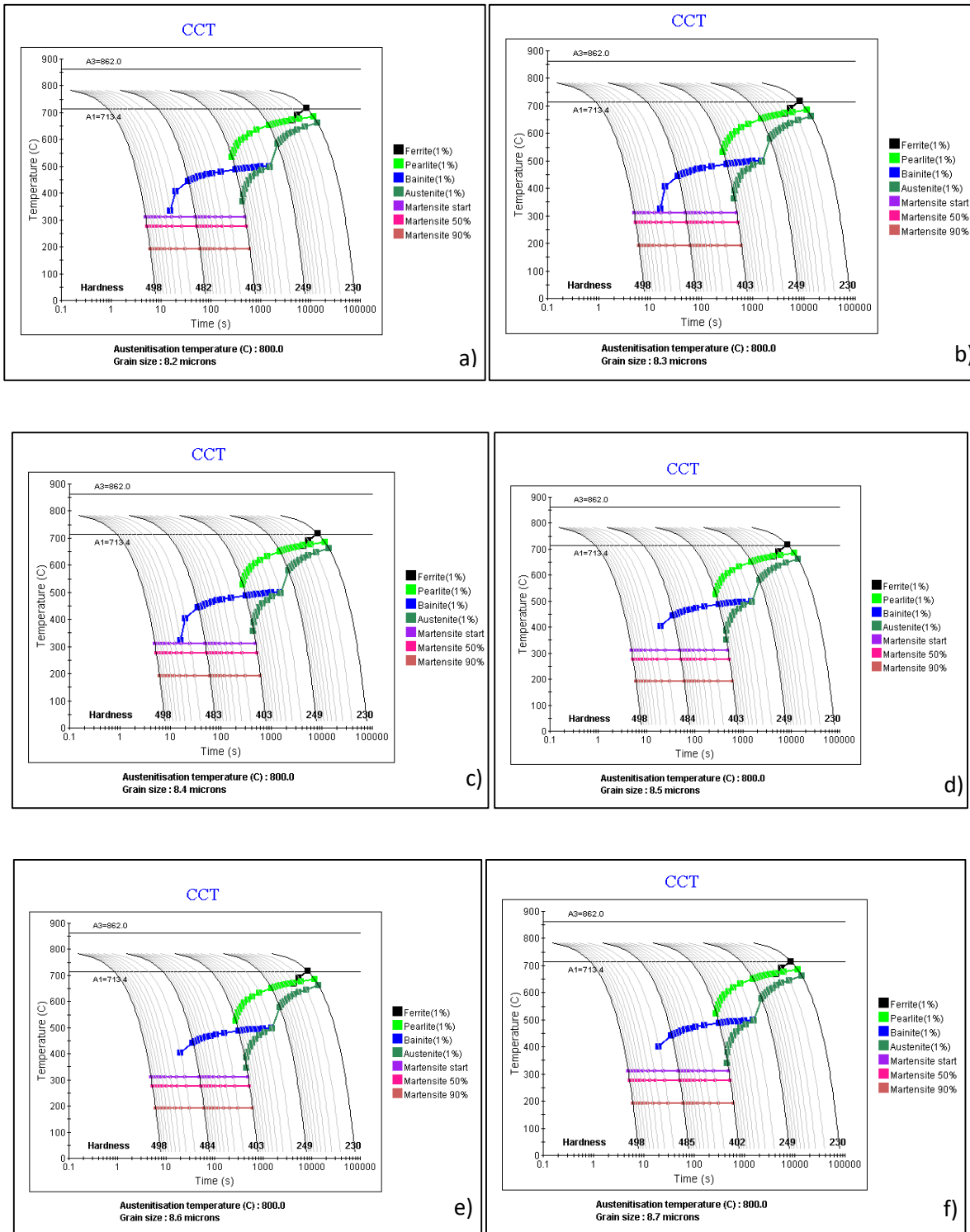


Figura 36. Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 800°C: a) 8.2 μm, b) 8.3 μm, c) 8.4 μm, d) 8.5 μm, e) 8.6 μm y f) 8.7 μm.

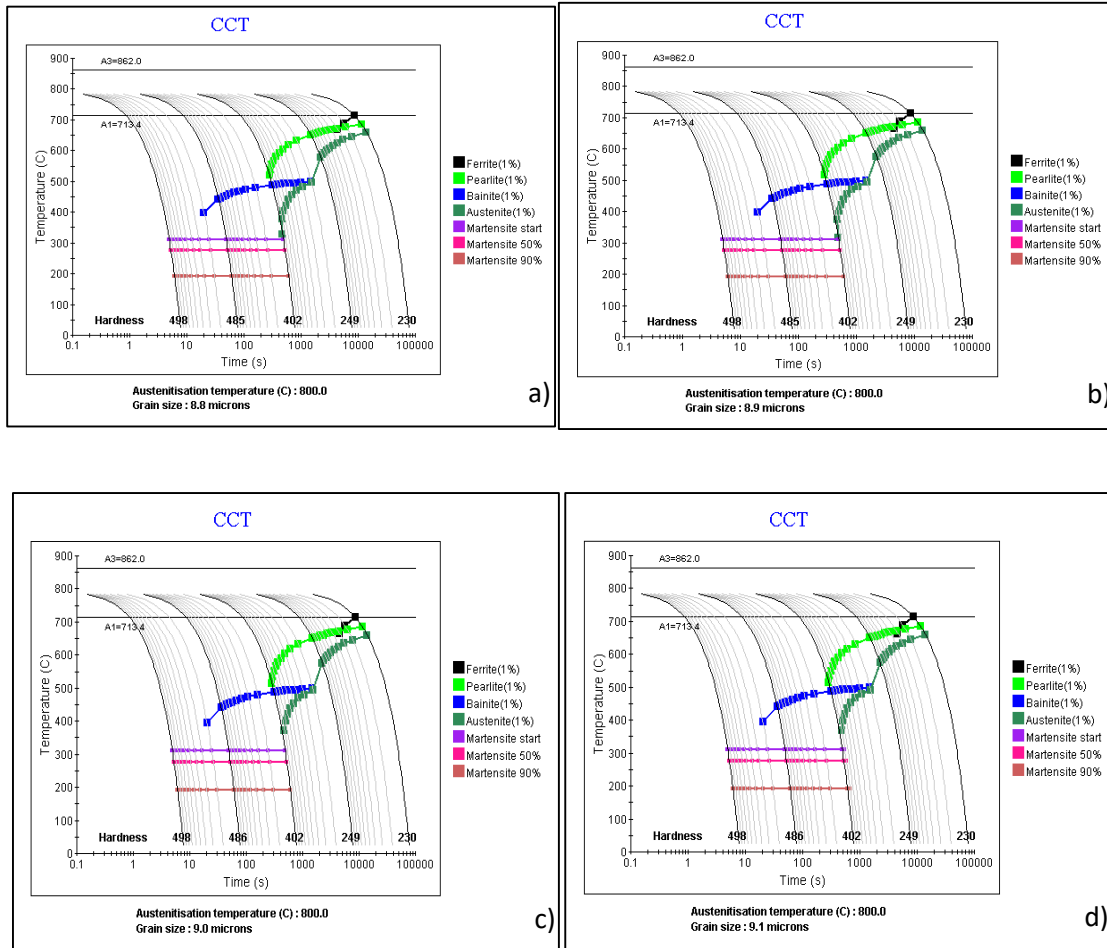
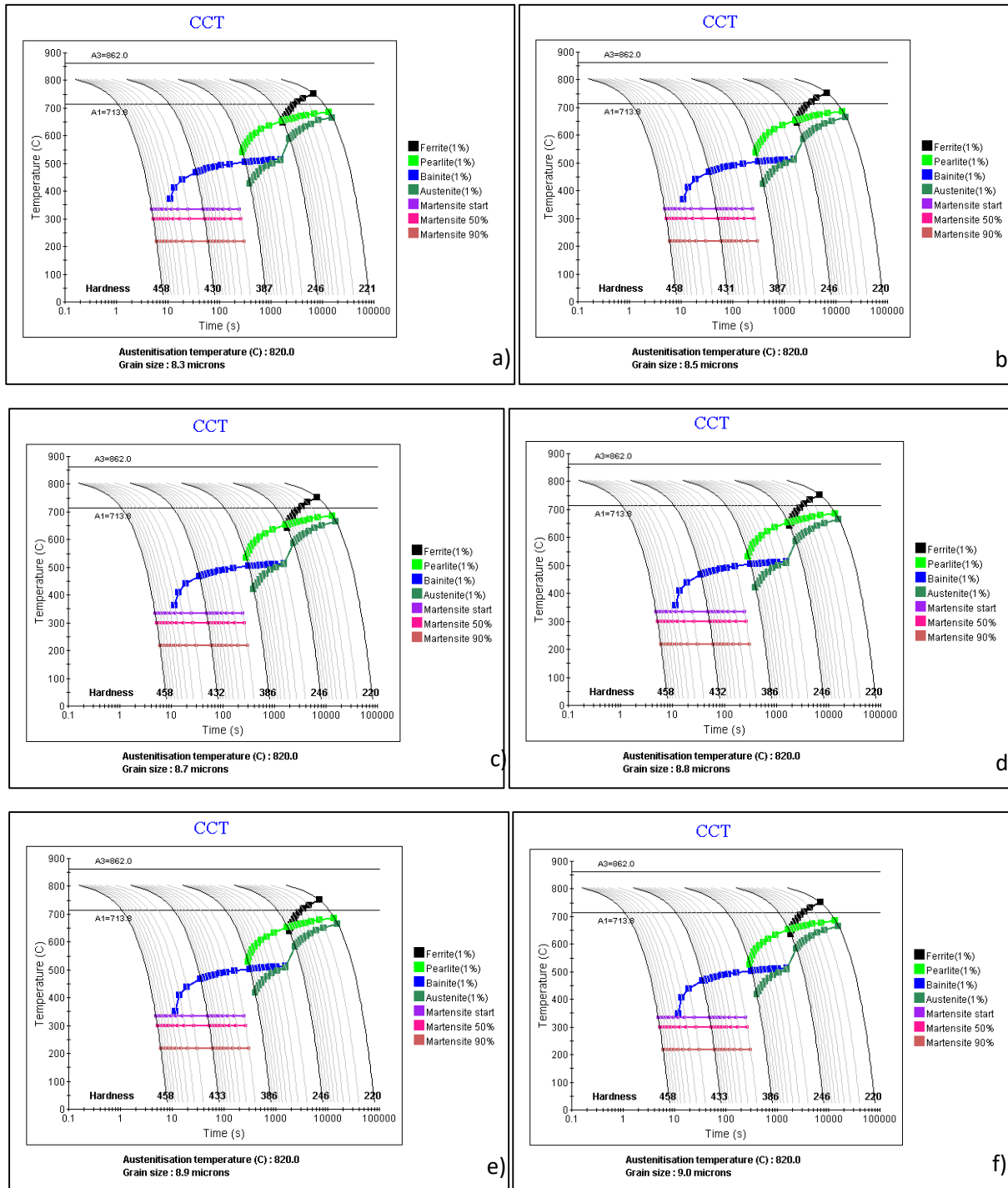
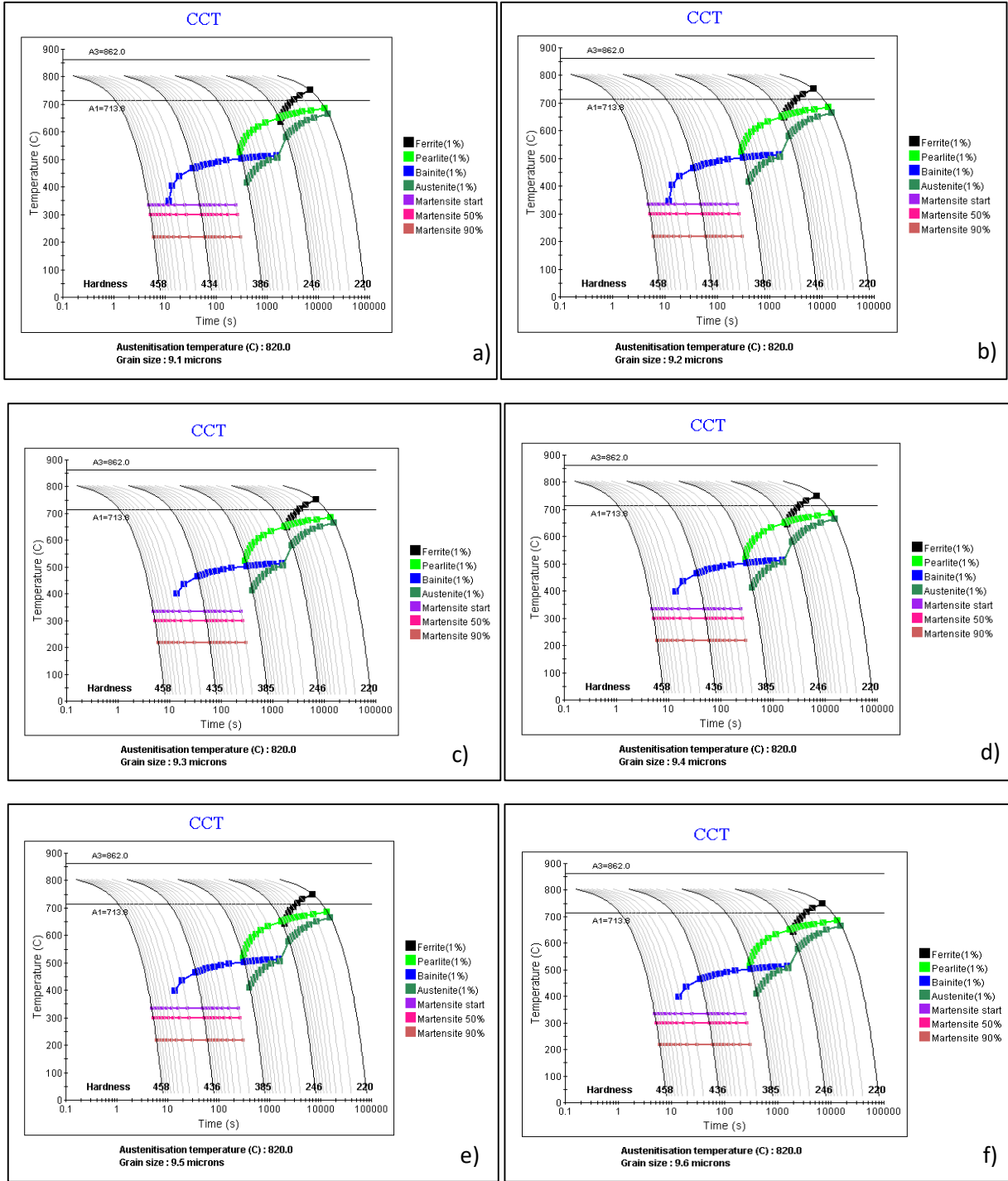


Figura 37. Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 800°C: a) 8.8  $\mu\text{m}$ , b) 8.9  $\mu\text{m}$ , c) 9.0  $\mu\text{m}$  y d) 9.1  $\mu\text{m}$ .





**Figura 38.** Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 820°C: a) 8.3 μm, b) 8.5 μm, c) 8.7 μm, d) 8.8 μm, e) 8.9 μm y f) 9.0 μm.



**Figura 39.** Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 820°C: 9.1  $\mu\text{m}$ , b) 9.2  $\mu\text{m}$ , c) 9.3  $\mu\text{m}$ , d) 9.4  $\mu\text{m}$ , e) 9.5  $\mu\text{m}$  y f) 9.6  $\mu\text{m}$ .

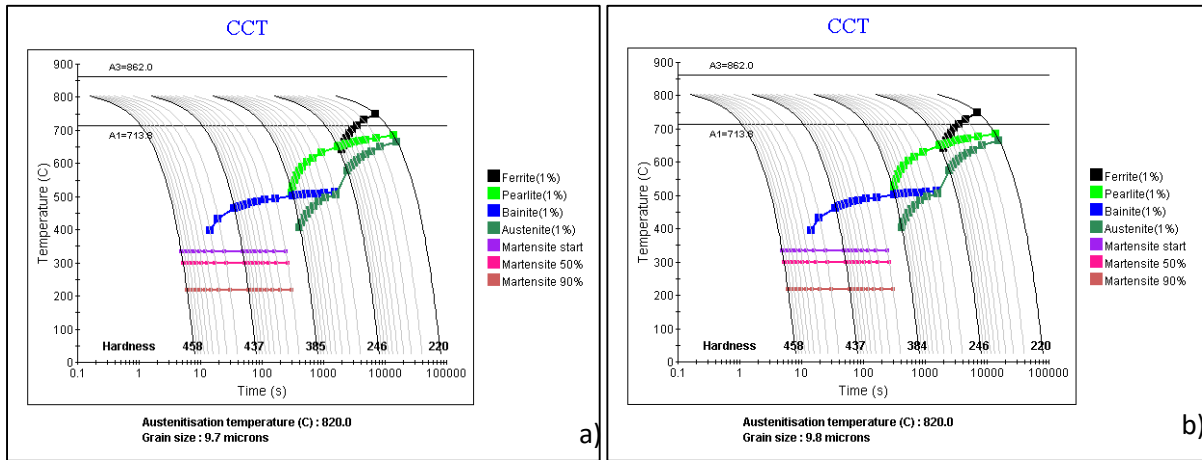


Figura 40. Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 820°C: a) 9.7  $\mu\text{m}$  y b) 9.8  $\mu\text{m}$ .

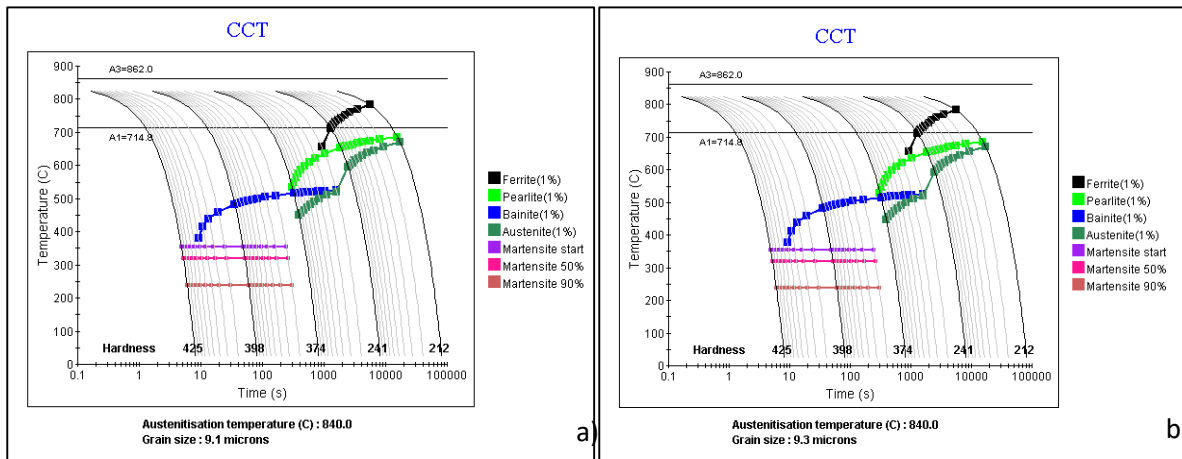


Figura 41. Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 840°C: a) 9.1  $\mu\text{m}$  y b) 9.3  $\mu\text{m}$ .

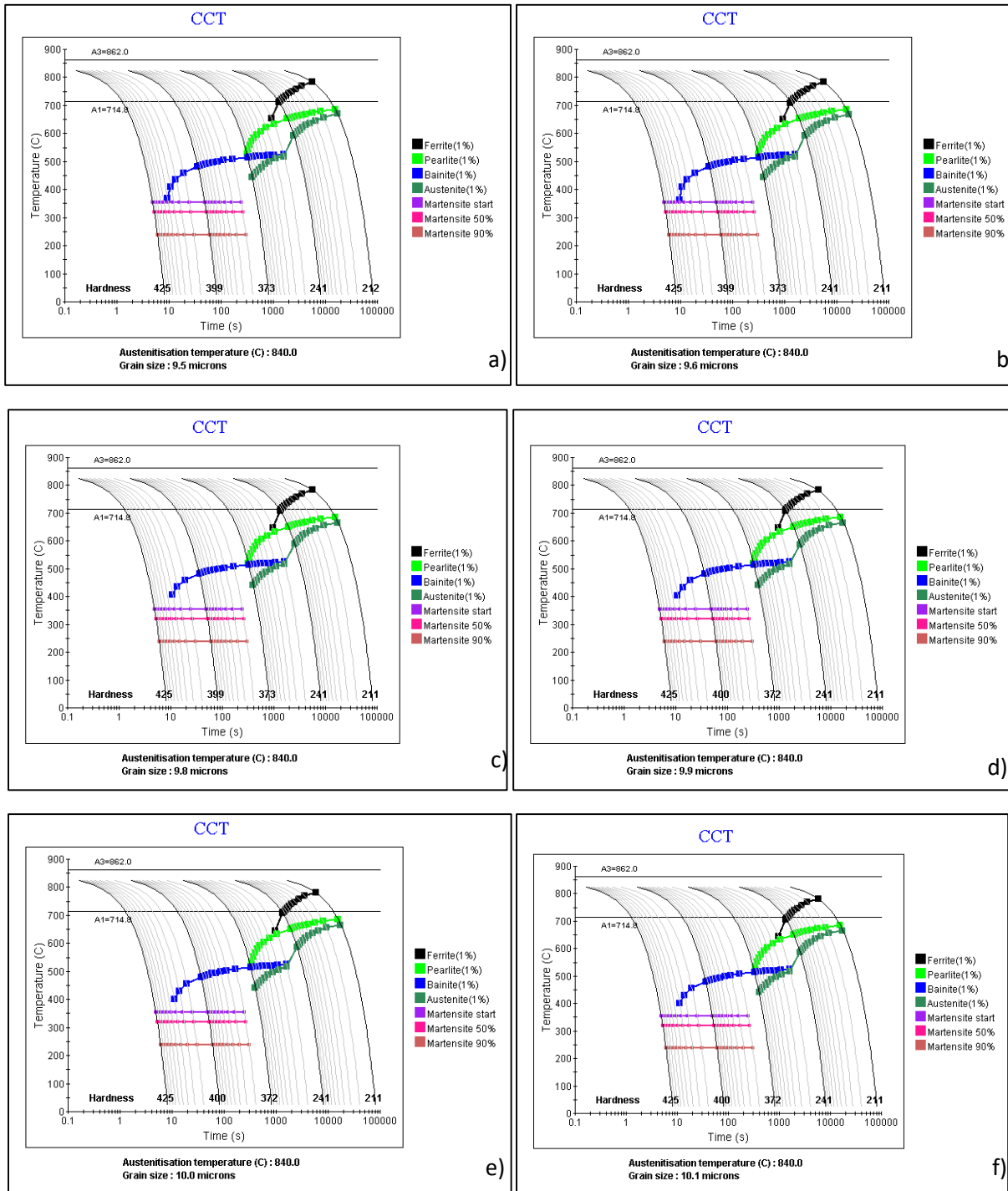
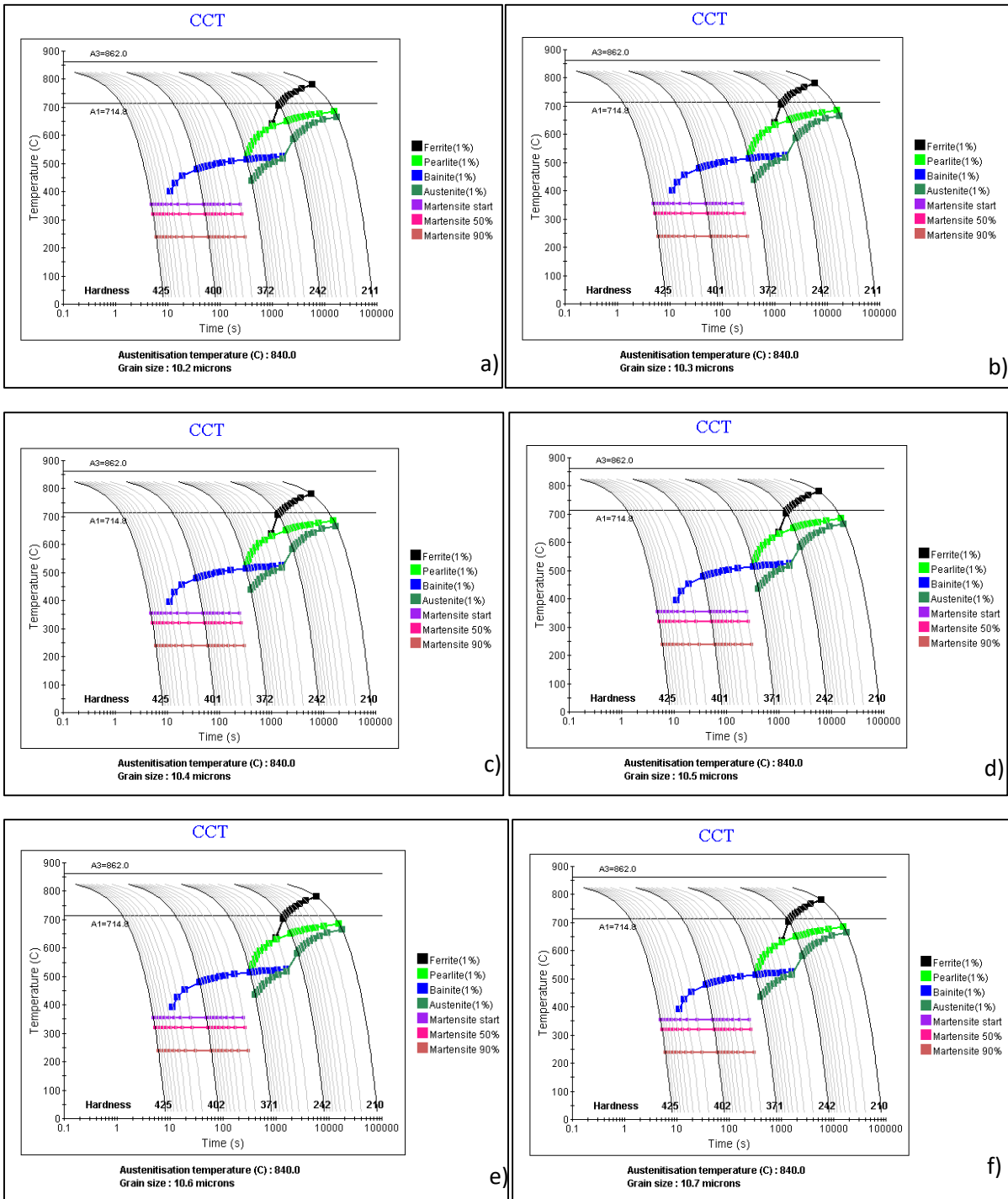
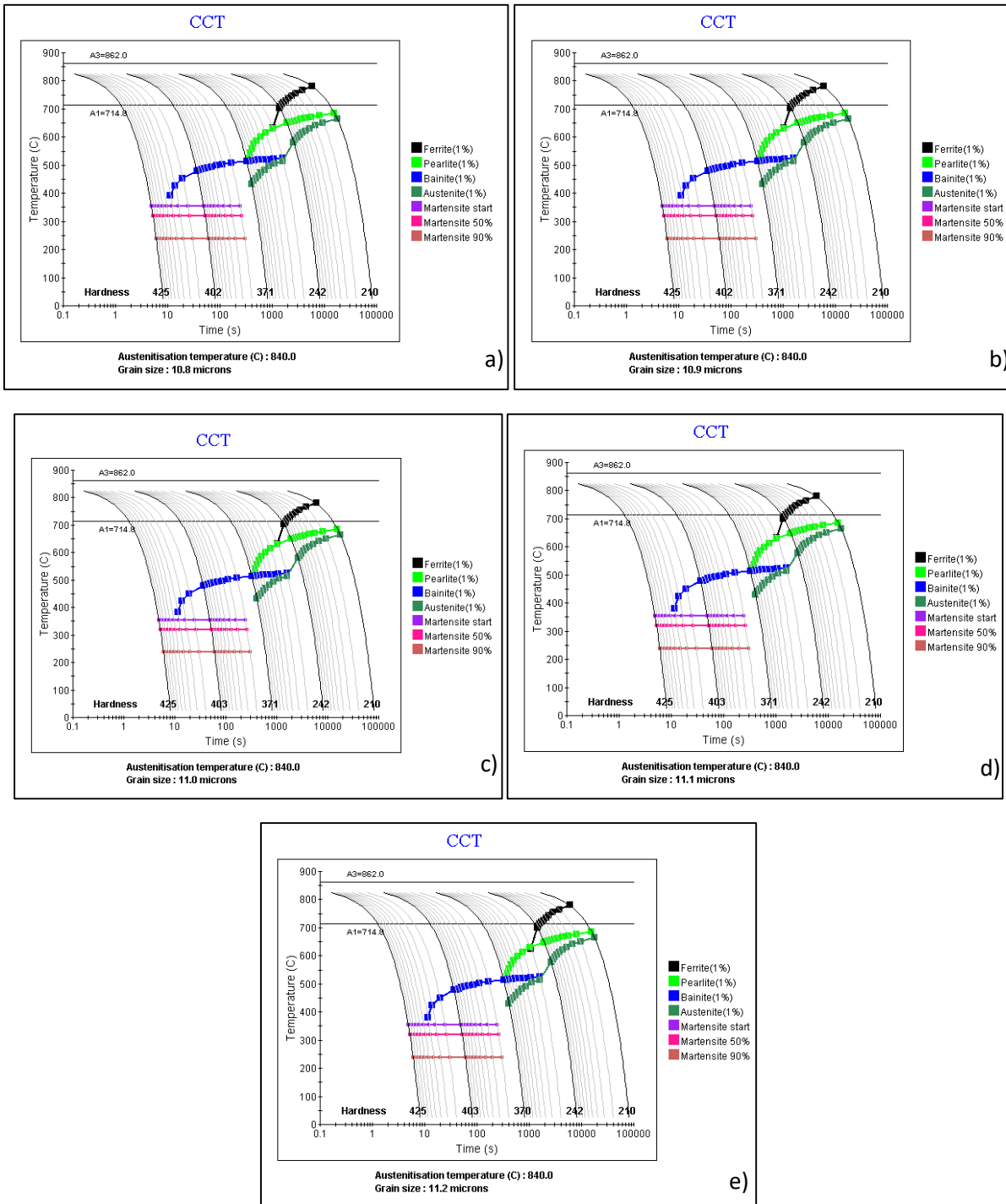


Figura 42. Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 840°C: a) 9.5  $\mu\text{m}$ , b) 9.6  $\mu\text{m}$ , c) 9.8  $\mu\text{m}$ , d) 9.9  $\mu\text{m}$ , e) 10.0  $\mu\text{m}$  y f) 10.1  $\mu\text{m}$ .



**Figura 43.** Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 840°C: a) 10.2  $\mu\text{m}$ , b) 10.3  $\mu\text{m}$ , c) 10.4  $\mu\text{m}$ , d) 10.5  $\mu\text{m}$ , e) 10.6  $\mu\text{m}$  y f) 10.7  $\mu\text{m}$ .



**Figura 44.** Diagramas CCT que muestran el efecto del tamaño de grano austenítico para una temperatura de recocido intercrítico de 840°C: a) 10.8  $\mu\text{m}$ , b) 10.9  $\mu\text{m}$ , c) 11.0  $\mu\text{m}$ , d) 11.1  $\mu\text{m}$  y e) 11.2  $\mu\text{m}$ .

Otra observación importante en estos diagramas es que la dureza obtenida mediante enfriamiento continuo disminuye conforme la temperatura de recocido intercrítico se incrementa. Este comportamiento está relacionado con el incremento en el tamaño de grano observado al incrementar la temperatura de recocido. Un tamaño de grano austenítico más grande se traduce en microestructuras más gruesas después de la transformación. A mayor tamaño de grano, las dislocaciones tienen una mayor distancia para el deslizamiento, lo cual se traduce en una menor resistencia de acuerdo con la ecuación de Hall-Petch [47].

A partir de estos resultados se puede concluir que es posible obtener aceros multifásicos bajo condiciones que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo.

### 3.3 Estudio de las transformaciones de fase mediante dilatometría.

Una vez obtenidos los diagramas CCT, las muestras del acero laminado en frío fueron tratadas térmicamente en el dilatómetro para realizar un estudio de las transformaciones de fase bajo ciclos térmicos que simulen LRGC.

Se obtuvieron las curvas de dilatación ( $\Delta L$  vs tiempo) durante el ciclo térmico completo (RI + IBT); los tratamientos que se realizaron corresponden a las muestras sujetas a recocido intercrítico de 780 °C por 15 s, 780 °C por 120 s, 800 °C por 15 s, 800 °C por 120 s y 820 °C por 15 s, seguidas de enfriamiento a 20 °C/s hasta 450 °C, y mantenidas durante tiempos de 30 y 120 s en las temperaturas de recocido intercrítico. Para la temperatura

de 820 °C en el recocido intercrítico solo se mantuvo un tiempo de IBT de 30 s. En todos los casos, la velocidad de enfriamiento hasta la temperatura ambiente fue de 2 °C/s.

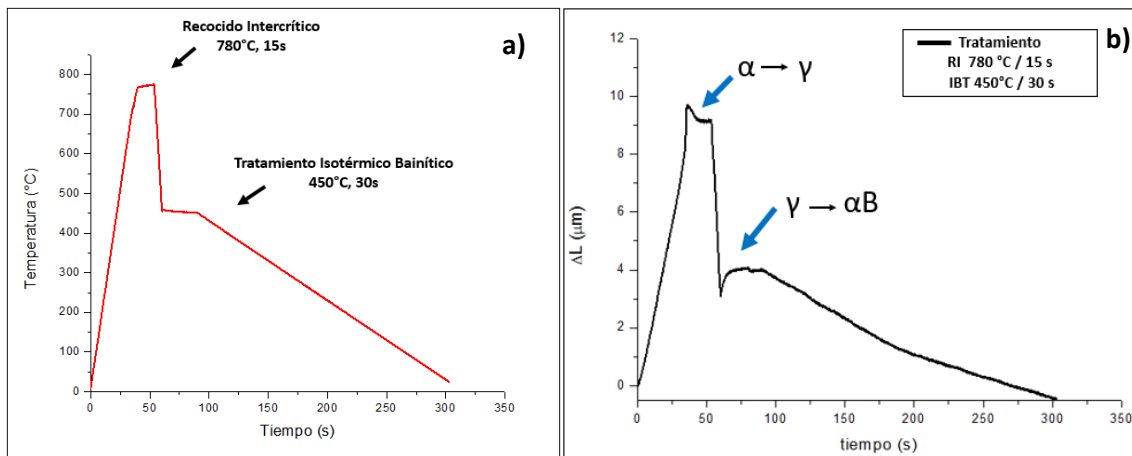
En las Figuras 45 a la 48 se muestran las curvas de tiempo vs temperatura obtenidas experimentalmente, y las curvas de dilatación ( $\Delta L$  vs tiempo) obtenidas con los tratamientos térmicos descritos anteriormente. Es importante mencionar que los tratamientos térmicos llevados a cabo mediante esta técnica se realizaron por duplicado.

En el caso de muestras con recocido intercrítico realizado a 780 °C por 15 s, 800 °C por 15 s y 820 °C por 15 s, y tiempos de IBT de 30 s (Figuras 45b, 47b y 48d), se observan dos cambios de pendiente en 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 IBT y se relaciona con la transformación  $\gamma \rightarrow \alpha_B$ . Durante el enfriamiento final a temperatura ambiente de estas muestras, se observa un ligero cambio en la pendiente de la curva de dilatación que puede estar relacionado con la transformación martensítica, sin embargo, el cambio no es muy significativo.

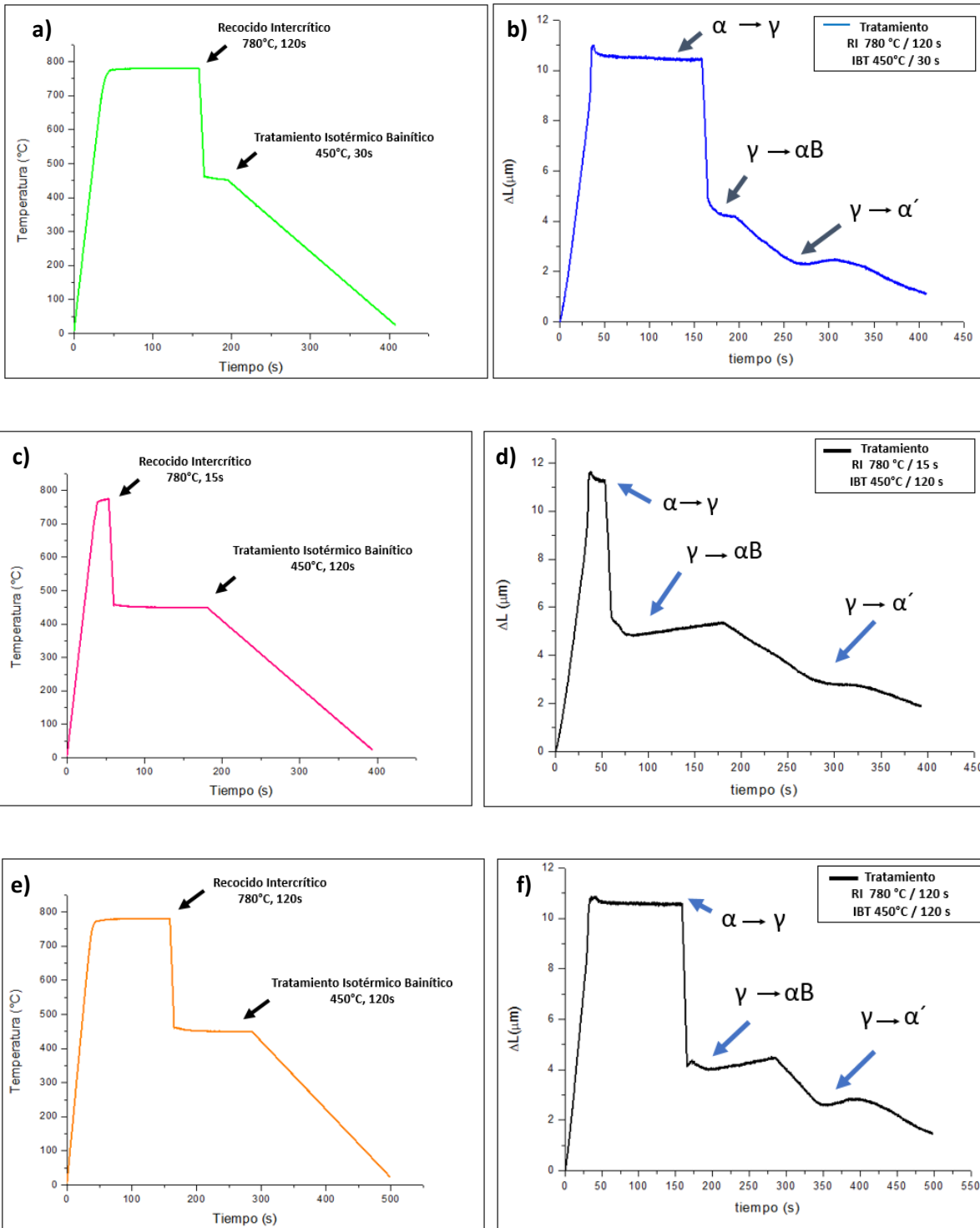
Las muestras con tratamientos térmicos de 780 °C y 800 °C con tiempos de 120 s en el recocido intercrítico y 30 s en el IBT, así como las muestras a 780 °C y 800 °C con tiempos de 15 s y 120 s en el recocido intercrítico y 120 s en el IBT, muestran tres cambios significativos en la pendiente de las curvas de dilatación (Figuras 46b, 46d, 46f, 47f, 47d y 48b). 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 de ferrita a austenita ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ) y austenita a bainita ( $\gamma \rightarrow \alpha_B$ ), que tienen lugar durante el recocido intercrítico y durante el IBT, respectivamente. El tercer cambio, es atribuido a la



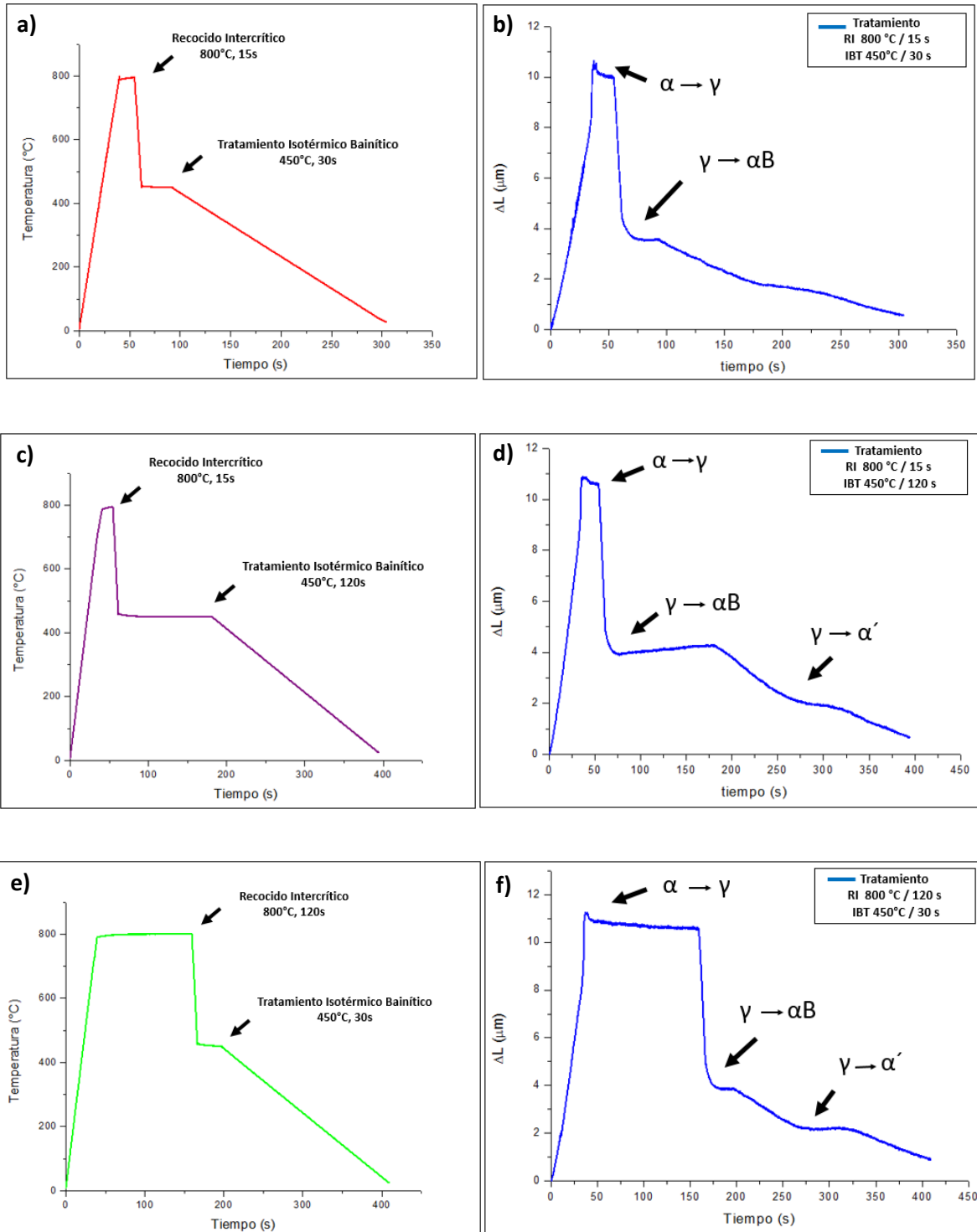
transformación de austenita a martensita ( $\gamma \rightarrow \alpha'$ ), caracterizado por una expansión durante el enfriamiento del acero.



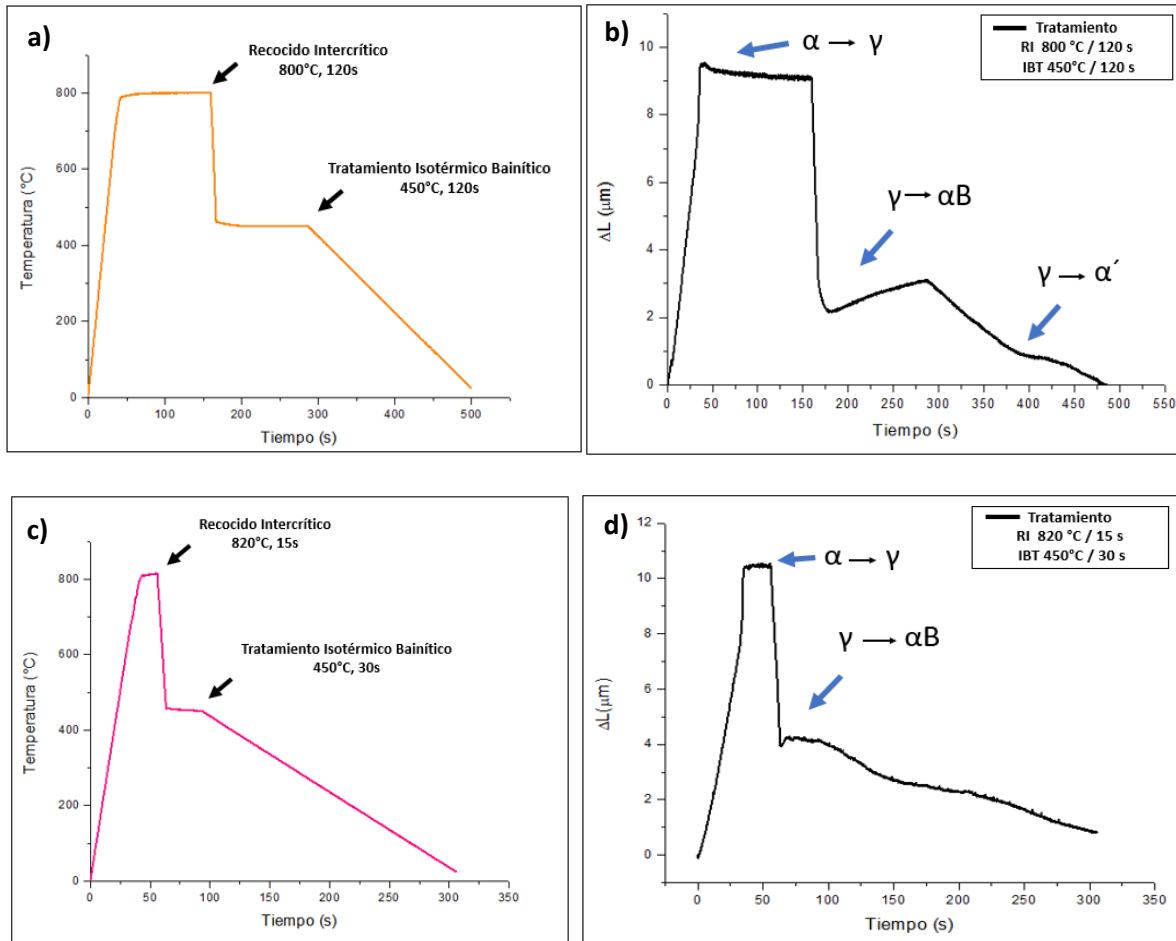
**Figura 45.** a) Gráfica temperatura vs tiempo obtenida experimentalmente y b) curva de dilatación ( $\Delta L$  vs tiempo) correspondientes a muestras tratadas térmicamente: RI=780 °C, 15s + IBT = 450°C, 30 s.



**Figura 46.** a, c, e) Gráficas temperatura vs tiempo obtenidas experimentalmente y b, d, f) curvas de dilatación ( $\Delta L$  vs tiempo) correspondientes a muestras tratadas térmicamente: a, b) RI = 780 °C, 120 s + IBT = 450 °C, 30 s; c, d) RI = 780 °C, 15 s + IBT = 450 °C, 120 s; e, f) RI = 780 °C, 120 s.



**Figura 47.** a, c, e) Gráficas temperatura vs tiempo obtenidas experimentalmente y b, d, f) curvas de dilatación ( $\Delta L$  vs tiempo) correspondientes a muestras tratadas térmicamente: a, b) RI = 800 °C, 15 s + IBT = 450 °C, 30 s; c, d) RI = 800 °C, 15 s + IBT = 450 °C, 120 s; e, f) RI = 800 °C, 120 s.

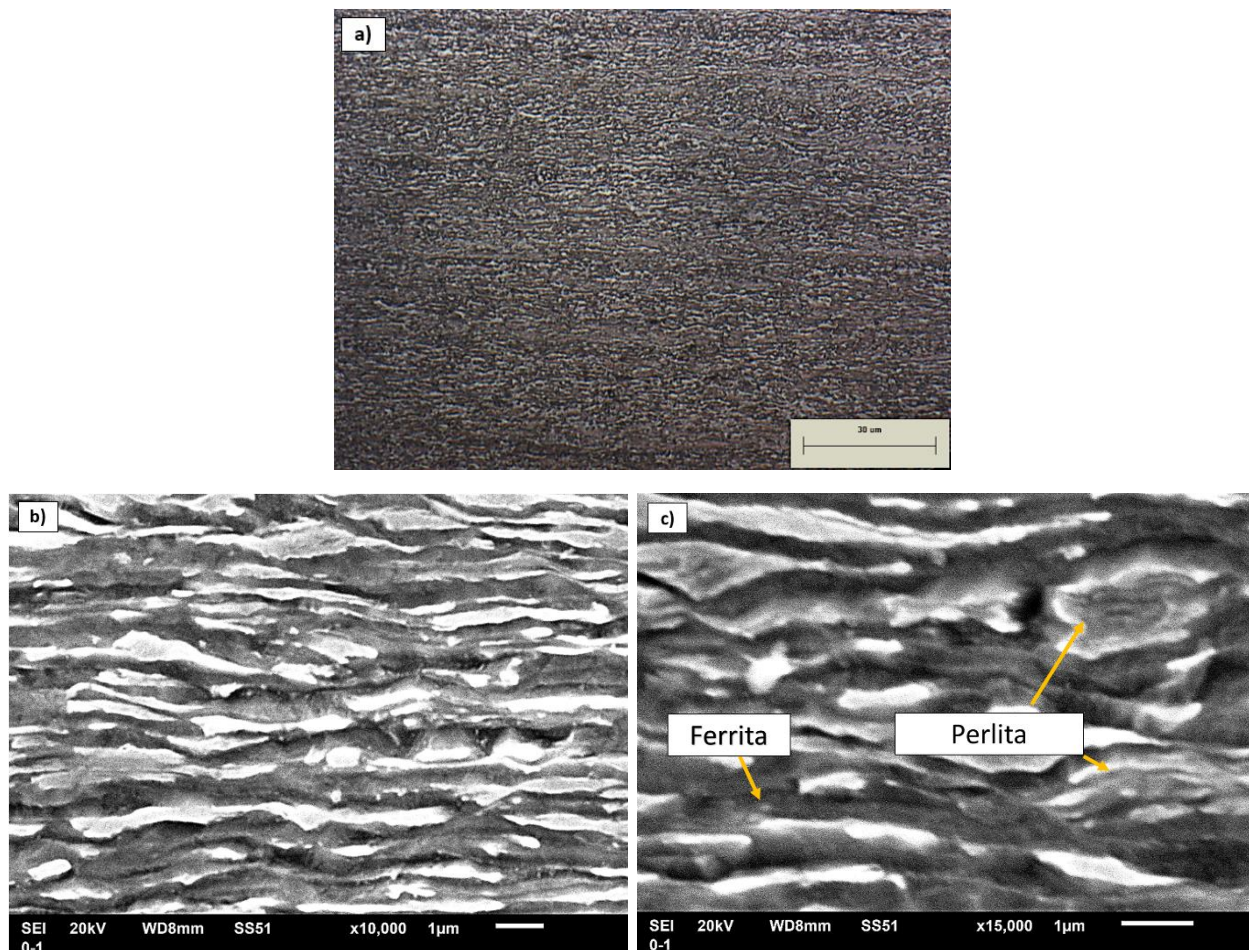


**Figura 48.** a, c) Gráficas temperatura vs tiempo obtenidas experimentalmente y b, d) curvas de dilatación ( $\Delta L$  vs tiempo) correspondientes a muestras tratadas térmicamente: a, b) RI = 800 °C, 120 s + IBT = 450 °C, 120 s; c, d) RI = 820 °C, 15 s + IBT = 450 °C, 30 s.

A partir de estos resultados se puede concluir que las fases requeridas para un acero TRIP ( $\alpha$ ,  $\gamma_R$ ,  $\alpha_B$ ) pueden ser obtenidas mediante recocido en la región intercrítica a 780°C, 800°C y 820°C por 15 s, seguidas de un enfriamiento a 20°C/s hasta 450°C, mantenimiento por 30 s, y un enfriamiento a 2°C/s hasta temperatura ambiente. Para los tratamientos térmicos restantes la microestructura consiste principalmente de una mezcla de  $\alpha$ ,  $\alpha_B$  y  $\alpha'$ .

### 3.4 Evolución de la microestructura.

La Figura 49 muestra la microestructura del acero laminado en frío, antes de ser sometido a los tratamientos térmicos propuestos. En general, se observa una microestructura consistente de granos de ferrita e islas de perlita elongados en una dirección paralela a la dirección de laminación.



Los resultados que se presentan y se discuten de aquí en adelante, corresponden a las muestras tratadas térmicamente en hornos tipo mufla.

Las microestructuras corresponden a muestras tratadas térmicamente a temperaturas de 780 °C, 800 °C y 820 °C durante 15 s, 120 s y 300 s, manteniendo constantes la temperatura (450°C) y el tiempo (30 s) de IBT.

A temperaturas de 780 °C, 800 °C y 820 °C con tiempos de 15 s en el recocido intercrítico y tiempos de IBT de 30 s, se tiene la presencia de las fases ferrita ( $\alpha$ ), bainita ( $\alpha_B$ ) y austenita retenida ( $\gamma_R$ ) (Figura 50a, 50d y 51a). Estas afirmaciones se deducen por el contraste de fases; ya que cuando se atacan químicamente con el reactivo utilizado LePera, éstas suelen teñirse de color blanco ( $\gamma_R$ ), gris ( $\alpha$ ), y marrón ( $\alpha_B$ ) [32]. Adicionalmente, estas observaciones son hechas considerando los resultados obtenidos mediante dilatometría.

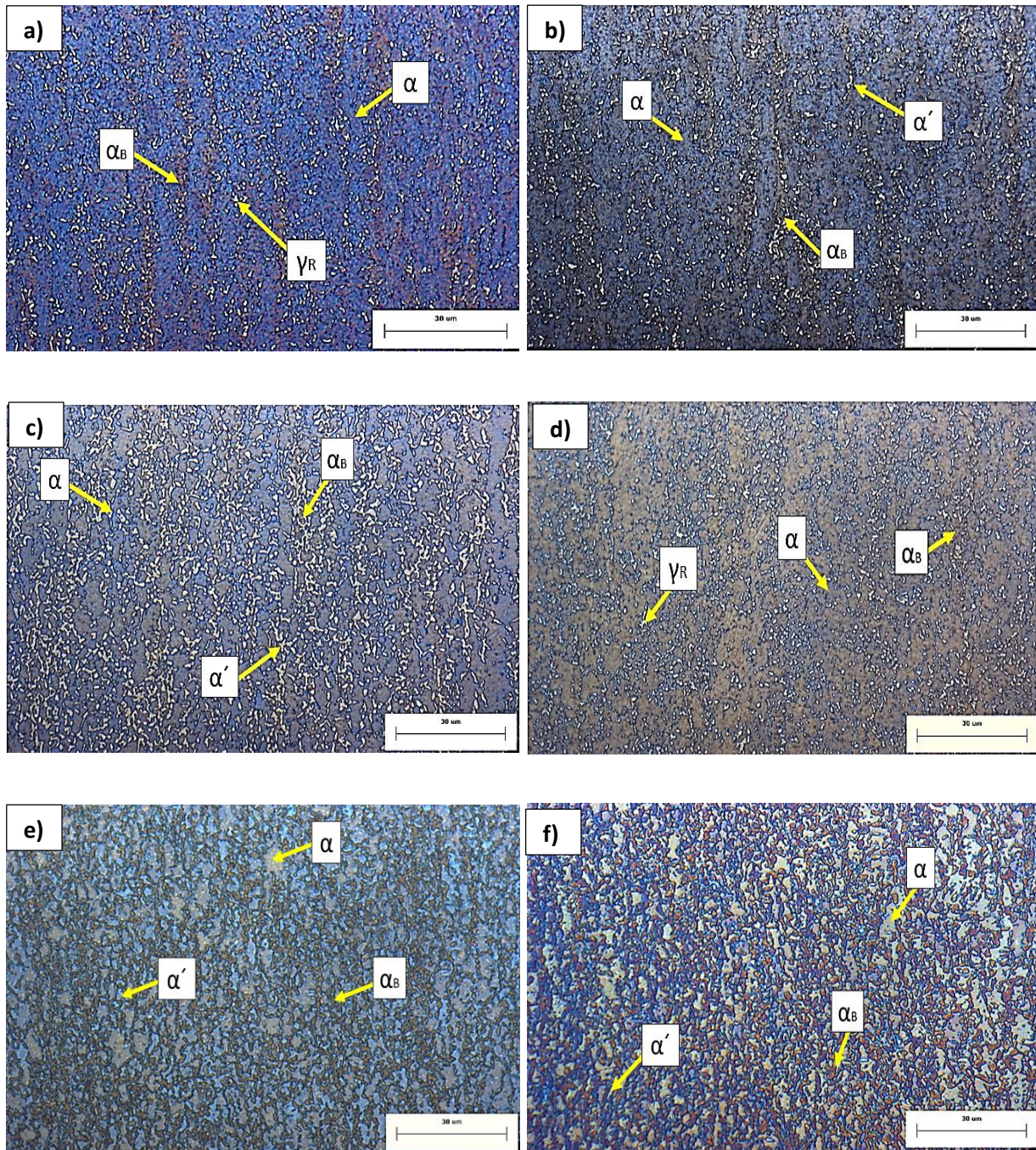
Aunque las muestras fueron calentadas de manera diferente, los resultados son consistentes, pues las fases observadas en estas muestras mediante microscopía óptica también se presentaron en las curvas de dilatación para tiempos de 15 s ( $\Delta L$  vs tiempo).

De igual manera, los diagramas CCT obtenidos mediante simulación computacional, mostraron la posibilidad de obtener aceros multifásicos TRIP con la composición química del acero experimental, siendo factible para tiempos cortos. Se observó que la curva de transformación bainítica a menores tiempos en el RI se desplazaba hacia la izquierda del diagrama, indicando así que, al momento de realizar el enfriamiento de la transformación

isotérmica de la austenita, esta transformaría a bainita, y que finalmente al enfriar a temperatura ambiente, se podría obtener un acero tipo TRIP.

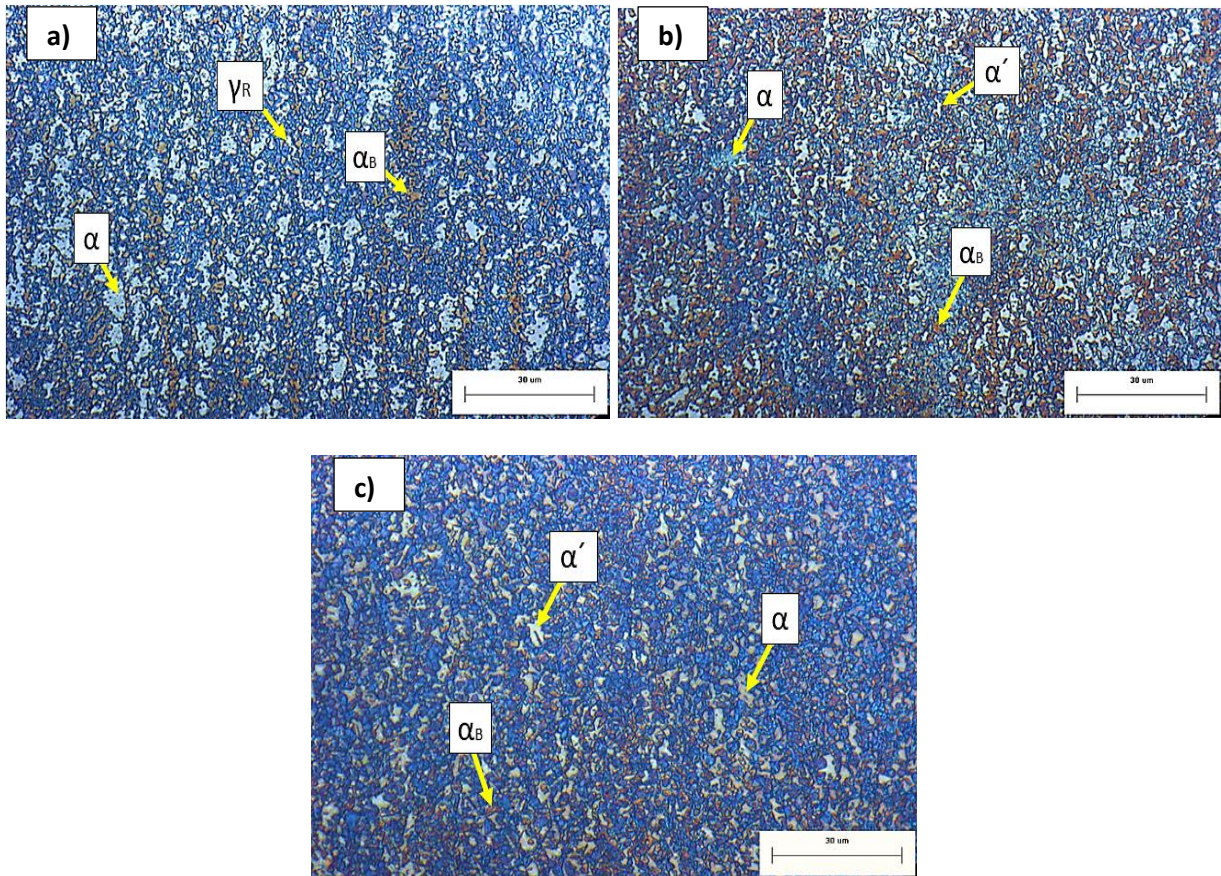
En las muestras con recocido intercrítico a temperaturas de 780 °C, 800 °C y 820 °C, por 120 s y 300 s se obtuvo una microestructura consistente de las fases de ferrita ( $\alpha$ ), bainita ( $\alpha_B$ ) y martensita ( $\alpha'$ ) (Figura 50b, 50c, 50e, 50f, 51b, 51c).

Cabe recordar que el reactivo mencionado anteriormente el cual fue utilizado para revelar las microestructuras del acero experimental tiñe de color blanco las fases de martensita y austenita retenida por igual [32]. Debido a ello se utilizaron dos criterios para determinar la presencia de  $\gamma_R$  o  $\alpha'$ , uno fue el resultado de los valores obtenidos de la microdureza los cuales se muestran más adelante, y el otro el comportamiento observado en las curvas de dilatación.



**Figura 50.** Microestructuras de los aceros tratados térmicamente para un tiempo de IBT fijo a 30 s y condiciones en el RI de: a) 780 °C, 15 s; b) 780 °C, 120 s; c) 780 °C, 300 s; d) 800 °C, 15 s; e) 800 °C, 120 s; f) 800 °C, 300 s.





**Figura 51.** Microestructuras de los aceros tratados térmicamente con distintas condiciones de RI: a) 820 °C, 15 s; b) 820 °C, 120 s; c) 820 °C, 300 s. El IBT se mantuvo constante a 450°C, 30 s.

La Tabla 5 muestra los resultados de la cuantificación de las fases presentes en las muestras sometidas a los distintos ciclos térmicos. Es necesario mencionar que, para obtener resultados representativos, se analizaron 20 imágenes por muestra obtenidas a 100X. Por lo que el valor reportado es el promedio obtenido de estas mediciones.

**Tabla 5.** Porcentaje de fases obtenido para diferentes tiempos y temperaturas del recocido intercrítico a un tratamiento isotérmico bainítico fijo de 450°C por 30 s.

<b>Tratamientos Térmicos (IBT constante a 450°C y 30s)</b>									
<b>Fases</b>	<b>Recocido Intercrítico (RI)</b>								
	<b>780°C</b>			<b>800°C</b>			<b>820°C</b>		
	<b>15s</b>	<b>120s</b>	<b>300 s</b>	<b>15s</b>	<b>120s</b>	<b>300s</b>	<b>15s</b>	<b>120s</b>	<b>300s</b>
<b>Ferrita</b>	67.1	61.7	60.1	63.6	53.7	50.6	56.3	51.4	49.5
<b>Bainita</b>	28.3	35.8	36.8	31.1	44.2	46.5	34.4	46.3	48.3
<b>Austenita retenida</b>	4.6			5.3			9.3		
<b>Martensita</b>		2.5	3.1		2.1	2.9		2.3	2.2

Estos resultados muestran que la presencia de austenita retenida aumenta con el incremento en la temperatura del recocido intercrítico para tiempos de 15 s. Para una temperatura de 780° C la cantidad de austenita retenida ( $\gamma_R$ ) es del 4.6 %, y para temperaturas de 800 °C y 820 °C, esta cantidad se incrementa a 5.3 % y 9,3%, respectivamente.

A mayor temperatura, la  $\gamma_R$  se enriquece más en carbono y al momento en que ocurre la transformación bainítica es menor la cantidad de cementita formada, permitiendo que la austenita sea retenida hasta temperatura ambiente [48].

La bainita aumenta con el tiempo y con la temperatura de recocido intercrítico, lo cual está asociado con una mayor fracción de austenita durante el recocido al incrementar el tiempo y la temperatura. A mayor cantidad de austenita mayor es la cantidad de bainita obtenida por la transformación  $\gamma \rightarrow \alpha_B$  durante el IBT.

Es importante mencionar que la formación de la bainita se da por la precipitación de la cementita sobre listones de ferrita los cuales crecen dentro de la austenita transformada

parcialmente, por lo que la austenita que no logra enriquecerse lo sufriente en carbono no logra retenerse como se mencionó anteriormente y transforma a bainita, esto si se logra una buena redistribución de carbono, de lo contrario al momento de llevar a cabo el enfriamiento la austenita transformará a martensita, como se observó en los aceros tratados térmicamente a 780 °C, 800 °C 820 °C con tiempos de 120 s y 300 s.

Sin embargo, para estos tratamientos, no se descarta la posible presencia de que exista una cantidad, aunque sea mínima de  $\gamma_R$ , pues una de las limitantes del reactivo utilizado para el ataque de las muestras tiñe del mismo color (blanco) a la austenita y la martensita [48 ,49].

### 3.5 Propiedades mecánicas.

#### 3.5.1 Microdureza.

El valor de dureza para los aceros tratados térmicamente se calculó dividiendo la carga aplicada por el área de la huella residual. Las medidas con esta técnica han sido efectuadas con un Microdurómetro semiautomático Shimadzu HMV-G y una carga de 0.5 kg<sub>f</sub> [46].

En la Tabla 6 se muestra la media aritmética de los 20 valores obtenidos experimentalmente de las microdurezas para cada uno de los aceros tratados térmicamente. En esta tabla se incluye la desviación estándar, la cual ofrece información sobre la dispersión media de estos valores obtenidos de las microdurezas [50].

Los tratamientos térmicos aplicados fueron para cuatro diferentes temperaturas en el RI (780 °C, 800 °C, 820 °C y 840 °C), y tres tiempos diferentes en el RI (15 s, 120 s y 300 s), y dos tiempos en el IBT (30 s y 120 s), manteniendo constante la temperatura del IBT a 450 °C.

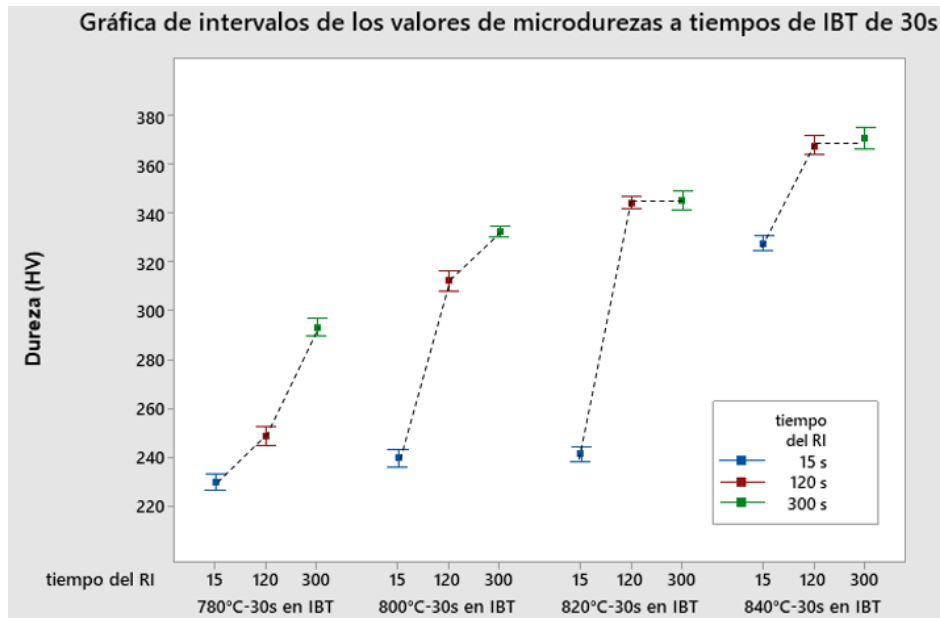
A partir de los resultados obtenidos observamos que para las temperaturas del RI mayores aumenta el valor de la dureza, y a menor temperatura la dureza es menor, respecto a los tiempos de IBT se observa que, con tiempos de 120 s se tienen mejores resultados respecto a esta propiedad.

De esta manera podemos decir que el incremento en la dureza está relacionado a varios factores, uno es el incremento en la cantidad de bainita durante el IBT y martensita durante el enfriamiento final.

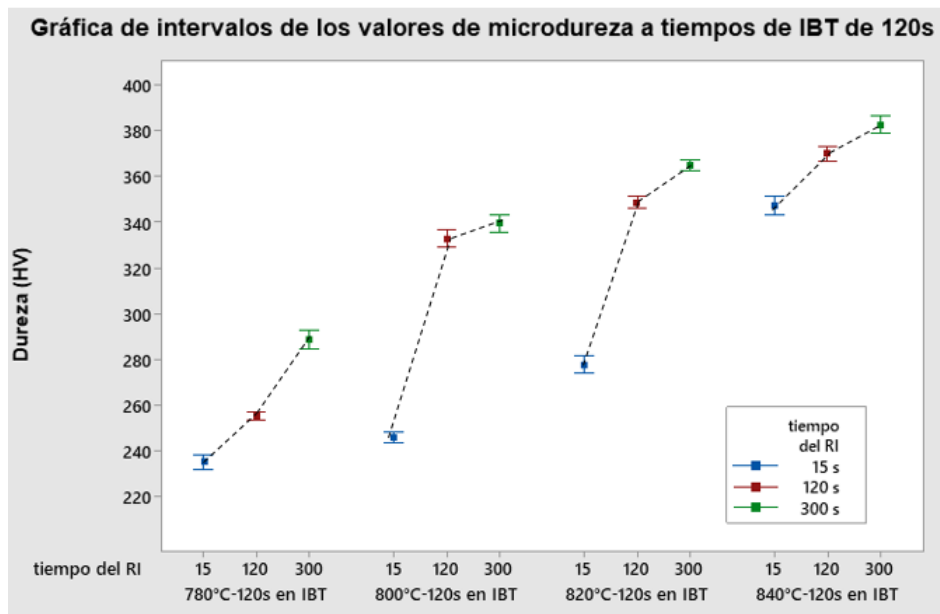
En la Figura 52 y 53 se pueden observar de manera más clara los valores de la dureza obtenidos en función del tiempo del RI para los dos diferentes tiempos de IBT empleados. A partir de estos gráficos se hace necesario resaltar que para ambos tiempos del IBT, el valor de la microdureza va en aumento respecto al tiempo y la temperatura empleadas en el RI.

**Tabla 6.** Microdureza resultante en el acero experimental con los diferentes tratamientos térmicos aplicados.

<b>Dureza en HV para tiempos de 30 s en el IBT</b>			
<b>temperatura del RI</b>	<b>tiempo de RI</b>	<b>Media (<math>\mu</math>)</b>	<b>Desviación estándar (<math>\sigma</math>)</b>
<b>780 °C</b>	15 s	229.5 HV	4.50
	120 s	250 HV	5.68
	300 s	292 HV	5.23
<b>800 °C</b>	15 s	240 HV	4.90
	120 s	310.5 HV	5.95
	300 s	331.5 HV	2.91
<b>820 °C</b>	15 s	242.5 HV	4.28
	120 s	343.5 HV	3.50
	300 s	345 HV	5.25
<b>840 °C</b>	15 s	327 HV	4.08
	120 s	368.5 HV	5.57
	300 s	385.5 HV	5.56
<b>Dureza en HV para tiempos de 120 s en el IBT</b>			
<b>780 °C</b>	15 s	233 HV	4.57
	120 s	255 HV	2.74
	300 s	288 HV	5.83
<b>800 °C</b>	15 s	247 HV	3.43
	120 s	333.5 HV	5.36
	300 s	339.5 HV	5.21
<b>820 °C</b>	15 s	276 HV	5.46
	120 s	349 HV	3.75
	300 s	364.5 HV	3.40
<b>840 °C</b>	15 s	347 HV	5.87
	120 s	372 HV	4.62
	300 s	368 HV	5.96



**Figura 52.** Efecto del tiempo y la temperatura del recocido intercrítico sobre la microdureza resultante en los aceros tratados térmicamente. Tratamiento isotérmico bainítico = 450 °C 30 s.



**Figura 53.** Efecto del tiempo y la temperatura del recocido intercrítico sobre la microdureza resultante en los aceros tratados térmicamente. Tratamiento isotérmico bainítico = 450 °C, 120 s.

### 3.5.2 Ensayos de tensión uniaxial.

La Tabla 7 muestra las propiedades mecánicas del acero deformado en frío. Es bien sabido que los ensayos de tensión uniaxial nos proporcionan los valores de la resistencia a la cedencia, la resistencia última a la tensión y la elongación a fractura [25, 26, 27, 28, 29, 51].

Como se puede observar, el acero exhibe una alta resistencia a la cedencia y alta resistencia a la tensión; sin embargo, la elongación a fractura es muy baja. Este comportamiento está relacionado con la alta cantidad de dislocaciones que se producen durante la deformación plástica del acero.

*Tabla 7. Propiedades Mecánicas obtenidas en el acero laminado en frío.*

Muestra	UTS (MPa)	Elongación (%)	YS (MPa)	Microdureza (HV)
<b>Acero de partida</b>	1690.22	5.51	1460.15	434.3

En las Figuras 55, 56 y 57 se muestran los valores de las propiedades mecánicas en función del tiempo del recocido intercrítico para cada una de las temperaturas utilizadas. Los resultados muestran un aumento en la resistencia a la tensión (UTS) conforme el tiempo del tratamiento en el recocido intercrítico se incrementa. En el caso de la resistencia a la cedencia (YS) no se observa un cambio significativo. Asimismo, la

elongación a fractura disminuye conforme el tiempo del RI se incrementa. Las muestras que fueron tratadas térmicamente a 15 s, exhiben una resistencia a la tensión ligeramente más baja en comparación con las que fueron tratadas a 120 y 300 s.

En las Figuras 55, 56 y 57, se observa que, para tiempos de 15 s, se tienen resistencias a la tensión de 760 MPa, 885.62 MPa y 973.15 MPa contra 886.71, 1010.13 y 1100.26 de las muestras que fueron tratadas térmicamente a mayores tiempos de RI. Sin embargo, la elongación a fractura es mayor para un menor tiempo de RI. Por lo que, a partir de estos resultados, podemos asumir que a una mayor cantidad de austenita retenida la cual se encuentra presente en las muestras con menores tiempos de tratamiento en el RI, 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 RI utilizado, sin embargo, se puede observar un cambio más significativo del valor de esta propiedad a la más alta temperatura (Figuras 55, 56 y 57). Aparentemente, la distribución del carbono y las fases presentes tienen un efecto mayor que el incremento en el tamaño de grano en las muestras tratadas térmicamente a 820 °C [47].

En la Figura 57 se muestran esquemáticamente los resultados obtenidos de los ensayos de tensión uniaxial sobre el esquema que representa la relación entre la resistencia a la tensión y la elongación a fractura en aceros de 1°, 2° y 3° generación.



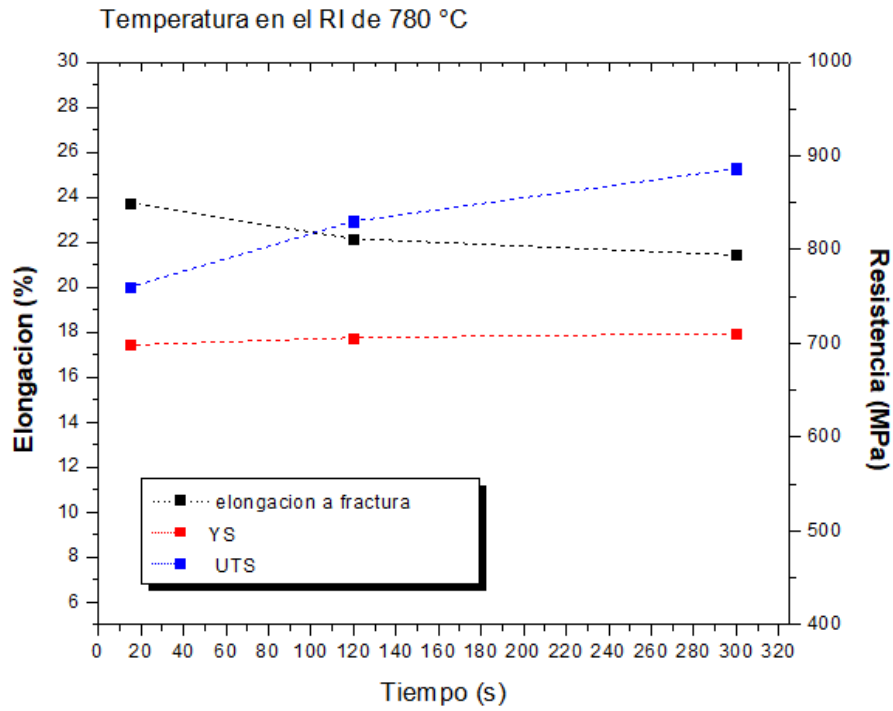


Figura 54. Efecto del tiempo del RI sobre las propiedades mecánicas a una temperatura de RI de 780 °C.

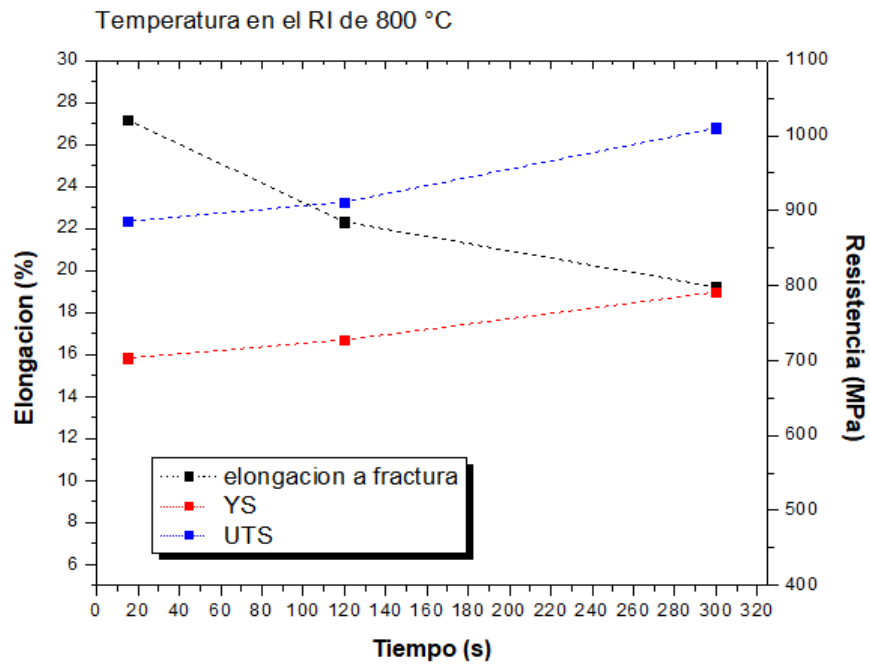
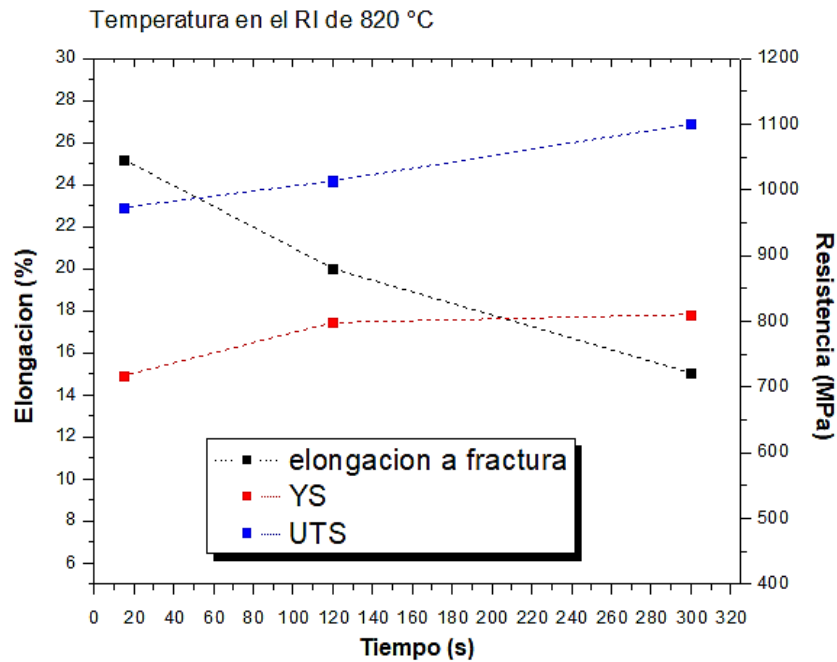


Figura 55. Efecto del tiempo del RI sobre las propiedades mecánicas a una temperatura de RI de 800 °C.



*Figura 56. . Efecto del tiempo del RI sobre las propiedades mecánicas a una temperatura de RI de 820 °C.*

En la Tabla 8 se observan los valores obtenidos de resistencia a la cedencia (MPa), resistencia última a la tensión (MPa) y la elongación a fractura (%), de los aceros tratados térmicamente. Las muestras con una mayor cantidad de bainita y martensita resultan en una mayor resistencia a la tensión y una menor elongación a fractura. En cambio, las muestras con mayor cantidad de bainita y austenita retenida exhiben una menor resistencia y una mayor elongación a fractura (Tabla 8).

Tabla 8. Resultados de los ensayos de tensión en función de las condiciones de RI. IBT = 450 °C, 30 s.

Condición de tratamiento en el RI	Resistencia a la cedencia (MPa)	Resistencia última a la tensión (MPa)	Elongación a fractura (%)
780 °C - 15 s	698.11	760.23	23.75
780 °C - 120 s	706.02	830.15	22.15
780 °C - 300 s	710.63	886.71	21.43
800 °C - 15 s	703.26	885.64	27.18
800 °C - 120 s	727.12	910.96	22.31
800 °C - 300 s	791.13	1010.13	19.21
820 °C - 15 s	717.21	973.15	25.2
820 °C - 120 s	797.94	1013.64	20.01
820 °C - 300 s	810.33	1100.26	15.03

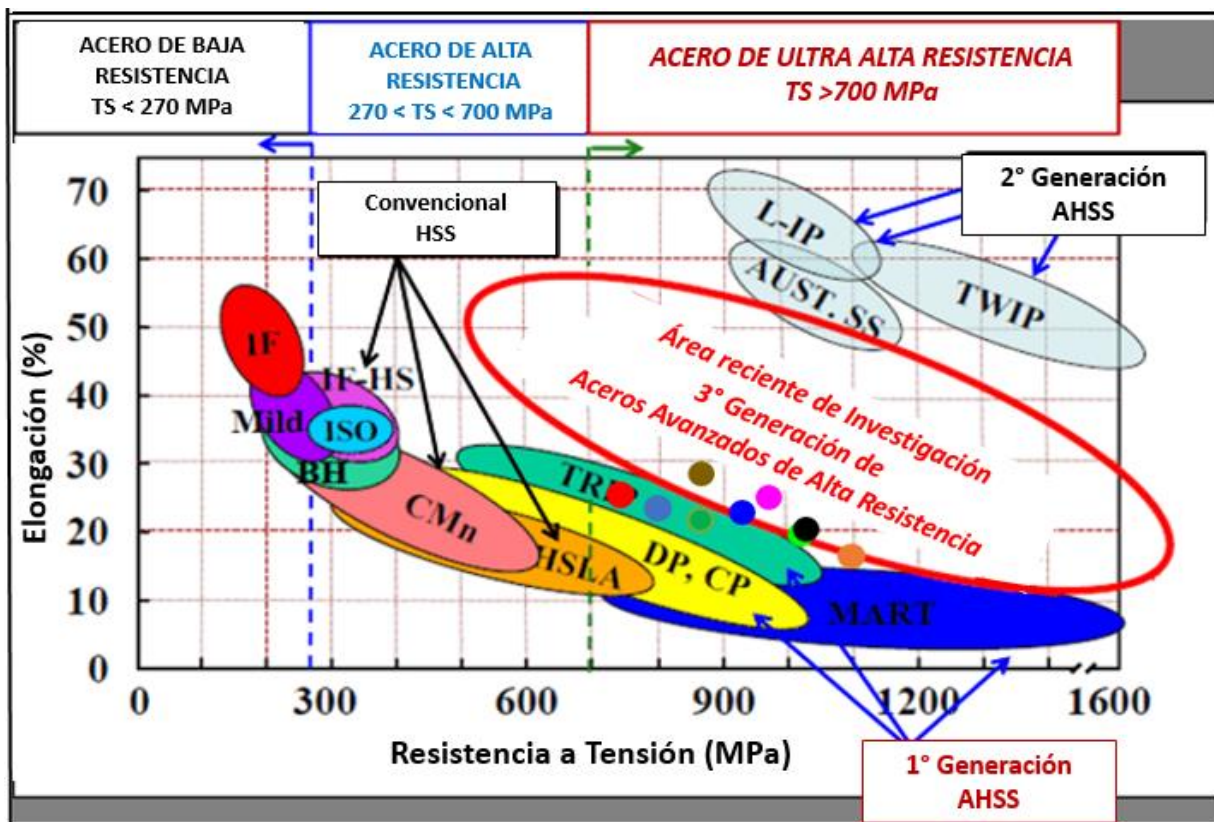


Figura 57. Propiedades mecánicas de los aceros investigados sobrepuestos en la gráfica de resistencia a la tensión vs elongación a fractura de aceros grado automotriz de 1°, 2° y 3° generación.

## CONCLUSIONES.

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

1. El estudio computacional de los efectos del tiempo y la temperatura de recocido intercrítico sobre la cinética de las transformaciones de fase en enfriamiento continuo permitió, en primera instancia, evaluar la factibilidad para la obtención de aceros multifásicos considerando los tratamientos térmicos propuestos.
2. La técnica de dilatometría permitió realizar el estudio de las transformaciones de fase durante ciclos térmicos que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo. También permitió definir las variables de estudio, a partir de la determinación de las temperaturas críticas de transformación de fase en calentamiento y enfriamiento continuo del acero laminado en frío.
3. El acero fabricado a partir de fusión y colada, seguido de homogenizado, laminación en caliente y laminación en frío, permitió obtener un acero con microestructura ferrítica/perlítica, a partir del cual se pudieron obtener aceros TRIP con microestructuras de ferrita + bainita + austenita y ferrita + bainita + martensita, bajo ciclos térmicos que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo.
4. Las muestras que presentaron una mayor cantidad de austenita también mostraron una mejor combinación de resistencia mecánica y ductilidad. Las mejores condiciones de tratamiento térmico fueron RI = 800 °C, 820 °C por 15 s + IBT = 450 °C por 30 s.

5. Desde el punto de vista científico y tecnológico, las propiedades mecánicas obtenidas en esta investigación muestran que, para la composición química utilizada, es posible obtener aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación bajo condiciones que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo.

## REFERENCIAS.

- [1] K. Radwanski, K., Kuziak y R., Rozmus, R; (2019). Structure and mechanical properties of dual-phase steel following heat treatment simulations reproducing a continuous annealing line. Archives of Civil and Mechanical Engineering, (19), 453 – 468.
- [2] Z.C. Li, Z.C., Zhang, X.T.y Mou, Y.J., (2019). The impact of intercritical annealing in conjunction with warm deformation process on microstructure, mechanical properties and TRIP effect in medium-Mn TRIP steels. Materials Science & Engineering: A, (746), 363–371.
- [3] Vivek K., Barnwal, A., Shin-Yeong, L. y Jin-Hwan, K; (2019) Failure characteristics of advanced high strength steels at macro and micro scales. Materials Science & Engineering: A, (754), 411–427.
- [4] Massachusetts Institute of Technology (MIT) y R. Schultz (2007). Disponible en: <https://www.worldautosteel.org/why-steel/cost/>
- [5] Tapas, K. R., Basudev, B., Chiradeep y G., Ajmani, S.K., (2018). Advanced High Strength Steel: Processing and Applications. Springer Nature, (1st Edition), Singapore, 317-331.
- [6] Sangal, S; Goel, N yTangri, K; (1985). A theoretical model for the flow behavior of commercial dual-phase steels containing metastable retained austenite: part II. calculation of flow curves, Metall. Trans. A., (16), 2023–2029.
- [7] Y. Xu, X. Tan, X. Yang, Z. Hu, F. Peng y D. Wu; (2014) Microstructure evolution and mechanical properties of a hot-rolled directly quenched and partitioned steel containing proeutectoid ferrite, Mater. Sci. Eng. A, (607) 460–475.
- [8] A. López Martínez y E.J. Gutiérrez; (2018). Cambios de fase en aceros con transformación inducida por plasticidad bajo condiciones que simulan líneas de recocido y Galvanizado continuo. Tesis de maestría, Universidad Autónoma de San Luis Potosí, San Luis Potosí.
- [9] L. Flores (28 de septiembre de 2017); <https://www.eleconomista.com.mx/estados/Ternium-invierte-1100-millones-de-dolares-en-planta-20171001-0075.html>. 2017

- [10] Jean-Hubert Schmitt y Thierry lung; (2018) New developments of advanced high-strength steels for automotive applications, *Comptes Rendus Physique*, (19) 641-656.
- [11] Madias, J. (2014); Aceros planos avanzados de alta resistencia [Archivo PDF], [https://www.academia.edu/19563330/Aceros\\_planos\\_avanzados\\_de\\_alta\\_resistencia](https://www.academia.edu/19563330/Aceros_planos_avanzados_de_alta_resistencia).
- [12] M. Y. Demeri, A. International y Ed. Advanced High Strength Steels; (2013) Science, Technology and Applications. Material Park, Ohio: ASM International.
- [13] T. Fiorelli, S. Modi, B. Smith, y A. Spulber; (2017) Technology Roadmaps: Intelligent Mobility Technology, Materials and Manufacturing Processes, and Light-Duty Vehicle Propulsion (Ann Arbor, Mich.: Center for Automotive Research, 2017)
- [14] A. Valencia Giraldo; (2012) Los aceros avanzados. *Revista Colombiana de Materiales Universidad de Antioquia*. (1-2) 1-31.
- [15] Extracto del Catálogo de Productos – Edición para Europa, Automotive – Worldwide ArcelorMittal, Aceros TRIP (Transformation Induced Pasticity) Aceros de muy Alta resistencia (2018); <https://docplayer.es/80567866-Aceros-martinsite-extracto-del-catalogo-de-productos-edicion-para-europa.html>.
- [16] Yuqing Weng, Han Dong y Yong Gan Editors; (2011) Advanced Steels the Recent Scenario in Steel Science and Technology; 165-172.
- [17] A. Gizman, A. Monsalve, revista Remetallica; (2011) Introducción a los aceros con comportamiento TRIP, (31) 1-44.
- [18] Christophe Mesplont; (2002) Phase transformations and microstructure - mechanical properties relations in Complex Phase high strength steels; DEA Science des Matériaux, Université de Lille, Laboratorium voor Algemene Metallurgie, Siderurgie en Fysische Metaalkunde. <https://core.ac.uk/download/pdf/55810853.pdf>
- [19] W. Bleck and K. Phiu-on; (2009) Effects of Microalloying in Multi Phase Steels for Car Body Manufacture, in *Microstructure and Texture in Steels: and Other Meterials* London: Springer London, 145-163.
- [20] Krishna Bräutigam–Matus, Gerardo Altamirano, Armando Salinas, Alfredo Flores y Frank Goodwin; (2018) Experimental Determination of Continuous

Cooling Transformation (CCT) Diagrams for Dual-Phase Steels from the Intercritical Temperature Range. <https://www.mdpi.com/2075-4701/8/9/674>

- [21] Yulong Li Yazhou Guo, Haitao y Hu. Q. Wei; (2009) A Critical Evaluation of High Temperature Dynamic Mechanical Testing of Metals International Journal of impact engineering, (36) 177-184.
- [22] N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A.P. Miodownik y J.-P. Schillé; The Calculation of TTT and CCT diagrams for General Steels [Archivo PDF], [http://www.thermotech.co.uk/resources/TTT\\_CCT\\_Steels.pdf](http://www.thermotech.co.uk/resources/TTT_CCT_Steels.pdf).
- [23] J. Trzaska, A. Jagieo y L.A. Dobrzański; (2009) The calculation of CCT diagrams for engineering steels, (39) 13 – 20.
- [24] Ricardo D. López, Araceli Maldonado, Carlos E. López, Juan E. Guzmán y Mario A. García; (2019) Effect of Austenite Grain Size on Mechanical Behavior for AISI 1045 and 4140 Steels by Experimentation and Modeling. Publication Semestral Pädi, (7) 81-87. <https://doi.org/10.29057/icbi.v7iEspecial.2.4919>.
- [25] A. Mertens; (2014) Microstructure and mechanical properties of a mixed Si–Al TRIP-assisted steel subjected to continuous galvanizing heat treatments; Materials Science & Engineering, (608) 249–257.
- [26] Wei Ding; (2016) Heat treatment, microstructure and mechanical properties of a C–Mn–Al–P hot dip galvanizing TRIP Steel; Materials Science & Engineering A (674) 151–157.
- [27] HIEN Dinh Van; (2018) Influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of a CMnSi TRIP steel using design of experiment; Materials Today: Proceedings, (5) 24664–24674.
- [28] Xingli Gu; (2019) Role of martensite/austenite constituents in novel ultra-high strength TRIPassisted steels subjected to non-isothermal annealing; Materials Science & Engineering, (754) 318–329.
- [29] J.N. Huang; (2019) The significant impact of phase fraction and austenite stability on the mechanical properties of a low-alloyed TRIP-aided steel: An insight into experimental analysis and predictions; Materials Science & Engineering (759) 40–46.
- [30] ASTM E1019-11; (2011) Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Fusion Techniques.



- [31] ASTM E415-17; (2017) Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry.
- [32] E. Girault, P. Jacques, Ph. Harlet y K. Mols; (1998) Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP-Assisted Steels; MATERIALS CHARACTERIZATION, (40) 111–118.
- [33] ASTM E384-17; (2017) Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials.
- [34] ASTM E8 / E8M-16a; (2016) Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.
- [35] R. Procházka, J. Dzugan y M. köver; (2015) Miniature specimen tensile testing of AZ31 alloy processed by ECAP, International Scientific Journal, Word Academy of Materials and Manufacturing Engineering, (79) 134 – 139.
- [36] X. Sunn, A. Soulami, K.S. Choi, O. Guzman y W. Chen; (2012) Effects of simple geometry and loading rate on tensile ductility of TRIP800 steel, Materials Science and Engineering (541) 1-7.
- [37] F. Hajy Akbary, M.J. Santofimia y J. Sietsma; (2014) Elastic Strain Measurement of Miniature Tensile Specimens, Experimental Mechanics (54) 164 –173.
- [38] Garcia de Andres, C., E.G. Caballero, C. Capdevila y L.F. Alvares; (2002) Application of dilatometric analysis to the study of solid-solid phase transformations in steels, (48) 101-111.
- [39] Dr. Rafael Ordoñez Flores, Dr. Roberto Morales Caporal y Angel A. Hernández Salinas; (2016) Aplicaciones del Calentamiento por Inducción en Baja Potencia: Uso Doméstico, Agrícola y para Laboratorio; Compendio de Investigación Academia Journals Tlaxcala.
- [40] Gómez Vega Rosa María; (2007), Determinación del perfil de temperatura de un horno muffle, mediante COSMOSOL 3.2 tesis de pregrado, Universidad Autónoma de estado de Hidalgo, Instituto de ciencias básicas e ingenierías Pachuca de Soto, Hidalgo.
- [41] Haider Mahdi Lieth y Ali Sabea Hammood; (2021) Effect of austenitizing and tempering on impact resistance of a hot rolled high strength Steel, Basrah Journal for Engineering Sciences, (21) 15-19.

- [42] E.P. Shevchuk, D.K. Nurumkanov, B.M. Muratbekov, B. Ahmetzhanov, V.A. Plotnikov; (2019), Surface modification of steel 20 by the method of chemical-thermal treatment by annealing in a muffle furnace, Bulletin of Karaganda University (95) 52-58
- [43] Monteros Vizcaíno Lénin Andrés; (2015) Diseño y construcción de un horno mufla para la realización de tratamientos térmicos en aceros, Tesis de pregrado, Universidad Técnica del Norte, Facultad de ingeniería en ciencias aplicadas, Ibarra – Ecuador.
- [44] Alvarado Vera Kevin Roy; (2018), Diseño y construcción de un equipo medidor de conductividad térmica, Tesis de pregrado, Escuela Superior Politécnica del Litoral, Guayaquil – Ecuador.
- [45] Universidad Politécnica de Cartagena; Espectrometría de Emisión por chispa, <https://www.upct.es/sait/es/tecnicas-espectrometricas-y-afines/espectrometro-de-emision-por-chispa////>
- [46] De Cock Tommy; (2008) Estudio y modelización de la recristalización estática de aceros ferríticos laminados en frío, Tesis doctoral, Centro de Investigación Metalúrgicas, Consejo Superior de Investigaciones Científicas Grupo Materialia – Departamento de Metalurgia Física de Madrid.
- [47] Bouquerel, J.; (2008) Modeling and characterization of multiphase TRIP Steel under static and dynamic loading, PhD Thesis, Universidad de Gante, Bélgica.
- [48] H.K.D.H. Bhadeshia; (2001) Bainite in steels (2), Institute of materials, London.
- [49] Alejandro Quintela del Río; (2015) Estadística fácil con hoja de cálculo, La Coruña, España, Editorial CreateSpace.
- [50] David Eduardo Castillo Gutiérrez, Irma Inírida Angarita Moncaleano y Rodolfo Rodríguez Baracaldo; (2018) Microstructural and mechanical characterization of dual phase steels (ferrite-martensite), obtained by thermomechanical processes, Ingeniare. Revista chilena de ingeniería, no.3 (26) 0718-3305.
- [51] W. Bleck, S. Papaefthymiou, y A. Frehn; (2004) Microstructure and Tensile Properties in Dual Phase and Trip Steels (Steel Research International). 704-710.