



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

**Estudio computacional de los efectos de la composición química  
sobre el comportamiento de diagramas CCT calculados  
intercríticamente para el desarrollo de aceros avanzados de alta  
resistencia**

**TESIS**

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

**Presenta:**

Ing. Bryan Yair Navarrete Pino

Asesor: Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda

Co-asesor: MMIM. Antonio Alberto Torres Castillo

Tesis financiada por el CONACyT a través del Proyecto  
de Investigación Básica SEP-CONACyT A1-S-35877.



San Luis Potosí, S. L. P.

Octubre de 2020

**ING. BRYAN YAIR NAVARRETE PINO  
P R E S E N T E.**

En atención a su solicitud de Temario, presentada por el **Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda y el MMIM. Antonio Alberto Torres Castillo**, Asesor y Co-asesor de la Tesis que desarrollará Usted con el objeto de obtener el Grado de **Maestro en Metalurgia e Ingeniería de Materiales**, me es grato comunicarle que en la Sesión del H. Consejo Técnico Consultivo celebrada el día 6 de agosto del presente, fue aprobado el Temario propuesto:

**TEMARIO:**

**“Estudio computacional de los efectos de la composición química sobre el comportamiento de diagramas CCT calculados intercríticamente para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia”**

Introducción.

1. Factores que afectan la microestructura y propiedades mecánicas de aceros avanzados de alta resistencia y uso de diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT) para su fabricación.
2. Metodología empleada para el diseño, fabricación y caracterización de un acero avanzado de alta resistencia.
3. Resultados y discusión del estudio computacional, y de la microestructura y propiedades mecánicas del acero experimental.

Conclusiones.

Referencias.

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

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



**DR. EMILIO JORGE GONZÁLEZ GALVÁN**  
**DIRECTOR** DE SAN LUIS POTOSÍ  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
DIRECCION

## Resumen

En el presente trabajo, se realizó un estudio computacional con el programa JMatPro, para investigar el efecto de la composición química sobre el comportamiento de diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT, por sus siglas en inglés) obtenidos a partir del rango intercrítico. La temperatura a la cual se calcularon los diagramas CCT fue la requerida para obtener la siguiente proporción de fases: 50% $\alpha$  (ferrita) + 50% $\gamma$  (austenita). A partir de dicho estudio, se estableció un rango de composición química con el cual se obtuvieron diagramas CCT apropiados, desde el punto de vista de la cinética de las transformaciones de fase, para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) bajo condiciones que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo (CAGL, por sus siglas en inglés).

Adicionalmente, se obtuvo un modelo de regresión lineal múltiple a partir de un conjunto de composiciones químicas reportadas en la literatura para la obtención de AHSS. Los valores de las variables dependientes o respuestas (resistencia última a la tensión y elongación a fractura), fueron determinados a partir de un conjunto de variables independientes representadas por los elementos de aleación. Este modelo matemático permitió predecir las propiedades mecánicas de AHSS en función de la composición química. Además de la cinética de las transformaciones de fase (mediante diagramas CCT) y de las propiedades mecánicas (mediante el uso del modelo), se evaluó la capacidad de soldabilidad en el acero a partir del diagrama de Graville, con una concentración de carbono de 0.150% peso y un carbono equivalente de 0.38%, resultando en un valor que cae dentro de la Zona II del diagrama: Soldable.

Después de lograr los criterios establecidos para el diseño de la composición química, se procedió con la fabricación del acero a nivel laboratorio mediante fusión y colada. El acero se procesó mediante laminación en caliente para obtener láminas de 2.3 mm de espesor, se preparó mediante técnicas de metalografía

convencionales, y se caracterizó mediante microscopía óptica, difracción de rayos-X y ensayos de tensión uniaxial.

Las propiedades mecánicas del acero obtenido experimentalmente fueron 1113.4 MPa y 16.8%, resistencia última a la tensión y elongación a fractura, respectivamente, lo cual permite considerar al acero como un “AHSS de tercera generación”. Adicionalmente, se observó que el modelo matemático obtenido predice de manera aproximada la resistencia última a la tensión mostrando un error relativo del 7.3%. Sin embargo, la predicción de la elongación a fractura fue menos precisa mostrando un error relativo de 66%. Lo anterior puede estar relacionado con el hecho de que, para la obtención del modelo de regresión, no se consideraron otros aspectos microestructurales que pueden tener un efecto significativo sobre la elongación a fractura.

Finalmente, se realizó un estudio computacional para investigar el efecto del tamaño de grano austenítico sobre el comportamiento de diagramas CCT, para evaluar de manera indirecta el efecto de la deformación plástica sobre la cinética de las transformaciones de fase. Lo anterior dada su importancia para el desarrollo de láminas delgadas de AHSS de tercera generación. Se consideró la composición química del acero experimental para el cálculo de los diagramas CCT en función del tamaño de grano austenítico. Se observó que el refinamiento de grano austenítico causa, en general, un desplazamiento de la curva de transformación bainítica hacia tiempos más cortos en los diagramas CCT y reduce la templabilidad, lo cual abre la posibilidad de producir láminas delgadas de AHSS, bajo condiciones que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo.

Desde el punto de vista científico y tecnológico los resultados del presente trabajo de investigación representan una gran motivación para el desarrollo de láminas delgadas de AHSS de alto valor agregado bajo condiciones que simulan CAGL.

## Abstract

In the present work, a computational study with the software JMatPro was conducted to investigate the effects of chemical composition on the behavior of continuous cooling transformation (CCT) diagrams calculated from the intercritical range. The temperature at which CCT diagrams were calculated, was that required to produce the following proportion of phases: 50% $\alpha$  (ferrite) + 50% $\gamma$  (austenite). From the results of this study, a chemical composition range was established to obtain appropriate CCT diagrams, from which advanced high-strength steels (AHSS) can be developed under conditions that simulate continuous annealing and galvanizing lines (CAGL).

Additionally, a mathematical model was obtained by multiple linear regression considering a set of chemical compositions reported in the literature for the manufacture of AHSS. Values of the dependent variables or responses (ultimate tensile strength and elongation to fracture) were determined from a set of independent variables represented by alloying elements. The multiple linear regression model allowed us to predict the mechanical properties of AHSS as a function of chemical composition. In addition to the phase transformations kinetics (by CCT diagrams) and mechanical properties (by using the model); the capacity of steel to be welded was evaluated using the Graville's diagram, with a concentration of carbon of 0.150 wt. % and an equivalent carbon of 0.38%, resulting in a value that is within the Zone II of the diagram: Weldable.

After achieving the criteria mentioned above for the design of the chemical composition, the experimental steel was manufactured at laboratory scale by melting and casting. The steel was then processed by hot rolling to obtain hot-rolled steel strips with a thickness of about 2.3 mm, prepared by conventional metallographic methods and characterized by optical microscopy, X-ray diffraction and uniaxial tensile tests.

The mechanical properties of the steel obtained experimentally were 1113.4 MPa and 16.8%, ultimate tensile strength and elongation to fracture, respectively, which allow us to classify the steel within the field of "AHSS of third generation". In addition, ultimate tensile strength and elongation to fracture predicted with the mathematical model exhibited relative errors of 7.3% and 66%, respectively. The higher relative error of elongation to fracture could be related with other microstructural aspects that were not considered to obtain the model.

Finally, a computational study was conducted to investigate the effect of austenite grain size on the behavior of CCT diagrams, to evaluate indirectly the effect of plastic deformation on the kinetics of phase transformations. This was done considering its importance on the development of thin steel sheets of AHSS of third generation. The chemical composition of the experimental steel was considered for the calculation of the CCT diagrams as a function of austenite grain size. It was observed that austenite grain refinement causes, in general, a shift of the bainitic transformation curve towards shorter times in the CCT diagrams, and reduces the ability to form martensite at low cooling rates, which opens the possibility to produce thin sheets of AHSS, under conditions that simulate continuous annealing and galvanizing lines.

From a scientific and technological point of view, the results of this research represent a great motivation for the development of thin sheets of AHSS with high added value under conditions that simulate CAGL.

## **Agradecimientos**

A mi Asesor de Tesis, Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda, por su gran apoyo en todo el posgrado, por su paciencia, por enseñarme como vencer todos los obstáculos que se presentan en la vida, y por su gran contribución para el desarrollo de este trabajo.

A mi Co-asesor de Tesis, Mtro. Antonio Alberto Torres Castillo, por su apoyo y aporte en el desarrollo de este trabajo.

A los miembros del comité tutorial: Dr. Dirk Frederik De Lange, Dr. Salvador Antonio Palomares Sánchez y Dra. María Isabel Lázaro Báez, por el tiempo que dedicaron para la revisión de este trabajo de investigación.

Al CONACYT: Por el apoyo económico otorgado para realizar mis estudios de maestría a través de la beca No. 944166. Asimismo, se agradece el apoyo económico para la adquisición de materiales utilizados en la Tesis, a través del proyecto de Investigación Básica SEP-CONACYT A1-S-35877.

Al Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde por su apoyo para la fabricación del acero y las pruebas de laminación de caliente.

Al personal del Instituto de Metalurgia: Rosa Lina Tovar y Nubia Arteaga Larios por su asistencia técnica y las facilidades brindadas en el Instituto de Metalurgia de la UASLP.

## Símbolos y abreviaturas

<b>HSS</b>	Aceros de alta resistencia (por sus siglas en inglés).
<b>AHSS</b>	Aceros avanzados de alta resistencia (por sus siglas en inglés).
<b>CCT</b>	Transformación de fase en enfriamiento continuo (por sus siglas en inglés).
$\alpha$	Fase ferrita en el acero con estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (BCC, por sus siglas en inglés).
$\alpha_B$	Microconstituyente metaestable del acero (bainita) consistente de un agregado de placas ferrita y partículas de 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>Ac<sub>1</sub></b>	Temperatura crítica de transformación de fase en calentamiento continuo a partir de la cual comienza a formarse la austenita.
<b>T</b>	Temperatura.
<b>Ac<sub>3</sub></b>	Temperatura crítica de transformación de fase en calentamiento continuo a partir de la cual la fase estable es la austenita.
<b><math>\Delta L</math></b>	Cambio de longitud de la probeta.
<b>L<sub>0</sub></b>	Longitud inicial de la probeta.
<b>M<sub>s</sub></b>	Temperatura a la cual comienza la transformación de austenita a martensita.
<b>M<sub>f</sub></b>	Temperatura a la cual finaliza la transformación de austenita a martensita.
<b>TRIP</b>	Aceros de plasticidad inducida por transformación (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>ISO</b>	Aceros isotrópicos (por sus siglas en inglés).

<b>IF</b>	Aceros libres de intersticiales (por sus siglas en inglés).
<b>AUST. SS</b>	Aceros austeníticos inoxidables (por sus siglas en inglés).
<b>BH</b>	Aceros endurecidos por el horneado (por sus siglas en inglés).
<b>MART</b>	Aceros martensíticos (por sus siglas en inglés).
<b>MILD</b>	Aceros de bajo carbono (por sus siglas en inglés).
<b>HSLA</b>	Aceros de alta resistencia y baja aleación (por sus siglas en inglés).
<b>TWIP</b>	Aceros con plasticidad inducida por maclaje (por sus siglas en inglés).
<b>L - IP</b>	Aceros ligeros con plasticidad inducida (por sus siglas en inglés).
<b>ULSAB-AVC</b>	Carrocería ultraligera de acero - concepto de vehículos avanzados (por sus siglas en inglés).
<b>FSV</b>	Vehículos de acero del futuro (por sus siglas en inglés).
<b>CAGL</b>	Líneas de recocido y galvanizado continuo (por sus siglas en inglés).
<b>SEM</b>	Microscopía electrónica de barrido (por sus siglas en inglés).
<b>FEM</b>	Método de elementos finitos (por sus siglas en inglés).
<b>An</b>	Ancho.
<b>A</b>	Alto.
<b>L</b>	Largo.
<b>IBT</b>	Tratamiento isotérmico bainítico (por sus siglas en inglés).
<b>IA</b>	Recocido intercrítico (por sus siglas en inglés).
<b>HAZ</b>	Zona afectada por el calor (por sus siglas en inglés).
<b>UTS</b>	Resistencia última a la tensión (por sus siglas en inglés).
<b>E<sub>f</sub></b>	Elongación a fractura.

## Contenido

Resumen .....	I
Abstract .....	III
Agradecimientos.....	V
Símbolos y abreviaturas .....	VI
Índice de figuras .....	X
Índice de tablas .....	XIII
Índice de ecuaciones.....	XV
Introducción.....	1
1. Factores que afectan la microestructura y propiedades mecánicas de aceros avanzados de alta resistencia y uso de diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT) para su fabricación. ....	4
1.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) .....	4
1.1.1 Construcción e interpretación de diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo (CCT).....	8
1.1.1.1 Cálculo de diagramas CCT.....	11
1.1.1.2 Efecto de la composición química y la deformación plástica sobre el comportamiento de diagramas CCT y sobre las propiedades mecánicas de aceros AHSS.....	16
1.1.2 Efecto de los elementos de aleación y del tratamiento térmico sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de aceros AHSS.....	24
1.1.3 Efecto de la composición química sobre la soldabilidad de aceros .....	32
2. Metodología empleada para el diseño, fabricación y caracterización de un acero avanzado de alta resistencia. ....	35
2.1 Estudio computacional y obtención del modelo.....	38

2.2	Fabricación del acero experimental.....	39
2.3	Técnicas de caracterización .....	43
2.3.1	Composición química.....	43
2.3.2	Caracterización microestructural.....	44
2.3.3	Propiedades mecánicas.....	45
2.3.4	Efecto del tamaño de grano austenítico sobre el comportamiento de diagramas CCT obtenidos intercríticamente con la composición química del acero experimental.....	45
3.	Resultados y discusión del estudio computacional, y de la microestructura y propiedades mecánicas del acero experimental. ....	46
3.1	Diseño de la composición química para el desarrollo de AHSS.....	46
3.2	Obtención del modelo de regresión lineal múltiple y predicción de las propiedades mecánicas .....	61
3.3	Microestructura y propiedades mecánicas del acero obtenido experimentalmente.....	66
3.3.1	Microestructura del acero experimental .....	66
3.3.2	Propiedades mecánicas.....	69
3.4	Efecto del tamaño de grano austenítico sobre el comportamiento de diagramas CCT obtenidos a partir del rango intercrítico .....	71
	Conclusiones.....	79
	Referencias .....	81

## Índice de figuras

<b>Figura 1.</b> Relación entre la resistencia a la tensión y elongación a fractura de aceros grado automotriz convencionales, actuales y futuros (WorldAutoSteel, 2018).....	6
<b>Figura 2.</b> Evolución del uso de AHSS en la carrocería de un vehículo (Anderson D. , 2008). .....	7
<b>Figura 3.</b> Diagrama CCT obtenido en un acero por encima de la temperatura crítica $A_{c3}$ (Rojas J. , 2009).....	10
<b>Figura 4.</b> Efecto de la deformación plástica y la composición química sobre el comportamiento de diagramas CCT (línea sólida) y DCCT (línea punteada) para distintos aceros: A, B y C tratados térmicamente a 850 °C (Kawulok et al, 2016). 18	
<b>Figura 5.</b> Diagrama CCT determinado a partir de 800 °C, temperatura dentro del rango intercrítico (Bräutigam et al, 2018). .....	19
<b>Figura 6.</b> Diagrama CCT obtenido experimentalmente para el desarrollo de aceros AHSS (Li, 2017). .....	20
<b>Figura 7.</b> Diagrama CCT obtenido experimentalmente para el desarrollo de aceros AHSS (Li, 2017). .....	21
<b>Figura 8.</b> Efecto del carbono equivalente sobre el comportamiento de diagramas CCT: $P=0.44$ , $O=0.55$ , $Z=0.54$ , $S=0.61$ , $J=0.71$ (Zhang & Li, 2006).....	23
<b>Figura 9.</b> Representación esquemática de los efectos de los elementos de aleación sobre las transformaciones de fase en aceros (Alvarado, 2013).....	24
<b>Figura 10.</b> Curva esfuerzo-deformación ingenieril en muestras con y sin cobre (Saeidi, 2017). .....	28
<b>Figura 11.</b> Diagrama de Graville (Kurji & Coniglio, 2015). .....	33
<b>Figura 12.</b> Metodología empleada para el desarrollo del proyecto. ....	37
<b>Figura 13.</b> Barra de acero AISI 1015 utilizada como material base para la obtención del acero experimental. ....	40
<b>Figura 14.</b> Horno de inducción Consarc. ....	41
<b>Figura 15.</b> Horno de mufla Nabertherm. ....	41
<b>Figura 16.</b> Probetas obtenidas para el proceso de laminación en caliente.....	42

<b>Figura 17.</b> a) Molino de laminación y probetas laminadas en caliente hasta un espesor de: b) 6 mm y c) 2.3 mm.....	43
<b>Figura 18.</b> Microscopio Olympus GX51.....	44
<b>Figura 19.</b> Diagrama CCT calculado con el programa JMatPro empleando la composición química del acero AISI 1015. ....	47
<b>Figura 20.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del molibdeno sobre la cinética de las transformaciones de fase: a) 0.1, b) 0.2, c) 0.3 y d) 0.4 % peso.....	48
<b>Figura 21.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del silicio sobre la cinética de las transformaciones de fase: a) 0.5, b) 1.0 y c) 1.5 % peso.....	49
<b>Figura 22.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del manganeso sobre la cinética de las transformaciones de fase: a) 1.5, b) 2.0 y c) 2.5 % peso.....	50
<b>Figura 23.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del níquel sobre la cinética de las transformaciones de fase: a) 0.5, b) 1.0 y c) 1.5 % peso.....	51
<b>Figura 24.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del fósforo (izquierda) y carbono (derecha) sobre la cinética de las transformaciones de fase: a) 0.05, b) 0.1, c) 0.15, d) 0.05, e) 0.25 y f) 0.35 % peso. ....	52
<b>Figura 25.</b> Diagramas CCT que muestran el efecto del niobio sobre la cinética de las transformaciones de fase: a) 0.5, b) 0.7 y c) 1.0 % peso.....	53
<b>Figura 26.</b> Diagramas CCT que muestran la variación de los elementos de forma combinada sobre la cinética de las transformaciones de fase. ....	57
<b>Figura 27.</b> Gráficas de residuos o errores obtenidas para la elongación a fractura: a) gráfica de probabilidad, b) errores vs valor ajustado, c) histograma de distribución de residuos y d) orden de observación de residuos. ....	62
<b>Figura 28.</b> Gráficas de residuos o errores obtenidas para la resistencia última a la tensión: a) gráfica de probabilidad, b) errores vs valor ajustado, c) histograma de distribución de residuos y d) orden de observación de residuos. ....	63
<b>Figura 29.</b> Gráficas de probabilidad datos teóricos vs datos experimentales: (a) porcentaje de elongación a fractura y (b) resistencia a la tracción.....	66
<b>Figura 30.</b> Microestructura del acero laminado en caliente obtenida mediante microscopía óptica a diferentes magnificaciones: (a) 50x, (b) 100x.....	67

<b>Figura 31.</b> Diagrama CCT calculado con el programa JMatPro a la temperatura utilizada para la laminación en caliente.....	68
<b>Figura 32.</b> Patrón de difracción de rayos-X del acero laminado en caliente.....	68
<b>Figura 33.</b> Curva esfuerzo vs deformación ingenieril obtenida experimentalmente para el acero laminado en caliente.....	69
<b>Figura 34.</b> Comportamiento de diagramas CCT en función del número de grano ASTM: a) 5.0, b) 5.5, c) 6.0, d) 6.5, e) 7.0, f) 7.5.....	74
<b>Figura 35.</b> Comportamiento de diagramas CCT en función del número de grano ASTM: a) 8.0, b) 8.5, c) 9.0, d) 9.5, e) 10.0, f) 10.5.....	75
<b>Figura 36.</b> Comportamiento de diagramas CCT en función del número de grano ASTM: a) 11.0, b) 11.5, c) 12.0, d) 12.5, e) 13.0, f) 13.5.....	76
<b>Figura 37.</b> Comportamiento de diagramas CCT en función del número de grano ASTM: a) 14.0, b) 14.5, c) 15.0, d) 15.5.....	77

## Índice de tablas

<b>Tabla 1.</b> Límites de composición química permitidos en el programa SteCal (SteCal 3,0, 2010). .....	11
<b>Tabla 2.</b> Límites de elementos de aleación en el programa JMatPro 8.0 (JmatPro, 2020). .....	12
<b>Tabla 3.</b> Composición química de los aceros investigados por Kawulok (Kawulok et al, 2016) (% en peso). .....	16
<b>Tabla 4.</b> Composición química del acero investigado por Bräutigam (Bräutigam et al, 2018) (% en peso). .....	19
<b>Tabla 5.</b> Composición química del acero investigado por Long (Li, 2017) (% en peso). .....	20
<b>Tabla 6.</b> Composición química de los aceros investigados por Zhang (Zhang & Li, 2006) (% en peso). .....	22
<b>Tabla 7.</b> Composición química de los aceros investigados por Wei (Wei et al, 2016) (% en peso). .....	26
<b>Tabla 8.</b> Composición química de los aceros producidos e investigados por Saeidi (Saeidi, 2017) (% en peso). .....	27
<b>Tabla 9.</b> Propiedades mecánicas de los aceros investigados por Saeidi (Saeidi, 2017) .....	27
<b>Tabla 10.</b> Composición química investigada por Kučerová (Kučerová et al, 2016) (% en peso). .....	29
<b>Tabla 11.</b> Propiedades mecánicas y fracción de volumen de austenita retenida obtenidas por Kučerová (Kučerová et al, 2016). .....	29
<b>Tabla 12.</b> Composición química y propiedades mecánicas de aceros de primera, segunda y tercera generación reportados en la literatura. ....	31
<b>Tabla 13.</b> Fórmulas de carbono equivalente y rangos de aplicación (Kurji & Coniglio, 2015). .....	33
<b>Tabla 14.</b> Composición química del acero base AISI 1015 (% en peso). .....	40
<b>Tabla 15.</b> Composición química propuesta para la fabricación del acero experimental. ....	58

<b>Tabla 16.</b> Composición química propuesta para la fabricación del acero experimental de acuerdo con las simulaciones realizadas con el programa JMatPro. ....	59
<b>Tabla 17.</b> Composición química del acero experimental (% peso). ....	60
<b>Tabla 18.</b> Constantes, coeficientes y valores de P obtenidos del modelo de regresión lineal múltiple.....	64
<b>Tabla 19.</b> Comparación entre las propiedades mecánicas obtenidas experimentalmente y con el modelo de regresión lineal múltiple. ....	70

## Índice de ecuaciones

Ecuación 1.....	13
Ecuación 2.....	13
Ecuación 3.....	14
Ecuación 4.....	14
Ecuación 5.....	15
Ecuación 6.....	15
Ecuación 7.....	15
Ecuación 8.....	15
Ecuación 9.....	15
Ecuación 10.....	38
Ecuación 11.....	65
Ecuación 12.....	65

## Introducción

Para la fabricación de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) de tercera generación, en líneas de recocido y galvanizado continuo (CAGL, por sus siglas en inglés), se requiere conocer el efecto de la composición química sobre la cinética de las transformaciones de fase. Variaciones en la composición química, afectan la respuesta del material cuando es sometido 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 (Romero, 2017).

Hasta hace algunos años, algunos componentes de los vehículos como las carrocerías y partes de refuerzo se fabricaban con aceros convencionales de alta resistencia (HSS, por sus siglas en inglés). Sin embargo, las exigencias actuales requieren modificaciones tanto en el diseño del vehículo como en la selección de los materiales utilizados para la fabricación de sus componentes (Vedoya, 2018). Los AHSS 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 HSS, en los que la ductilidad disminuye conforme aumenta la resistencia; los AHSS exhiben propiedades mecánicas excepcionales caracterizadas por una alta resistencia y alta formabilidad, como resultado de microestructuras multifásicas que pueden contener ferrita ( $\alpha$ ), bainita ( $\alpha_B$ ), austenita retenida ( $\gamma$ ) y martensita ( $\alpha'$ ) en cantidades apropiadas (Bhattacharya, 2018), siendo considerados por la industria automotriz como la mejor alternativa para enfrentar los desafíos de seguridad, sustentabilidad y costo (Vedoya, 2018).

Aunque en la actualidad se han desarrollado comercialmente aceros avanzados conocidos como de primera y segunda generación, los aceros de la tercera generación aún están en desarrollo (Bhattacharya, 2018), lo que representa desde el punto de vista científico y tecnológico, un área de oportunidad para su desarrollo.

El enfoque clásico para el desarrollo de AHSS considera el uso de combinaciones especiales de elementos de aleación y/o el control de las velocidades de enfriamiento durante los ciclos térmicos. Esto último, se relaciona con la capacidad de la austenita para transformarse en ferrita, perlita, bainita o martensita en función de la velocidad de enfriamiento, lo cual puede aprovecharse con ventaja en la fabricación de aceros multifásicos. Debido a esto, es de vital importancia conocer los efectos de la composición química sobre el comportamiento de los diagramas CCT para la fabricación de nuevos grados de AHSS.

Desafortunadamente, el uso de estos diagramas no se puede generalizar puesto que la cinética de las transformaciones de fase depende fuertemente de la composición química y condiciones de tratamiento térmico (ej. temperatura de austenización). Por lo general, el desarrollo de AHSS involucra una etapa de recocido intercrítico, sin embargo, actualmente existe poca información referente a los efectos de la composición química sobre el comportamiento de los diagramas CCT determinados a partir del rango intercrítico. Mucha de la literatura disponible muestra que estos diagramas han sido calculados para temperaturas por encima de  $A_{c3}$  (temperatura crítica de transformación de fase en calentamiento continuo a partir de la cual la fase estable es la austenita), lo cual no representa las condiciones reales a las que los AHSS son sometidos durante el procesamiento en líneas de recocido y galvanizado continuo, y por consiguiente, no reflejan la descomposición de la austenita a partir del rango bifásico, entre  $A_{c1}$  (temperatura crítica de transformación de fase en calentamiento continuo a partir de la cual comienza a formarse la austenita) y  $A_{c3}$ .

El objetivo general de este trabajo es estudiar el efecto de la composición química sobre el comportamiento de los diagramas CCT calculados computacionalmente a partir del rango intercrítico, para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia de tercera generación, bajo ciclos térmicos que simulen líneas de recocido y galvanizado continuo.

Los objetivos específicos son los siguientes:

- a) Realizar un estudio computacional acerca de los efectos individuales y combinados de los elementos alfégenos y gammágenos sobre el comportamiento de los diagramas CCT; con el fin de producir diagramas CCT que puedan ser útiles para el desarrollo de AHSS, bajo condiciones que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo.
- b) Evaluar la capacidad de soldabilidad a partir del diagrama de Graville; de tal manera que la composición química elegida para la fabricación del acero experimental sea diseñada para obtener aceros soldables.
- c) Obtener un modelo de regresión lineal múltiple para predecir las propiedades mecánicas de AHSS en función de la composición química, a partir de información reportada en la literatura para la obtención de estos aceros. Con el fin de predecir las propiedades mecánicas del acero que se obtendrá experimentalmente.
- d) Realizar un estudio comparativo entre las propiedades mecánicas predichas con el modelo y las propiedades mecánicas determinadas experimentalmente.
- e) Establecer, de manera indirecta, el efecto de la deformación plástica sobre la cinética de las transformaciones de fase, a partir de las variaciones en el tamaño de grano austenítico. Para proponer rutas de procesamiento para el desarrollo de láminas delgadas de AHSS.

# **1. Factores que afectan la microestructura y propiedades mecánicas de aceros avanzados de alta resistencia y uso de diagramas de transformación en enfriamiento continuo (CCT) para su fabricación.**

## **1.1 Aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)**

Hasta hace algunos años, los aceros de alta resistencia convencionales de primera generación (HSS, por sus siglas en inglés) (Figura 1), fueron utilizados en la industria automotriz para la fabricación de carrocerías y bastidores (Díaz, 2009). Entre los distintos tipos de estos aceros se encuentran los: libres de intersticiales (IF, por sus siglas en inglés), bajo carbono (Mild), isotrópicos (IS, 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) (OTEA, 2008). 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). Como se observa en la Figura 1, 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 en las que se requiere alta tenacidad como en barras de refuerzo y piezas de herramientas (Galan López, 2012).

Los aceros austeníticos inoxidables (AUST. SS, por sus siglas en inglés), aceros con plasticidad inducida por maclaje (TWIP, por sus siglas en inglés) y aceros ligeros con plasticidad inducida (L-IP, por sus siglas en inglés), 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. Es importante mencionar que los AHSS de primera y segunda generación se comercializan actualmente. La tercera generación de AHSS actualmente está en

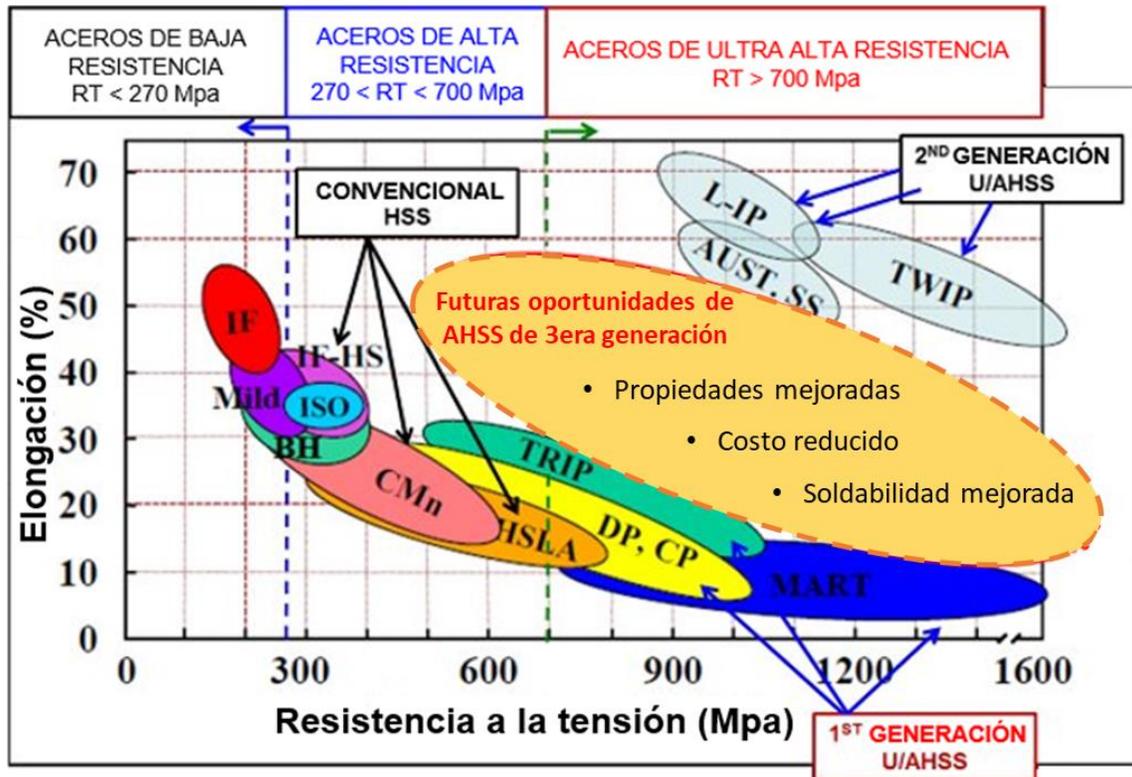
desarrollo, pero se busca que tengan mejores combinaciones de resistencia y ductilidad que los de primera generación, pero a un menor costo y con mejor capacidad de soldabilidad y galvanizado que los de segunda generación (Gray & Donald, 2017).

Recientemente, la industria automotriz ha buscado 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. Tales factores afectan en gran medida el diseño del vehículo y las partes que lo constituyen (Gray & Donald, 2017). Los AHSS de tercera generación surgen como materiales prometedores para satisfacer las necesidades actuales de la industria automotriz. Proyectos como carrocería ultraligera de acero - concepto de vehículos avanzados (ULSAB-AVC, por sus siglas en inglés) y futuro de los vehículos de acero (FSV, por sus siglas en inglés) (Future Steel Vehicle, 2018), muestran la factibilidad del uso de aceros especiales para aligerar los vehículos.

Estos proyectos muestran que uno de los factores importantes en el desarrollo de estos materiales es la obtención de microestructuras consistentes de ferrita, bainita, martensita y austenita retenida, las cuales pueden otorgar al acero propiedades excepcionales.

La obtención de este tipo de estructuras puede lograrse mediante el control apropiado de la composición química y/o mediante el uso de ciclos térmicos apropiados. Aunque existe mucha información acerca del uso de Si y Mn para la obtención de este tipo de microestructuras, es importante mencionar que el uso de estos elementos en cantidades mayores que el 1.5% y 3.0% respectivamente, disminuye la capacidad de soldabilidad y galvanizado del acero. Por lo tanto, la obtención de estructuras multifásicas en aceros de baja aleación es uno de los retos actuales en la industria automotriz. Por otro lado, la falta de información acerca de diagramas CCT obtenidos a partir del rango intercrítico hace difícil la obtención de

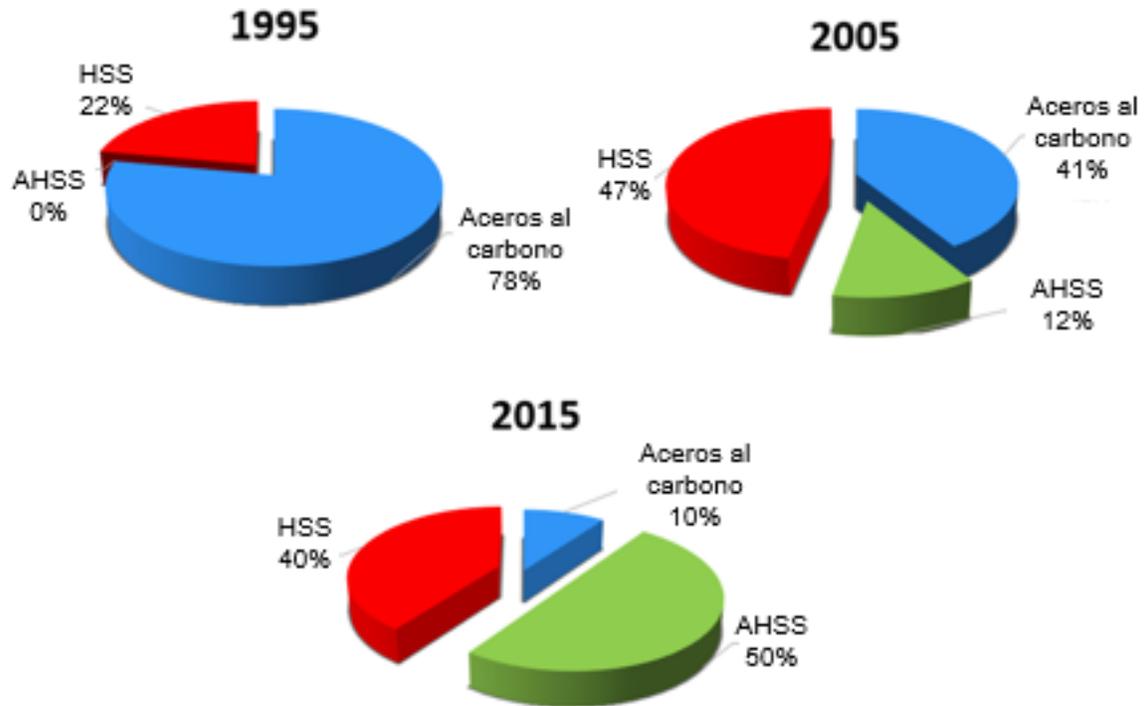
este tipo de aceros bajo condiciones que simulan líneas de recocido y galvanizado continuo (CAGL).



**Figura 1.** Relación entre la resistencia a la tensión y elongación a fractura de aceros grado automotriz convencionales, actuales y futuros (*WorldAutoSteel, 2018*).

La Figura 2 muestra la variación en la cantidad de aceros AHSS de primera generación utilizada para la fabricación de vehículos (Anderson D., 2008). En 1995 los aceros más utilizados para la fabricación de un vehículo eran los aceros convencionales HSS (22%, del acero total utilizado en la fabricación de un vehículo) y aceros al carbono (78%). En el año 2005, el 47% del peso de un automóvil era de aceros HSS y el uso de aceros al carbono se redujo de 78% a 41%. El porcentaje de aceros AHSS (1era generación) utilizados en la fabricación de un vehículo en 2005 fue de 12%. El uso de estos últimos se incrementó hasta 50% en el año 2015,

año en que el uso de aceros HSS se redujo de 47% a 40% y el uso de aceros al carbono tuvo una reducción del 41% a 10% (Alvarado, 2013).



**Figura 2.** Evolución del uso de AHSS en la carrocería de un vehículo (Anderson D. , 2008).

Uno de los inconvenientes en el uso de AHSS de primera generación fue su baja capacidad de formabilidad en casos donde se requiere alta resistencia mecánica y bajo peso. La desventaja principal de los aceros de segunda generación es su alto costo y baja capacidad de soldabilidad y galvanizado. Estos inconvenientes representan la motivación para el desarrollo de aceros avanzados de tercera generación que cumplan con los requerimientos actuales de la industria automotriz.

### 1.1.1 Construcción e interpretación de diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo (CCT)

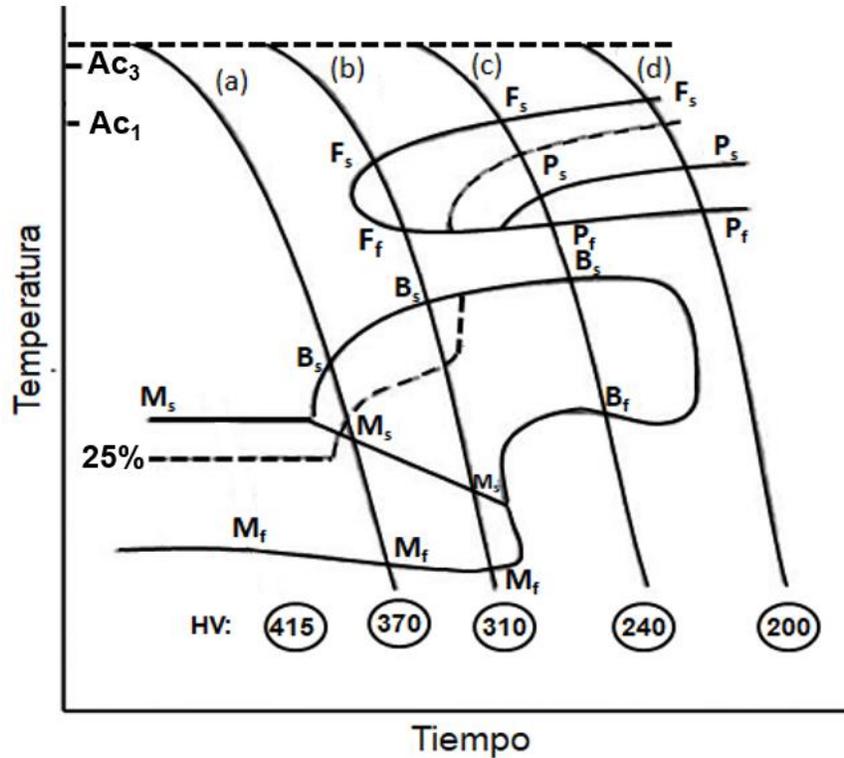
La mayoría de los tratamientos térmicos realizados en aceros se llevan a cabo por enfriamiento continuo más que por mantenimiento isotérmico. Los diagramas que representan la transformación de la austenita durante el enfriamiento se denominan diagramas de transformación de fase en enfriamiento continuo (CCT, por sus siglas en inglés) (Smith, 1993).

En situaciones prácticas, los diagramas CCT desempeñan un papel importante en el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia. Además, se utilizan ampliamente para diseñar tratamientos térmicos específicos y predecir las microestructuras y propiedades mecánicas resultantes. Las curvas de transformación de fase proporcionan información precisa sobre los microconstituyentes formados por la descomposición no isotérmica de la austenita. Desafortunadamente, la disponibilidad de los diagramas CCT construidos para la transformación de la austenita en el rango intercrítico prácticamente no existe en la literatura abierta y, por lo tanto, los mecanismos de transformación aún no se comprenden completamente (Bräutigam et al, 2018).

Por otra parte, la mayoría de los diagramas CCT han sido construidos por encima de la temperatura crítica de transformación  $A_{c3}$  (austenización completa), lo cual no permite estimar de manera precisa las microestructuras que se pueden producir a partir del rango intercrítico. La Figura 3 muestra diagrama CCT obtenido en un acero por encima de la temperatura crítica  $A_{c3}$  (Rojas J. , 2009). Este diagrama muestra el tiempo en escala logarítmica, la temperatura y las curvas a, b, c y d representan las velocidades de enfriamiento. Al final de cada curva de enfriamiento se muestran normalmente los valores de dureza. Las letras F, P, B Y M indican la ferrita, perlita, bainita y martensita, respectivamente, y los subíndices “s” y “f” representan el inicio y el final de las transformaciones de fase, respectivamente.

En el enfriamiento que representa la curva a, la transformación de austenita a bainita inicia en  $B_s$  y termina al cruzar la línea  $M_s$ , temperatura a la cual inicia la transformación martensítica, concluyendo al llegar a la línea  $M_f$ . De manera que la microestructura resultante está formada por bainita y martensita. En la curva b, parte de la austenita transforma a ferrita entre  $F_s$  y  $F_f$ . La austenita remanente se transformará a bainita al cruzar  $B_s$ , y al llegar  $M_s$  el resto de la austenita se transformará a martensita hasta concluir en  $M_f$ . En este caso, la microestructura resultante tendrá una mezcla de ferrita, bainita y martensita. Durante el enfriamiento que representa la curva c, la austenita comienza a transformarse a ferrita en  $F_s$  y concluye dicha transformación al cruzar la curva  $P_s$ , debido al inicio de la transformación perlítica que termina en  $P_f$ . Al descender la temperatura, la austenita remanente transformará a bainita entre  $B_s$  y  $B_f$ , resultando en una microestructura consistente de ferrita, perlita y bainita a temperatura ambiente. Para velocidades de enfriamiento más lentas (curva d), la microestructura consistirá en una mezcla de ferrita y perlita a temperatura ambiente.

Las transformaciones de fase que ocurren dependen de la velocidad de enfriamiento. A mayores velocidades de enfriamiento, la microdureza del acero aumenta debido a la presencia de martensita. Por el contrario, a velocidades más lentas, la microdureza es más baja debido a que se presentan microestructuras de ferrita y perlita, que son más blandas.



**Figura 3.** Diagrama CCT obtenido en un acero por encima de la temperatura crítica  $Ac_3$  (Rojas J. , 2009).

Para una composición dada de acero y una condición de tratamiento térmico, existe una velocidad de enfriamiento crítica en la cual la mayoría de austenita es transformada a martensita. La velocidad de enfriamiento juega un papel muy importante sobre la microestructura y propiedades finales de los aceros (Espeza, 2014).

El calentamiento y el enfriamiento del acero durante los ciclos térmicos pueden variarse intencionalmente con el fin de modificar la microestructura del acero para obtener las propiedades mecánicas deseadas. Dependiendo de la velocidad de enfriamiento, la austenita puede transformarse en estructuras como: ferrita, perlita (ferrita + cementita), bainita y martensita o más comúnmente combinaciones de estas, y donde cada microestructura presenta variaciones y propiedades únicas (Espeza, 2014).

### 1.1.1.1 Cálculo de diagramas CCT

Existen herramientas computacionales basados en modelos matemáticos para predecir las transformaciones de fase en aceros. Varios autores (Hippchen et al, 2016) describen por medio de modelos cinéticos, las distintas transformaciones de fase en aceros bajo condiciones que pueden reproducirse a nivel industrial. El empleo de las ecuaciones que integran los modelos cinéticos permite construir diagramas CCT, permitiendo predecir la microestructura y las transformaciones de fase que ocurren en enfriamiento continuo (Espinoza, 2018)

Entre los diferentes programas utilizados para predecir transformaciones de fase y propiedades mecánicas se encuentra el programa SteCal (SteCal 3,0, 2010), el cual es un programa que permite predecir las fases y propiedades mecánicas en función de la temperatura y la velocidad de enfriamiento. La Tabla 1 muestra el rango de composición permitidos por el programa SteCal.

**Tabla 1.** Límites de composición química permitidos en el programa SteCal (SteCal 3,0, 2010).

Elemento	Porcentaje en peso (%)
C	0.05 a 0.7
Mn	< 2.7
Si	< 2.0
Cr	< 2.5
Ni	< 5.0
Mo	< 1.0

JMatPro (Java-based MATerial PROperties) (JmatPro, 2020) es un programa que permite construir diagramas CCT en aceros en general, incluyendo los de baja, mediana y alta aleación. Considera un mayor número de elementos de aleación y mayores porcentajes de concentración que el programa SteCal para el cálculo de

diagramas CCT (Tabla 2). Como se observa en la Tabla 2, las composiciones en las que fue validado el programa son muy amplias, permitiendo ser utilizado para el desarrollo de nuevos grados de aceros.

**Tabla 2.** Límites de elementos de aleación en el programa JMatPro 8.0 (*JmatPro*, 2020).

Elemento	Porcentaje Max/Min (%)
Fe	> 75
C	< 2.3
Si	< 3.8
Mn	< 1.9
Ni	< 8.9
Cr	< 13.3
Mo	< 4.7
V	< 2.1
W	< 18.6
Al	< 1.3
Cu	< 1.5
Co	< 5.0

La descripción de la cinética de las transformaciones de fase en aceros con el programa JMatPro se basa en el modelo propuesto por Kirkaldy (Kirkaldy & Venugopalan, 1984). Las Ecuaciones (1-9) son empleadas en este programa para describir la transformación de ferrita, perlita y bainita, respectivamente (Saunders, 2003).

El modelo para realizar el cálculo de ferrita y perlita fue primero presentado por Kirkaldy (Kirkaldy & Thomson, 1978) siguiendo las ecuaciones desarrolladas por Zener (Zener, 1946) y Hillert (Hillert, 1957) En el modelo inicial, no se hizo un intento

para poder diferenciar entre las transformaciones difusivas y las displacivas, y la curva “C” se obtuvo utilizando la formula general para el tiempo ( $\tau$ ) para transformar  $x$  fracción de austenita a una temperatura  $T$  (Ecuación 1).

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

donde,

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

También, se asume que el coeficiente de difusión efectivo involucra elementos de aleación de forma análoga a una relación de resistencias en serie ( $R_{\text{eff}}$ ) por lo que:

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

donde,

- $\alpha_j$  es una constante para cada elemento  $j$ .
- $C_j$  es la concentración del elemento  $j$ .
- $Q_{\text{eff}}$  es la energía de activación efectiva para la difusión.

La fórmula modificada es:

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

Donde el término  $N$  asume una incubación transitoria por la cual, para la nucleación en superficies de granos, el tiempo para un volumen transformado determinado varía con el diámetro de grano a la potencia  $\frac{1}{4}$  (de ahí el término  $2^{(N/8)}$ ). Los parámetros de entrada críticos son entonces el tamaño de grano, la temperatura  $Ae_3$  (calculada a partir de la termodinámica), el coeficiente de difusión efectivo,  $Q_{eff}$ , y las constantes empíricas  $\alpha_j$  para cada elemento.  $Q_{eff}$  y  $\alpha_j$  son determinadas empíricamente ajustando las curvas obtenidas mediante el uso de la ecuación anterior a curvas TTT observadas experimentalmente y la formula final para calcular  $\tau$  es:

$$\tau_{0.1\%} = \frac{\exp\left(\frac{2,000}{T}\right)}{2^{N/8}(Ae_3 - T)^3} (60\%C + 90\%Si + 160\%Cr + 200\%Mo) \quad \text{Ecuación 4.}$$

donde las cantidades de cada elemento están en porcentaje en peso. La derivación tal como se realizó anteriormente significa que, una vez que la composición y el tamaño de grano se proporcionan, sólo la temperatura  $Ae_3$  debe de ser calculada. El modelo fue extendido para incluir curvas-C de perlita y bainita, y también para permitir un cálculo general de la cantidad de transformación en función del tiempo a una temperatura determinada. Esto provee tres ecuaciones para la cantidad de transformación de ferrita ( $\tau_F$ ), perlita ( $\tau_P$ ) y bainita ( $\tau_B$ ), respectivamente (Ecuación 5-7) (Kirkaldy, 1991).

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

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

$$\tau_B = \frac{(2.3 + 10\% \text{ C} + 4\% \text{ Cr} + 19\% \text{ Mo}) * 10^{-4}}{6 \times 2^{N/8} * \Delta T^2 * e^{(-27,500/RT)}} * I \quad \text{Ecuación 7.}$$

donde  $\Delta T$  es el subenfriamiento por debajo de la temperatura de transformación relevante de ferrita, perlita y bainita.  $R$  es la constante de los gases, (1.987cal / mol\*K).  $D_f$  y  $D_P$  representan los coeficientes de difusión de la ferrita y perlita, respectivamente, y están dadas por las siguientes ecuaciones:

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

$$\frac{1}{D_p} = \frac{1}{\exp(-27,500/RT)} + \frac{0.5 \text{ Mo}}{\exp(-37,000/RT)} \quad \text{Ecuación 9.}$$

El parámetro  $I$  de las Ecuaciones (5-7) es la fracción de volumen integral como se muestra a la derecha de la Ecuación 1. Para el caso de la bainita, la integral está parcialmente corregida para tener en cuenta la observación experimental (Kirkaldy, 1991).

Una vez que se calcula el diagrama TTT, es posible transformarlo en un diagrama CCT usando reglas de aditividad bien establecidas después de Kirkaldy (Kirkaldy & Thomson, 1978), (Kirkaldy, 1991), (Kirkaldy & Venugopalan, 1984).

### 1.1.1.2 Efecto de la composición química y la deformación plástica sobre el comportamiento de diagramas CCT y sobre las propiedades mecánicas de aceros AHSS

Para diseñar la composición química del acero experimental es necesario entender los efectos de la composición química y de la deformación plástica sobre la cinética de las transformaciones de fase en aceros.

Kawulok y colaboradores (Kawulok et al, 2016), estudiaron el efecto de la composición química y de la deformación plástica sobre el comportamiento de diagramas CCT y DCCT (deformation continuous cooling transformation) para aceros hipoeutectoides. La composición química de los aceros investigados se presenta en la Tabla 3.

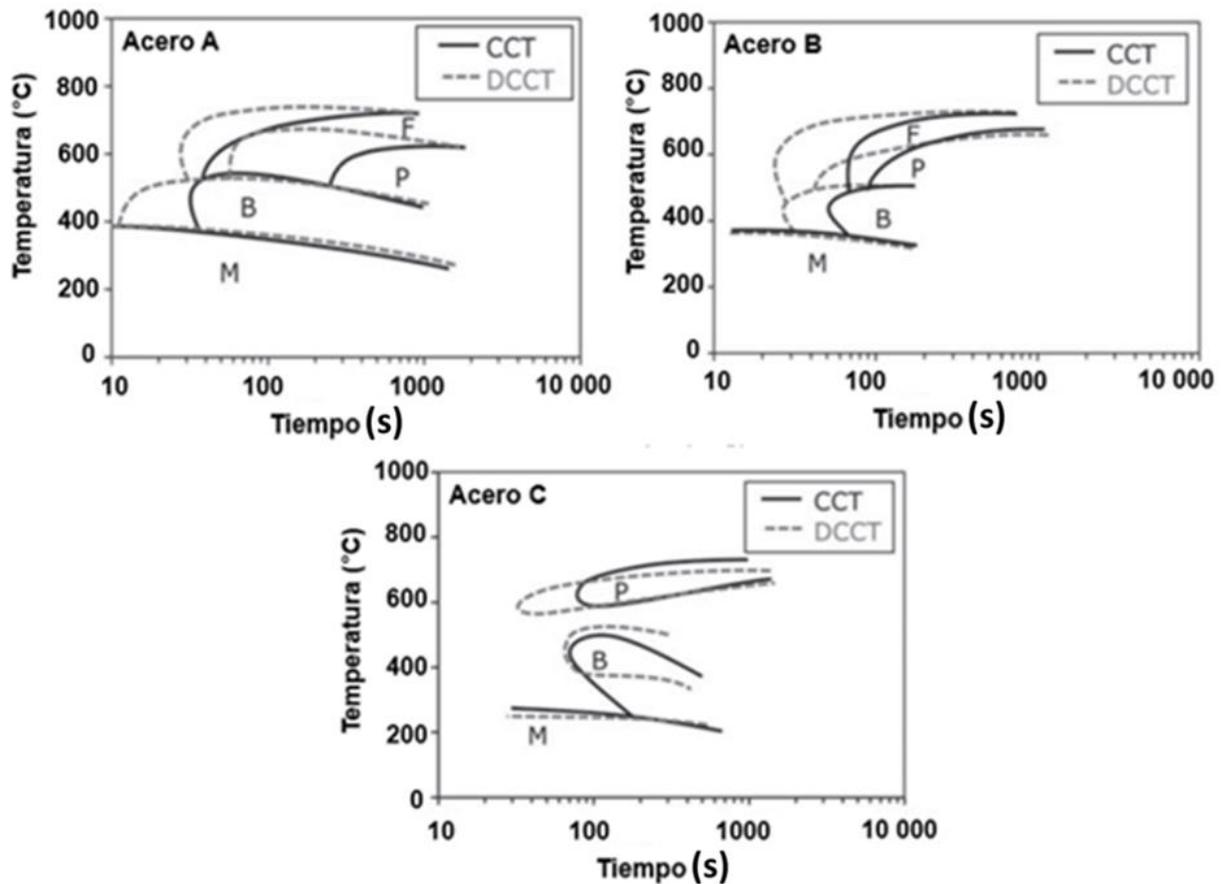
**Tabla 3.** Composición química de los aceros investigados por Kawulok (*Kawulok et al, 2016*) (% en peso).

Elementos	Aceros		
	A	B	C
C	0.17-0.22	0.30-0.34	0.47-0.55
Mn	1.10-1.40	0.60-0.90	0.70-1.10
Cr	1.00-1.30	0.90-1.20	0.90-1.20
Si	Max. 0.40	Max. 0.30	Max. 0.40
V	-	-	0.10-0.25
Ni	-	-	-
Mo	-	-	-
S	0.02-0.04	Max. 0.025	Max. 0.035
P	Max. 0.035	Max. 0.025	Max. 0.025

Se utilizaron muestras cilíndricas de 10 mm de diámetro y 10 mm de longitud, mismas que fueron sometidas a una deformación real de 0.35 con una velocidad de

deformación de  $1 \text{ s}^{-1}$ . Las muestras fueron calentadas durante 120 s a temperaturas de: A, B, C = 850 °C. La Figura 4 muestra los diagramas CCT y DCCT.

Como se observa en la Figura 4, el incremento en el contenido de carbono causa un desplazamiento en las curvas de transformación de la ferrita (F), perlita (P) y bainita (B) hacia tiempos mayores en el diagrama CCT (comparar líneas solidas negras). Aunque el manganeso causa un efecto similar, es claro que su efecto es menor; pues aún y cuando el acero A tiene mayor contenido de manganeso, las curvas de transformación están más a la izquierda que las de los otros dos aceros. La región de no-transformación observada en el acero C, entre la transformación perlítica y la bainítica, es causado aparentemente por la adición del vanadio, pues solamente este acero lo contiene. La deformación plástica previa a los tratamientos térmicos tiene una fuerte influencia sobre la cinética de las transformaciones de fase. La deformación causa que las curvas de F, P y B se desplacen hacia tiempos más cortos. Este comportamiento es atribuido a un tamaño de grano austenítico más pequeño obtenido durante los tratamientos térmicos como resultado de la deformación plástica. La transformación martensítica (M) prácticamente no exhibe un apreciable desplazamiento en función de la deformación plástica, debido a que dicha transformación es adifusional (Kawulok et al, 2016).



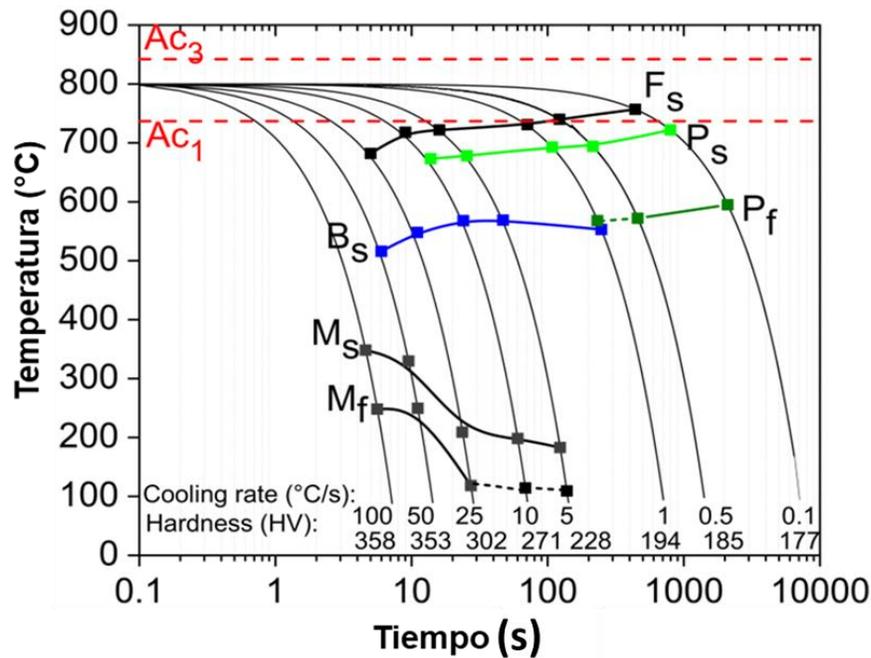
**Figura 4.** Efecto de la deformación plástica y la composición química sobre el comportamiento de diagramas CCT (línea sólida) y DCCT (línea punteada) para distintos aceros: A, B y C tratados térmicamente a 850 °C (*Kawulok et al, 2016*).

Es importante mencionar que, dichos diagramas (CCT y DCCT) no fueron determinados para AHSS, y además fueron obtenidos a temperaturas por encima de la temperatura crítica de transformación  $A_{c3}$ . Sin embargo, permiten conocer los efectos de la composición y la deformación plástica en aceros hipoeutectoides.

Bräutigam y colaboradores (Bräutigam et al, 2018), determinaron experimentalmente diagramas CCT para predecir la microestructura de aceros DP a partir de 800 °C (temperatura dentro del rango intercrítico). La composición química del acero y el diagrama CCT experimental se muestran en la Tabla 4 y en la Figura 5, respectivamente.

**Tabla 4.** Composición química del acero investigado por Bräutigam (*Bräutigam et al, 2018*) (% en peso).

C	Mn	P	S	N	Si	Cu	Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	V	B
0.18	1.80	0.015	0.002	0.007	0.33	0.08	0.05	0.43	0.03	0.015	0.026	0.004	0.0007



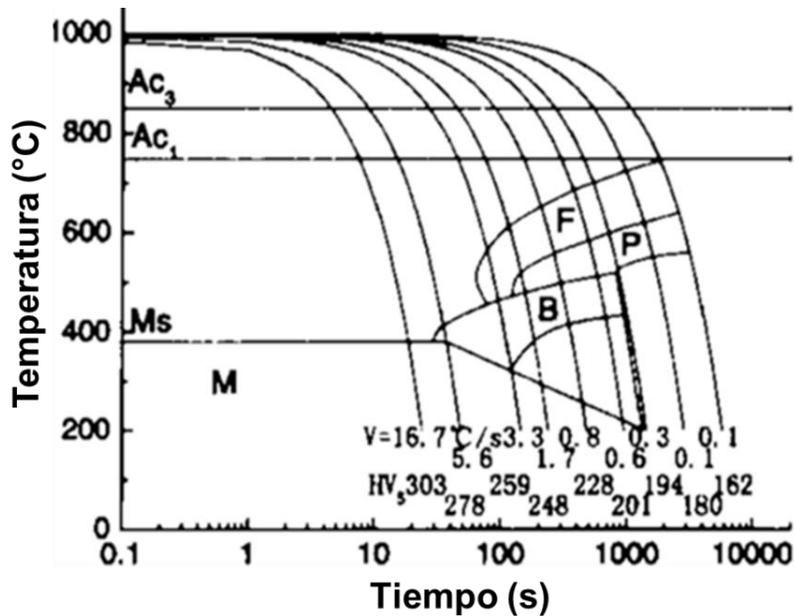
**Figura 5.** Diagrama CCT determinado a partir de 800 °C, temperatura dentro del rango intercrítico (*Bräutigam et al, 2018*).

El diagrama fue desarrollado para aceros de doble fase (DP), las cuales tienen microestructuras principalmente de ferrita y martensita. Se encontró que dichas microestructuras pueden ser obtenidas en el acero investigado a velocidades de enfriamiento de 100 °C/s, lo cual hace difícil su obtención en líneas industriales. Por lo tanto, para el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia es necesario realizar ajustes en la composición química que permitan su obtención en líneas de recocido y galvanizado (CAGL, por sus siglas en inglés).

Long Li, (Li, 2017), estudio el efecto de la composición química y las velocidades de enfriamiento sobre el comportamiento de los diagramas CCT para obtener aceros AHSS. La Tabla 5 muestra la composición química del acero investigado, y la Figura 6 muestra el diagrama CCT obtenido experimentalmente.

**Tabla 5.** Composición química del acero investigado por Long (Li, 2017) (% en peso).

C	Si	Mn	P	S
0.233	1.365	1.540	0.007	0.004



**Figura 6.** Diagrama CCT obtenido experimentalmente para el desarrollo de aceros AHSS (Li, 2017).

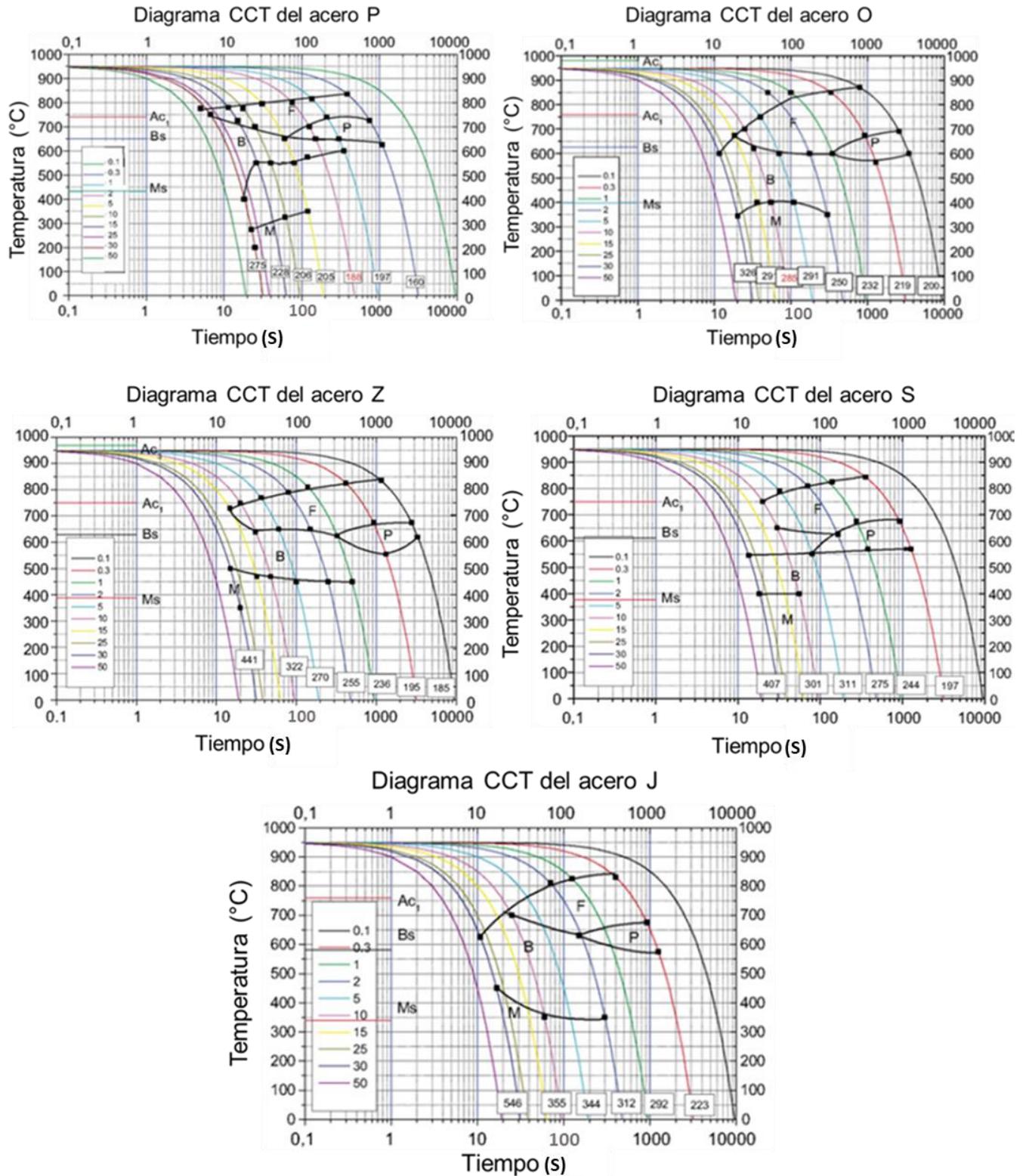
En dicho trabajo se estudió el efecto de la reducción en espesor durante la laminación en caliente y se encontró que un incremento en la reducción en caliente causa un desplazamiento de las curvas de transformación de ferrita, perlita y bainita a tiempos más cortos (izquierda del diagrama) (Figura 7).



**Tabla 6.** Composición química de los aceros investigados por Zhang (*Zhang & Li, 2006*) (% en peso).

Código	C	Mn	Al	Si	P	Ti	V	CE
P	0.11	1.67	0.038	1.19	0.013	-	-	0.44
O	0.21	1.64	1.37	0.31	0.081	-	0.073	0.55
Z	0.24	1.51	1.12	0.27	0.082	-	-	0.54
S	0.26	1.64	1.35	0.39	0.049	0.099	0.053	0.61
J	0.34	1.75	1.32	0.46	0.055	0.12	0.033	0.71

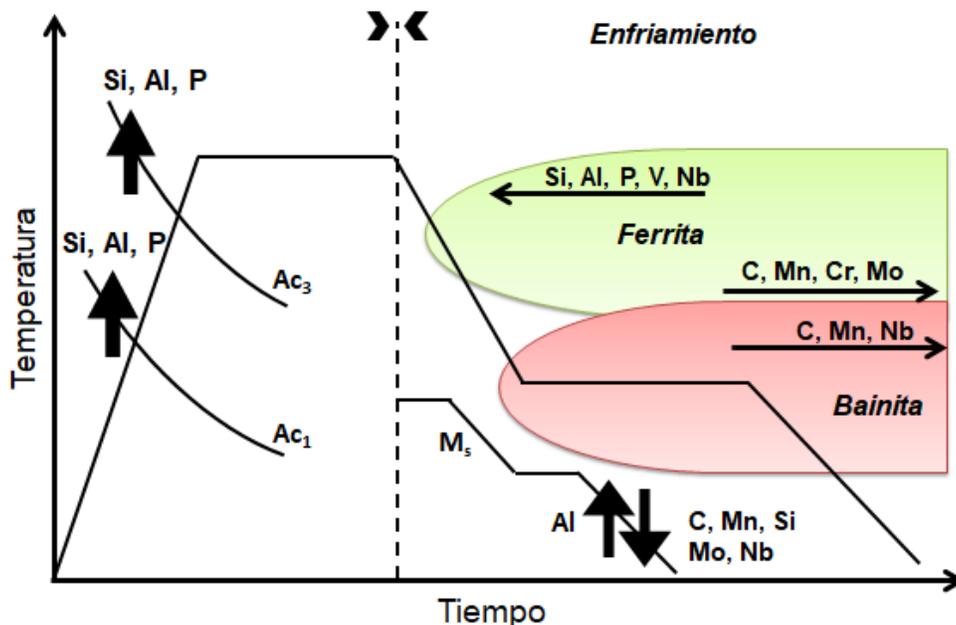
Se sometieron muestras de acero procesado en caliente, con dimensiones de 3.5 mm y 5 mm de longitud, al siguiente tratamiento térmico: calentamiento a 2 K/s hasta lograr una temperatura de austenización de 1200 °C, 3 min de permanencia a dicha temperatura, seguido de un enfriamiento a 5 K/s, partiendo de una temperatura de 950 °C con 2 min de permanencia. Posteriormente, las muestras fueron enfriadas hasta temperatura ambiente a diferentes velocidades de enfriamiento: 0.3, 1, 2, 5, 10, 30 K/s. Se encontró que a medida que aumenta el carbono equivalente, el inicio de las transformaciones de fase se desplaza hacia tiempos más largos. Además, se observó que la dureza de las muestras se incrementa con el aumento en la velocidad de enfriamiento, lo cual se atribuyó a la presencia de bainita y martensita.



**Figura 8.** Efecto del carbono equivalente sobre el comportamiento de diagramas CCT: P=0.44, O=0.55, Z=0.54, S=0.61, J=0.71 (Zhang & Li, 2006).

### 1.1.2 Efecto de los elementos de aleación y del tratamiento térmico sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de aceros AHSS

La composición química de un acero es el factor que más influye en el comportamiento de los diagramas CCT. La Figura 9 muestra el efecto de algunos elementos de aleación en aceros sobre el desplazamiento (indicado por las flechas) de las curvas de transformación (Alvarado, 2013). Como se puede observar, el carácter alfégeno y gammágeno de los elementos de aleación tiene una fuerte influencia para promover o retardar las transformaciones de fase en calentamiento y en enfriamiento, causando un desplazamiento de las curvas de transformación como lo indican las flechas en la figura.



**Figura 9.** Representación esquemática de los efectos de los elementos de aleación sobre las transformaciones de fase en aceros (Alvarado, 2013).

Los elementos alfégenos (Si, Al, P) aumentan las temperaturas críticas  $Ac_1$  y  $Ac_3$ , y desplazan la curva de ferrita hacia la izquierda, disminuyendo así el rango de temperatura sobre el cual la austenita es estable. Los elementos gammágenos desplazan las curvas de ferrita y bainita hacia la derecha, ampliando así el rango de

estabilidad de la austenita. Como se mencionó anteriormente existe mucha información sobre diagramas CCT obtenidos por encima de  $A_{c3}$  para aceros convencionales. Sin embargo, la disponibilidad de diagramas calculados a partir del rango intercrítico para el desarrollo de aceros AHSS es escasa, y para su obtención es necesario conocer los efectos individuales y combinados de cada uno de los elementos de aleación sobre las transformaciones de fase y sobre las propiedades mecánicas resultantes.

Algunos autores han reportado que elementos como el carbono, silicio y manganeso, son muy eficaces para la fabricación de aceros AHSS en los siguientes rangos: 0.2-0.4 %C, 1-2 %Si y 1-12 %Mn (Kučerová et al, 2016). El manganeso se añade con frecuencia a los aceros avanzados de alta resistencia como elemento estabilizador de austenita (Kučerová et al, 2016).

Un comportamiento similar fue reportado por otros investigadores (Alvarado, 2013), quienes investigaron el efecto de Mn entre el 1.5 y 12 % logrando estabilizar la austenita en aceros AHSS. El manganeso incrementa la solubilidad del carbono en la austenita permitiendo su enriquecimiento, y retardando la formación de perlita. Sin embargo, un exceso de Mn puede promover la aparición de carburos en la austenita. Por otra parte, el manganeso y el silicio afectan la química de la superficie del acero dificultando su recubrimiento por inmersión en caliente (Alvarado, 2013).

El silicio se utiliza por su efecto de refuerzo de la solución sólida y por su capacidad para retardar la formación de cementita durante los tratamientos isotérmicos. Cabe destacar que la cementita es indeseable durante la obtención de los AHSS, ya que el carbono requerido para su formación causa el empobrecimiento de la austenita, haciendo difícil su retención a temperatura ambiente (Kučerová et al, 2016). El silicio también tiende a causar problemas durante el galvanizado y la soldadura; motivo por el cual se ha intentado reemplazarlo por otros elementos con efectos similares como el aluminio que también posee un efecto de refuerzo de la solución sólida en

los aceros (aunque no tan fuerte como el silicio), y también ayuda a evitar la precipitación de cementita (Kučerová et al, 2016).

El niobio (Nb) en AHSS refina la microestructura y promueve un aumento en la fracción en volumen de austenita retenida (Kučerová et al, 2016). El cromo (Cr) es un elemento que ayuda al acero a tener un alto esfuerzo a la tensión. Tiene el efecto de aumentar la templabilidad de la austenita y retarda la formación de ferrita durante el enfriamiento. En general, el cromo mejora la resistencia mecánica, la dureza y la resistencia al desgaste durante el procesamiento a altas temperaturas (Alvarado, 2013). Por otro lado, la adición de níquel (Ni) mejora la resistencia a la tensión y la ductilidad, se caracteriza por estabilizar la austenita contribuyendo con su retención a temperatura ambiente (Sung K. , 2003)

El cobre (Cu), al igual que el níquel (Ni), es un estabilizador de austenita y otorga un efecto benéfico sobre la formación de austenita retenida que resulta en el aumento del equilibrio entre resistencia mecánica y ductilidad (Sung K. , 2003).

Wei y colaboradores (Wei et al, 2016) , estudiaron el efecto de la adición del fósforo (P), silicio (Si) y de los tratamientos térmicos de galvanizado continuo sobre la microestructura y propiedades mecánicas de un acero AHSS. Las composiciones químicas de los aceros investigados en dicho trabajo se presentan en la Tabla 7.

**Tabla 7.** Composición química de los aceros investigados por Wei (Wei et al, 2016) (% en peso).

Material	C	Mn	Si	Al	P	Nb	V
Aceros	0.210	1.580	0.050	1.160	0.068	--	--
	0.200	1.500	0.260	1.200	0.007	0.050	0.080

Reportaron que el acero con silicio (Si) presentó buenas propiedades mecánicas con una resistencia a la tensión superior a 840 MPa y una elongación a fractura

superior al 22%. Sin embargo, no se encontraron diferencias significativas en las propiedades mecánicas de ambos aceros, los cuales fueron sometidos a los mismos parámetros de tratamiento térmico. Lo cual ilustra el potencial para reemplazar el Si por adiciones de aluminio (Al) y fósforo (P) sin disminuir la resistencia y la ductilidad; sin embargo, en dicho trabajo no se reportan los diagramas CCT para la fabricación de estos aceros.

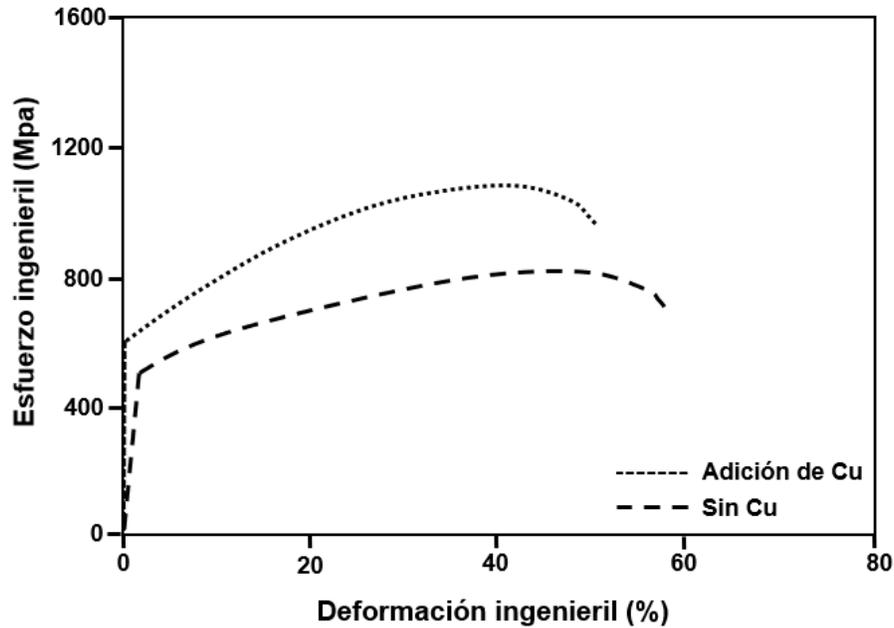
Otros autores (Saeidi, 2017), estudiaron el efecto de la adición del cobre sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de AHSS. Las composiciones químicas de los aceros utilizados se muestran en la Tabla 8. Como se puede observar, el contenido de cobre (Cu) en el acero "A" es de 0.02% en peso, mientras que en el acero "B" es de 2.43% en peso. Las propiedades mecánicas de estos aceros se resumen en la Tabla 9. Como se observa, la adición de cobre incrementa la resistencia a la tensión, sin disminuir significativamente la elongación a fractura.

**Tabla 8.** Composición química de los aceros producidos e investigados por Saeidi (Saeidi, 2017) (% en peso).

Acero	C	Mn	Al	Si	Cu	Cr	S	P
A	0.230	1.650	1.500	0.520	0.020	0.010	0.006	0.018
B	0.210	1.700	1.600	0.520	2.430	0.010	0.060	0.017

**Tabla 9.** Propiedades mecánicas de los aceros investigados por Saeidi (Saeidi, 2017).

Acero	Resistencia a la cedencia (Mpa)	Resistencia a la tensión (Mpa)	Elongación (%)
Sin Cu	475	825	58
Con Cu	600	1081	50



**Figura 10.** Curva esfuerzo-deformación ingenieril en muestras con y sin cobre (Saeidi, 2017).

La Figura 10 muestra una curva esfuerzo vs deformación ingenieril en función del contenido de cobre; se observa que el acero con mayor contenido de Cu resulta en aproximadamente un 50% de elongación total y una resistencia a la tensión de alrededor de 1000 Mpa. Sin embargo, es importante hacer énfasis que en este trabajo no se reportaron diagramas CCT.

El efecto de la composición química sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de AHSS fue reportado por Kučerová (Kučerová et al, 2016). Para ello, se varió el contenido de C, Mn, Si, Cr, Al y Nb. La Tabla 10 muestra la nomenclatura y la composición química de los aceros utilizados en dicho estudio.

**Tabla 10.** Composición química investigada por Kučerová (*Kučerová et al, 2016*)  
(% en peso).

Acero	C	Mn	Si	Cr	Al	Nb
42SiCr	0.400	0.600	2.000	1.300	-	0.030
CMnSiNb	0.200	1.500	2.000	-	-	0.060
CMnSiAlNb	0.200	1.500	0.600	-	1.400	0.060
CMnSiCr	0.200	0.600	2.000	0.800	-	0.004

La Tabla 11 muestra las propiedades mecánicas y la fracción de volumen de austenita retenida.

**Tabla 11.** Propiedades mecánicas y fracción de volumen de austenita retenida  
obtenidas por Kučerová (*Kučerová et al, 2016*).

Acero – Temperatura de austenización	Resistencia a la tensión (Mpa)	Austenita retenida (% vol.)
42SiCr – 900°C	2020	4
42SiCr – 850°C	1035	6
CMnSiNb – 900°C	859	13
CMnSiNb – 850°C	805	15
CMnSiAlNb – 900°C	832	13
CMnSiAlNb – 850°C	741	16
CMnSiCr – 900°C	743	4
CMnSiCr – 900°C	741	8

En aceros aleados con cromo (Cr) la cantidad de austenita retenida obtenida fue menor. El acero 42SiCr con 0.4% de carbono (C) fue predominantemente martensítico.

En los aceros CMnSiNb y CMnSiAlNb se obtuvieron cantidades de austenita de alrededor del 14% en una microestructura consistente mayoritariamente de ferrita y bainita. El acero CMnSiNb alcanzó una resistencia más alta de 859 MPa con un porcentaje de elongación a fractura de 34%, mientras que el acero CMnSiAlNb tuvo 38% de elongación a fractura y una resistencia a la tracción de 832 MPa. Es importante mencionar que éstos fueron obtenidos por encima de la temperatura crítica de transformación  $A_{c3}$ . Además, el contenido de silicio (2%) se considera muy alto para lograr un recubrimiento de buena calidad en CAGL, pues se ha reportado que el silicio por encima de 1.5% peso causa problemas de adherencia durante el galvanizado.

La Tabla 12 muestra una recopilación de las composiciones químicas y las propiedades mecánicas reportadas en la literatura para la obtención de aceros AHSS de primera, segunda y tercera generación. Es importante resaltar que, aunque muchos de ellos tienen propiedades mecánicas excepcionales, las composiciones químicas dejan de ser atractivas para la fabricación de aceros para uso automotriz debido a su elevado costo y baja soldabilidad. Por ejemplo, en el caso del acero con 0.06% C y 22% Mn, aunque sus propiedades mecánicas son muy buenas (resistencia última a la tensión,  $UTS=1450$  MPa, y porcentaje de elongación a fractura,  $\% E_f = 45$ ), el material resulta ser muy costoso por el alto contenido de Mn y es muy difícil de soldar y de galvanizar, limitando la aplicación de este acero en el sector automotriz.

Por otra parte, es importante mencionar que, aunque en muchos de los trabajos enlistados en la Tabla 12 se obtuvieron AHSS, las condiciones bajo las cuales se desarrollaron no necesariamente pueden ser reproducidas a nivel industrial. Por lo tanto, para obtener aceros AHSS que cumplan con los requerimientos actuales de la industria automotriz es necesario tomar en cuenta los distintos requerimientos durante el diseño.

**Tabla 12.** Composición química y propiedades mecánicas de aceros de primera, segunda y tercera generación reportados en la literatura.

N° Aceros	Elementos (%)												Ts (Mpa)	EL (%)	Referencias
	C	Mn	Si	Al	P	Cr	Nb	Ni	Cu	Mo	Ti	S			
1	0,15	1,52	1,53	-	0,70	0,10	-	0,41	0,51	-	-	-	850	34	Sung Kim, 2003
2	0,10	2,01	0,78	0,78	-	-	0,08	1,00	1,01	0,26	-	-	845	35	Wenhao Zhou, 2013
3	0,20	1,50	2,00	-	-	-	0,06	-	-	-	-	-	805	40	Kučerová et al, 2016
4	0,20	1,50	0,60	1,40	-	-	-	-	-	-	-	-	741	41	
5	0,14	1,51	1,49	-	-	-	-	-	0,51	-	-	-	800	38	Trip Steels, 2017
6	0,19	1,76	0,30	1,52	-	-	-	-	-	-	-	-	943	48	
7	0,21	1,70	0,52	1,60	-	-	-	-	2,43	-	-	0,06	1081	50,4	
8	0,23	1,65	0,52	1,50	-	-	-	-	-	-	-	0,06	825	58,1	Saeidi et al, 2017
9	0,07	8,86	-	0,09	-	-	-	2,00	-	1,07	1,04	-	810	6	Yuqing Weng, 2011
10	-	11,90	0,06	0,12	-	-	-	2,06	-	1,12	1,09	-	1000	16	Peter Rudling, 2002
11	0,19	1,76	0,30	1,52	-	-	-	0,007	0,007	0,003	0,002	0,004	800	39	Y.F.Shen, 2015
12	0,17	3,30	0,22	1,70	0,010	-	-	-	-	0,23	-	0,014	850	30,5	Grajcar et al, 2018
13	0,15	10,40	0,17	1,49	-	-	-	-	-	-	-	-	1126	32	Dulal saha, 2017
14	0,10	0,05	0,56	0,12	-	-	-	-	-	-	-	-	453	32,3	
15	0,09	2,11	0,31	0,30	-	-	-	-	-	-	-	-	998	14,7	Wang Feng, 2013
16	0,20	5,00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	950	30	R.B. Ross, 2013
17	0,80	2,01	1,59	-	0,00	1,00	-	-	-	0,24	-	0,002	1018	32	García & Álvarez, 2002
18	0,79	1,98	1,56	1,01	-	1,01	-	-	-	0,24	-	0,002	1420	31	
19	0,12	4,60	0,55	1,10	-	-	-	-	-	-	-	-	1461	8,6	Bocanegra Galván, 2015
20	0,17	3,10	0,22	1,60	0,008	-	0,04	-	-	-	-	0,005	1161	12,4	Grajcar, 2012
21	0,14	1,40	0,30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	949	54	Nina Fonstein, 2004
22	0,16	1,60	0,35	1,60	-	-	-	-	-	-	-	-	899	70,4	
23	0,10	2,01	0,78	0,78	-	-	0,08	1,00	1,01	0,26	-	-	1015	17	Wenhao Zhou, 2013
24	0,10	2,00	0,70	-	-	-	0,07	-	1,00	0,26	-	-	707	35	
25	0,15	1,90	0,26	0,030	0,013	0,413	0,004	0,040	0,018	0,108	0,009	-	1142	11,3	Patricia Costa, 2019
26	0,14	2,11	0,93	0,04	0,01	-	-	-	-	-	-	0,01	860	25	Seung Chul, 2000
27	0,06	0,70	0,50	-	0,07	-	-	-	-	-	-	-	300	40	
28	0,07	0,35	0,01	-	-	-	-	-	-	-	-	-	650	15	DM Field, 2018
29	0,10	1,00	0,50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1000	18	B Yan, 2003
30	0,10	1,00	0,10	-	0,05	-	-	-	-	-	-	-	1000	18	
31	0,10	1,20	0,10	-	-	0,80	-	-	-	-	-	-	1000	18	
32	0,20	8,50	-	1,50	-	-	-	-	-	-	-	-	1373	31,8	Misra, 2019
33	0,15	10,40	0,17	1,49	-	-	-	-	-	-	-	-	1126	32	N. Lun, 2017
34	0,20	1,50	1,50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	800	25	Rafael Colas, 2016
35	0,20	1,50	0,10	1,80	-	-	-	-	-	-	-	-	800	25	
36	0,05	0,56	0,12	0,03	-	-	-	-	-	-	-	-	453	32,3	N. Lun, 2017
37	0,09	2,11	0,31	0,30	-	-	-	-	-	-	-	-	800	25	
38	0,21	1,77	0,28	1,20	0,02	-	0,003	-	-	-	0,10	0,013	620	0,26	Ashok Kumar, 2007
39	0,05	6,15	1,50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1348	10,8	Seawoong Lee, 2010
40	0,23	1,54	1,36	-	0,01	-	-	-	-	-	-	0,004	900	50	Zhang et al, 2006
41	0,06	22,00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1150	45	O Oja, 2019

### 1.1.3 Efecto de la composición química sobre la soldabilidad de aceros

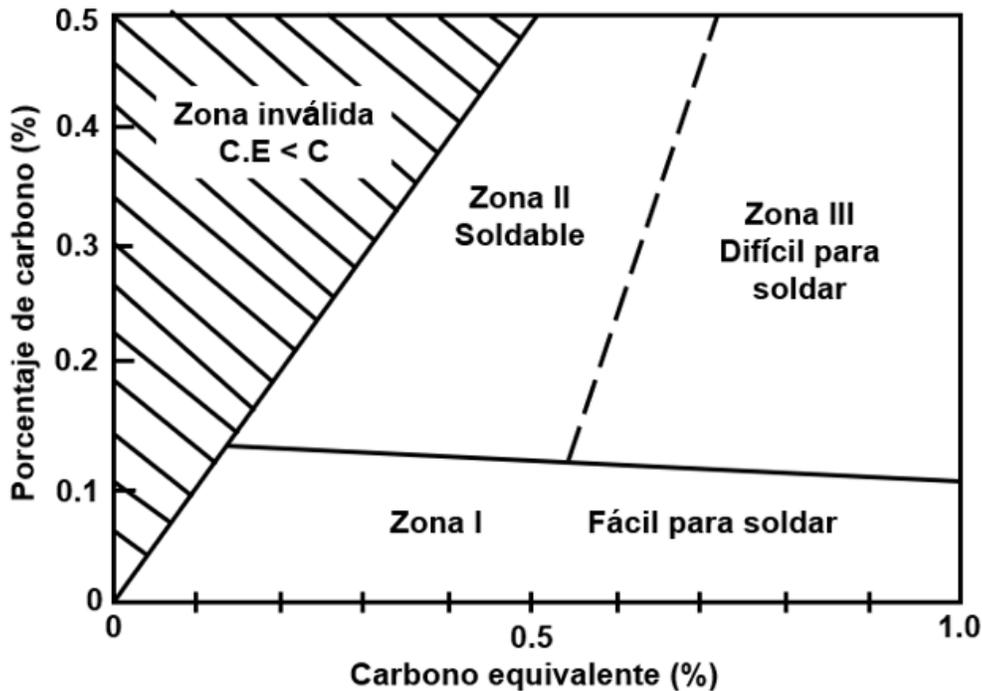
En soldadura de aceros, el cálculo del carbono equivalente (CE) se utiliza para predecir la templabilidad de la zona afectada por el calor (HAZ, por sus siglas en inglés) (Song & Jian, 2017). Las fórmulas de carbono equivalente permiten obtener un valor cuantitativo acerca de la soldabilidad de los aceros) (Kurji & Coniglio, 2015).

Se han propuesto varias fórmulas empíricas (Tabla 13) que ponderan el efecto de los elementos con respecto al carbono (Kurji & Coniglio, 2015). Las fórmulas se dividen en 3 grupos (A, B, C) dependiendo del rango de aplicación. En el grupo A se encuentra  $CE_{HW}$  y  $CE_{WES}$ , los cuales son especificaciones de soldabilidad de aceros estructurales. En el grupo B se encuentra  $CE_{DNV}$  y  $CE_T$  que son designaciones asignadas a aceros con bajo contenido de carbono y en el grupo C se encuentra  $CE_{PLS}$ ,  $CE_{HSLA}$  y  $P_{cm}$ , que son fórmulas utilizadas para determinar el carbono equivalente de aceros para tubería, aceros de alta resistencia y baja aleación, y parámetro de agrietamiento, respectivamente.

Sin embargo, estas fórmulas se encuentran limitadas en un rango de composiciones químicas para su determinación. El valor de  $P_{cm}$  se ha estimado como el mejor índice de susceptibilidad al agrietamiento (Sukurú, 2010). Pero, todavía sigue siendo un tema muy polémico debido a que los altos valores de  $P_{cm}$  no están necesariamente relacionados con una alta susceptibilidad a las grietas (Sam, 2013). Además, ninguna de las fórmulas de carbono equivalente es adecuada para evaluar la temperatura crítica de precalentamiento requerida en los aceros para evitar el agrietamiento (Sukurú, 2010).

**Tabla 13.** Fórmulas de carbono equivalente y rangos de aplicación (Kurji & Coniglio, 2015).

Formula carbono equivalente (CE)	Rango de aplicación	Rango de aplicación
<p>Grupo A</p> $CE_{HW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni+Cu}{15} + \frac{Mo+V}{5}$ $CE_{WES} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$	Aceros C – Mn con alto contenido de CE	$C \leq 0.08\%$
<p>Grupo B</p> $CE_{DNV} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{10} + \frac{Ni+Cu}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{10}$ $CE_T = C + \frac{Mn}{10} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{10}$	Aceros con bajo contenido de CE	$0.08\% \leq C \leq 0.12\%$
<p>Grupo C</p> $P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$ $CE_{PLS} = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn}{16} + \frac{Cu}{16} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{40} + \frac{V}{15}$ $CE_{HSLA} = C + \frac{Mn}{16} + \frac{Ni}{50} + \frac{Cr}{23} + \frac{Mo}{7} + \frac{Nb}{5} + \frac{V}{9}$	Aceros para tubería	$C \leq 0.18\%$



**Figura 11.** Diagrama de Graville (Kurji & Coniglio, 2015).

La Figura 11 muestra un diagrama en el cual se ilustra la capacidad de soldabilidad de aceros en función del contenido de carbono (C) y del carbono equivalente (C.E) (Kurji & Coniglio, 2015). Como se puede observar, la mejor capacidad de soldabilidad se obtiene en aceros de bajo contenido de carbono y baja aleación (Zona I). Para mayores contenidos de carbono y mayor cantidad de elementos de aleación, la capacidad de soldabilidad disminuye, siendo los aceros más difíciles de soldar aquellos con contenidos de C y CE más altos (Zona III).

Para el diseño de nuevos grados de aceros que cumplan con los requerimientos actuales de la industria automotriz, es necesario considerar los efectos de la composición química sobre la cinética de las transformaciones de fase, propiedades mecánicas, soldabilidad y costo. Asimismo, en la fabricación de láminas delgadas de AHSS, es necesario conocer el efecto de la deformación plástica sobre la cinética de las transformaciones de fase y las propiedades mecánicas del producto final.

En la actualidad existe muy poca información relacionada con los efectos de la composición química sobre el comportamiento de diagramas CCT obtenidos a partir del rango intercrítico para el desarrollo de AHSS. Estos diagramas han sido mayoritariamente obtenidos a temperaturas por encima de la temperatura crítica  $A_{c3}$ , lo cual no refleja las condiciones bajo las cuales los aceros AHSS son sometidos durante el procesamiento en una línea de recocido y galvanizado continuo. Por otra parte, estos diagramas no pueden ser generalizados pues cada diagrama es particular para una composición química determinada.

La escasez de información al respecto, y el hecho de que los aceros fabricados a partir de composiciones químicas reportadas en la literatura pudieran ser muy costosos o difíciles de soldar; o incluso difíciles de obtener bajo condiciones de procesamiento industriales, representa la fuerza impulsora para el desarrollo de este proyecto.

## **2. Metodología empleada para el diseño, fabricación y caracterización de un acero avanzado de alta resistencia**

A continuación, se describe el procedimiento empleado para estudiar el efecto de la composición química sobre el comportamiento de diagramas CCT obtenidos a partir del rango intercrítico para obtener AHSS. La Figura 12 resume la metodología utilizada para el desarrollo del trabajo. Los símbolos  $A_n$ ,  $A$  y  $L$  representan el ancho, alto y largo, respectivamente.

En primera instancia, se realizó un estudio computacional con el programa JMatPro 8.0 acerca de los efectos de la composición química sobre la descomposición de la austenita a partir del rango intercrítico. Lo anterior, para obtener un rango de composición química que permitiera obtener diagramas CCT apropiados para el desarrollo de AHSS bajo condiciones que simulan CAGL. Además, se consideraron los siguientes criterios para la fabricación: cinética de transformaciones de fase, soldabilidad, capacidad de galvanizarse y propiedades mecánicas.

Para predecir las propiedades mecánicas del acero experimental, primeramente, se hizo una recopilación de las composiciones químicas y las propiedades mecánicas reportadas en la literatura para aceros AHSS de primera, segunda y tercera generación (Tabla 12). A partir de dicha información se obtuvo un modelo de regresión lineal múltiple que permitiera predecir las propiedades mecánicas de estos aceros en función de la composición química.

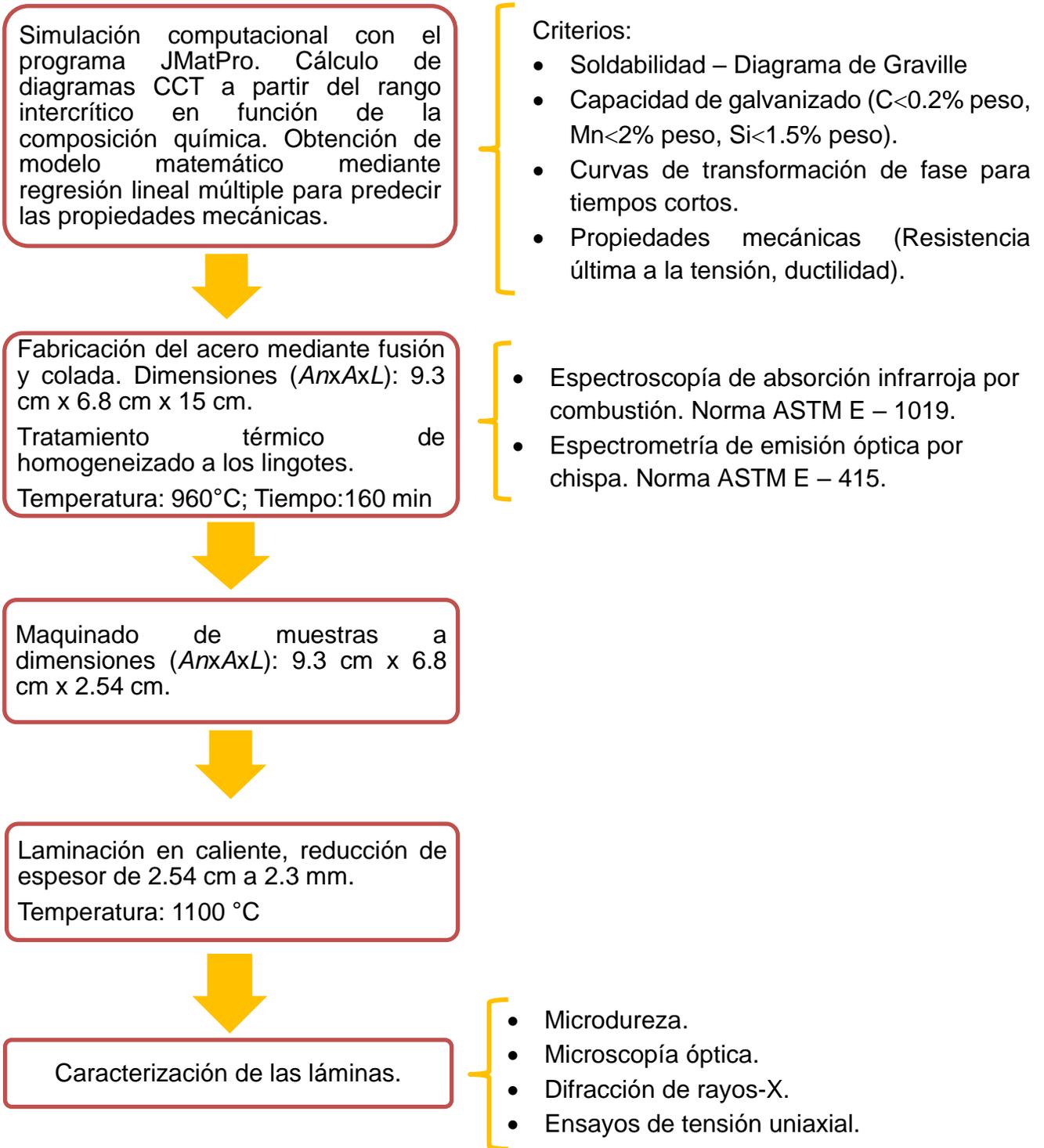
Para cumplir con los requerimientos de soldabilidad en el acero experimental, se utilizó el diagrama de Graville (Figura 11) (Kurji & Coniglio, 2015) y las fórmulas de CE del grupo C como punto comparativo para evaluar de manera indirecta la capacidad de soldabilidad (Kurji & Coniglio, 2015). Estas fórmulas fueron utilizadas debido a que, en este caso, la susceptibilidad máxima al agrietamiento ocurre simultáneamente con altos contenidos de carbono y altos valores equivalentes de carbono (Kurji & Coniglio, 2015).

La capacidad de galvanizado se estimó únicamente considerando no sobrepasar los contenidos máximos reportados en la literatura con los que se han obtenido problemas de adherencia durante el galvanizado de aceros AHSS ( $\text{Si} < 1.5\%$ ,  $\text{Mn} < 2\%$ ) (Zhang et al, 2006).

Para cada variación en la composición química, se determinó el efecto sobre la cinética de las transformaciones de fase, y se estuvieron monitoreando los requerimientos mencionados, con el fin de obtener un acero que pudiera ser utilizado bajo condiciones que pudieran reproducirse a nivel industrial, sin descuidar las propiedades mecánicas, soldabilidad y capacidad de galvanizado.

Una vez obtenidos los resultados deseados, se procedió con la fabricación del acero a escala de laboratorio para validar los resultados. El acero se fabricó teniendo en cuenta los rangos de composición química obtenidos mediante simulación computacional con el programa JMatPro. Los lingotes obtenidos mediante fusión y colada fueron sometidos a un tratamiento térmico de homogeneizado y posteriormente se procesaron mediante laminación en caliente para obtener láminas delgadas de 2.3 mm de espesor. Las láminas tratadas térmicamente fueron caracterizadas mediante distintas técnicas con el fin de entender los efectos de la composición química sobre el comportamiento de los diagramas CCT obtenidos a partir del rango intercrítico, y sobre las propiedades mecánicas resultantes del producto final.

A continuación, se describen detalladamente cada uno de los procedimientos y técnicas de caracterización empleadas para el desarrollo de este proyecto.



**Figura 12.** Metodología empleada para el desarrollo del proyecto.

## 2.1 Estudio computacional y obtención del modelo

Se investigaron los efectos de los elementos de aleación sobre la cinética de las transformaciones de fase para obtener AHSS. Se investigaron los efectos individuales y combinados del C, Mn, Si, P, Cr, Nb, Ni, Cu, Mo, Ti, N y S, sobre el comportamiento de las curvas de transformación de la ferrita, perlita, bainita y martensita. Los diagramas CCT fueron obtenidos a partir de una temperatura dentro del rango intercrítico que permitiera obtener una proporción de fases de 50%  $\alpha$  + 50% $\gamma$ . La composición base utilizada para realizar la modificación de los elementos de aleación fue la de un acero AISI 1015; ya que, en este acero, las cantidades de los elementos a investigar son bajas lo cual permite realizar ajustes para obtener un carbono equivalente apropiado (para obtener un acero soldable) y propiedades mecánicas que cumplan con los requerimientos actuales de la industria automotriz. Además, los cambios en la composición química de este acero pueden permitir el ajuste de las temperaturas críticas de transformación de fase  $Ac_1$ ,  $Ac_3$  y  $Ms$ ; de tal manera que puedan obtenerse diagramas CCT apropiados para el desarrollo de AHSS bajo condiciones que simulan CAGL.

A partir de los valores de los elementos de aleación y las propiedades mecánicas reportadas en la literatura para AHSS de primera, segunda y tercera generación (Tabla 12), se obtuvo un modelo de regresión lineal múltiple con el programa Minitab 18, el cual utiliza las variables independientes para explicar la conducta de la variable dependiente (Cervantes, 2008).

La Ecuación 10 muestra un modelo de regresión lineal múltiple.

$$y_i = b_0 + b_1x_{1i} + b_2x_{2i} + \dots + b_kx_{ki} \quad \text{Ecuación 10.}$$

donde  $(b_0, b_1 \dots b_k)$  son las estimaciones de los coeficientes del modelo de regresión lineal múltiple,  $(x_{1i}, x_{2i} \dots x_{ki})$  son las variables independientes, y  $y_i$  es la variable dependiente. Para la obtención del modelo se utilizaron como variables independientes las concentraciones de los elementos de aleación de aceros reportados en la literatura: C, Mn, Si, Al, P, Cr, Nb, Ni, Cu, Mo y Ti; y como variables dependientes, la resistencia a la tensión y la elongación a fractura.

Para evaluar la confiabilidad del modelo propuesto primeramente se analizó el comportamiento de los residuos o errores obtenidos de la regresión lineal múltiple. Posteriormente, las propiedades mecánicas obtenidas con el modelo propuesto fueron comparadas con las obtenidas experimentalmente (reportadas en la literatura), para obtener el coeficiente de determinación,  $R^2$ , el cual determina la calidad del modelo para replicar los resultados, y la proporción de variación de los resultados que puede explicarse por el modelo.

## **2.2 Fabricación del acero experimental**

Los niveles de C, Mn y Si reportados para aceros de bajo carbono con buena soldabilidad y capacidad de galvanizado son los siguientes: C < 0.2% peso, Mn < 2% peso y Si < 1.5% peso. Estos elementos, al igual que otros como el Al, Ni, Ti, Mo, Cu, Nb y Cr, son clave para el desarrollo de AHSS multifásicos. Considerando lo anterior, se decidió utilizar como material base un acero comercial AISI 1015.

La Tabla 14 muestra la composición química del material utilizado como base para la obtención del acero experimental. Como se puede observar, el acero de partida tiene un bajo contenido de carbono y bajos contenidos de Si, Mn, Ni, Mo y Cr; lo cual puede permitir realizar incrementos en la concentración de los elementos mencionados con el fin de ajustar las propiedades mecánicas, el carbono equivalente, y la cinética de las transformaciones de fase para la obtención de AHSS.

**Tabla 14.** Composición química del acero base AISI 1015 (% en peso).

C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Cu
0.150	0.750	0.260	0.011	0.005	0.080	0.090	0.013	0.003	0.230

La Figura 13 muestra el acero base AISI 1015 que se obtuvo de manera comercial en forma de barra cilíndrica de 3.8 cm de diámetro.



**Figura 13.** Barra de acero AISI 1015 utilizada como material base para la obtención del acero experimental.

El acero experimental se fabricó a escala de laboratorio mediante fusión realizada en un horno de inducción al vacío de la marca CONSARC (Figura 14), donde se obtuvo un lingote con dimensiones de 9.3 cm de ancho x 6.8 cm de alto x 15 cm de largo por medio del vaciado en la lingotera metálica.



**Figura 14.** Horno de inducción Consarc.

El lingote obtenido fue sometido a un tratamiento térmico de homogeneizado que se llevó a cabo en un horno de mufla de la marca NABERTHERM (Figura 15) a 960 °C ( $T > A_{c3}$ ). El tiempo de tratamiento fue de 160 min de acuerdo con los procedimientos de la norma ASTM A36 (Sanchez, 1981), la cual recomienda una hora de permanencia por pulgada de espesor, a temperaturas alrededor de 50°C a 70°C por encima de la temperatura crítica de transformación  $A_{c3}$ .



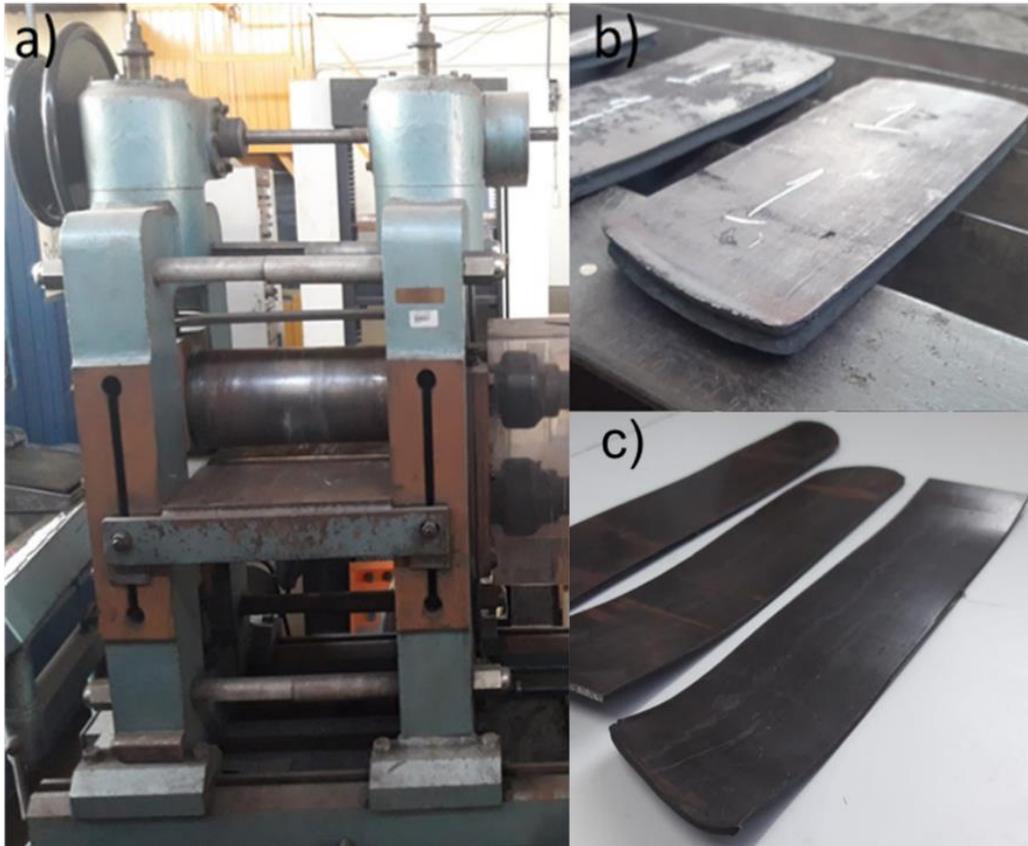
**Figura 15.** Horno de mufla Nabertherm.

El lingote fue seccionado y maquinado para obtener probetas de 9.3 cm de ancho x 6.8 cm de alto x 2.54 cm de espesor (Figura 16).



**Figura 16.** Probetas obtenidas para el proceso de laminación en caliente.

Las probetas fueron deformadas mediante laminación en caliente a 1100°C en un molino de laminación reversible marca HILLE HELICON MK4 (Figura 17 a). La reducción del espesor en el proceso de laminación en caliente fue de 2.54 cm hasta 6 mm (Figura 17 b). Luego, el acero se sometió a un recalentamiento a 1100°C por 10 minutos, y se deformó hasta 2.3 mm de espesor (Figura 17 c) y enfriado al aire. Las probetas laminadas en caliente fueron decapadas con el fin de eliminar el óxido en la superficie.



**Figura 17.** a) Molino de laminación y probetas laminadas en caliente hasta un espesor de: b) 6 mm y c) 2.3 mm.

## 2.3 Técnicas de caracterización

A continuación, se describen las técnicas de caracterización utilizadas para determinar la composición química, observar las características microestructurales y determinar las propiedades mecánicas del acero fabricado:

### 2.3.1 Composición química

La composición química del acero experimental se determinó en un analizador simultáneo de carbono (C) y azufre (S) marca LECO modelo CS230. Las mediciones se realizaron mediante espectroscopía de absorción infrarroja por

combustión de acuerdo con los procedimientos de la norma ASTM E-1019 (ASTM, 2011). La composición química de los elementos restantes se determinó mediante espectrometría de emisión óptica por chispa de acuerdo con la norma ASTM E-415 (ASTM, 2017), empleando un espectrómetro marca SPECTRO modelo M11.

### 2.3.2 Caracterización microestructural

Para la observación de la microestructura, la superficie de las láminas tratadas térmicamente se preparó mediante técnicas de metalografía convencionales, las cuales incluyen el desbaste del material con lijas de carburo de silicio y posterior pulido con pasta de diamante de 3  $\mu\text{m}$  y 1  $\mu\text{m}$ , hasta lograr un acabado tipo espejo.

Posteriormente, las muestras se atacaron químicamente con Nital al 2% (2 %vol.  $\text{HNO}_3$  + 98% vol. alcohol etílico grado reactivo). La observación de la microestructura se realizó mediante microscopía óptica en un microscopio Olympus GX51 (Figura 18). Se utilizó el programa QCapturePro para realizar la captura de las imágenes.



**Figura 18.** Microscopio Olympus GX51.

### **2.3.3 Propiedades mecánicas**

Las propiedades mecánicas se determinaron mediante pruebas de tensión uniaxial para obtener los valores de la resistencia última a la tensión y el porcentaje de elongación a fractura a partir de las curvas esfuerzo vs deformación ingenieril. Para este ensayo, se utilizaron probetas de 36.5 mm de longitud total y 12.5 mm de longitud calibrada, maquinadas a escala de la probeta estándar indicada en la norma ASTM E8 (ASTM, 2016). Estas pruebas se realizaron en una máquina hidráulica universal de ensayos mecánicos marca MTS modelo 810.

### **2.3.4 Efecto del tamaño de grano austenítico sobre el comportamiento de diagramas CCT obtenidos intercríticamente con la composición química del acero experimental**

Para el desarrollo de láminas delgadas de AHSS de tercera generación es necesario conocer los efectos de la deformación plástica sobre el comportamiento de los diagramas CCT. En este sentido, se realizó un estudio computacional acerca de los efectos del tamaño de grano austenítico (obtenido durante el tratamiento intercrítico), sobre la cinética de las transformaciones de fase. Se consideró la composición química determinada experimentalmente en el acero obtenido a escala laboratorio. Este estudio se realizó con la finalidad de evaluar de manera indirecta el efecto de la deformación plástica sobre la cinética de las transformaciones de fase. Se estableció un rango de tamaños de grano que pudieran obtenerse a temperaturas dentro del rango bifásico durante tiempos similares a los utilizados en CAGL.

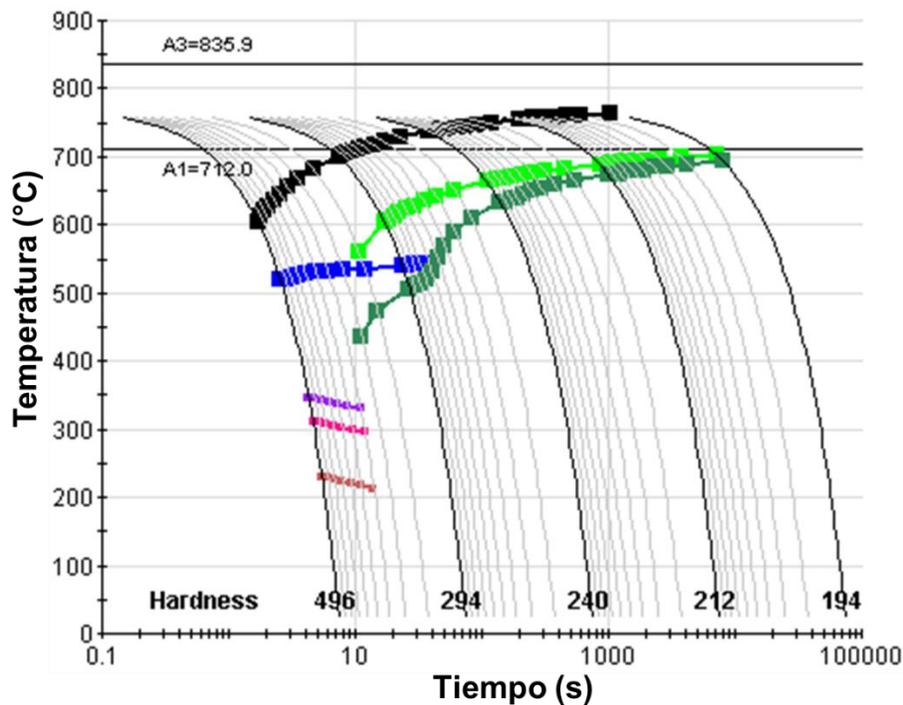
### **3. Resultados y discusión del estudio computacional, y de la microestructura y propiedades mecánicas del acero experimental.**

#### **3.1 Diseño de la composición química para el desarrollo de AHSS**

A partir de las variaciones individuales y combinadas de los elementos de aleación, se pudo establecer el efecto de la composición química sobre la cinética de las transformaciones de fase. Esto es importante para encontrar un rango adecuado de composición química que permita obtener aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) que cumplan con los requerimientos ya mencionados. Es decir, que ofrezcan la posibilidad para ser procesados bajo condiciones similares a las utilizadas en líneas de recocido y galvanizado continuo, y que tengan una buena combinación de resistencia mecánica y ductilidad para satisfacer los requerimientos actuales de la industria automotriz.

La Figura 19 muestra el diagrama CCT obtenido con el programa JMatPro utilizando la composición química nominal del acero base. Como se puede observar, con esta composición química, las curvas de ferrita y perlita se encuentran a la izquierda del diagrama, lo cual dificulta obtener AHSS a velocidades de enfriamiento que puedan reproducirse a nivel industrial. La descomposición de la austenita intercrítica depende de la velocidad de enfriamiento. Los productos en los que la austenita intercrítica se descompone se forman en el siguiente orden: ferrita proeutectoide, perlita, bainita y martensita. Es importante resaltar que el diagrama CCT se determinó para una temperatura de austenización intercrítica requerida para obtener 50% ferrita y 50% austenita. Por lo tanto, las transformaciones observadas durante el enfriamiento correspondan a la transformación de la austenita intercrítica. En consecuencia, las microestructuras formadas al final de los ciclos térmicos pueden tener ferrita intercrítica (~50 %), ferrita proeutectoide, bainita y/o martensita dependiendo de la velocidad de enfriamiento (Bräutigam, 2018).

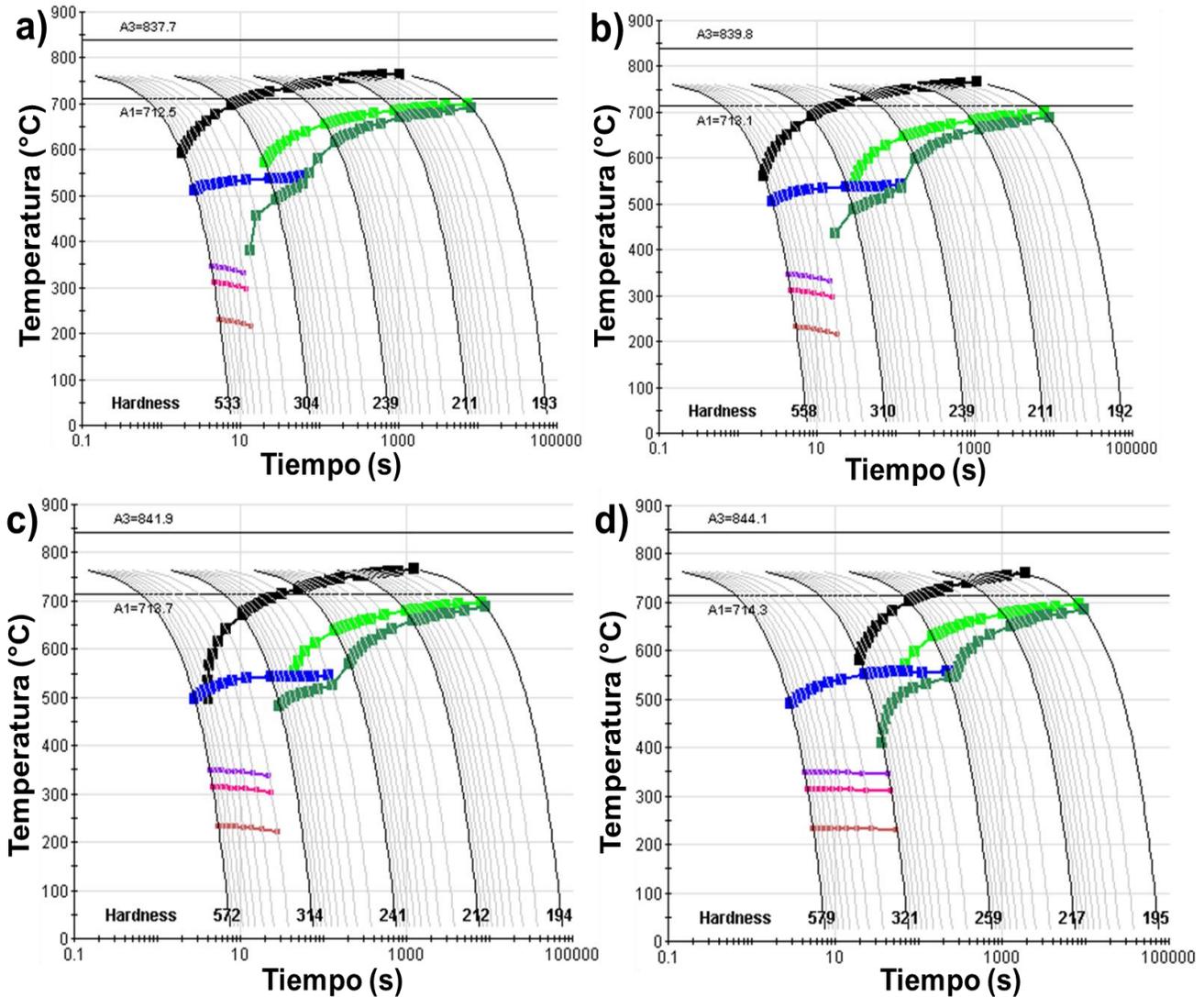
Las Figuras 20 – 25 muestran los diagramas CCT que fueron obtenidos mediante variaciones de los elementos de forma individual para el desarrollo del acero experimental. Cabe resaltar que la composición química de partida para la variación de los elementos de aleación fue la composición correspondiente al acero AISI 1015 (Tabla 14). Las líneas negra, verde y azul, representan las curvas de transformación de ferrita, perlita y bainita, respectivamente. Las líneas morada, magenta y rosa representan el inicio, 50% y 90% de la transformación martensítica, respectivamente. Por otro lado, la temperatura de austenización considerada para calcular los diagramas CCT intercríticos fue la necesaria para obtener 50% ferrita + 50% austenita, ya que se ha reportado que para esa proporción de fases es posible lograr una buena combinación de resistencia mecánica y ductilidad (Kim, 2003).



**Figura 19.** Diagrama CCT calculado con el programa JMatPro empleando la composición química del acero AISI 1015.

La Figura 20 muestra el efecto del molibdeno sobre la cinética de las transformaciones de fase. Se observa que este elemento retarda la transformación

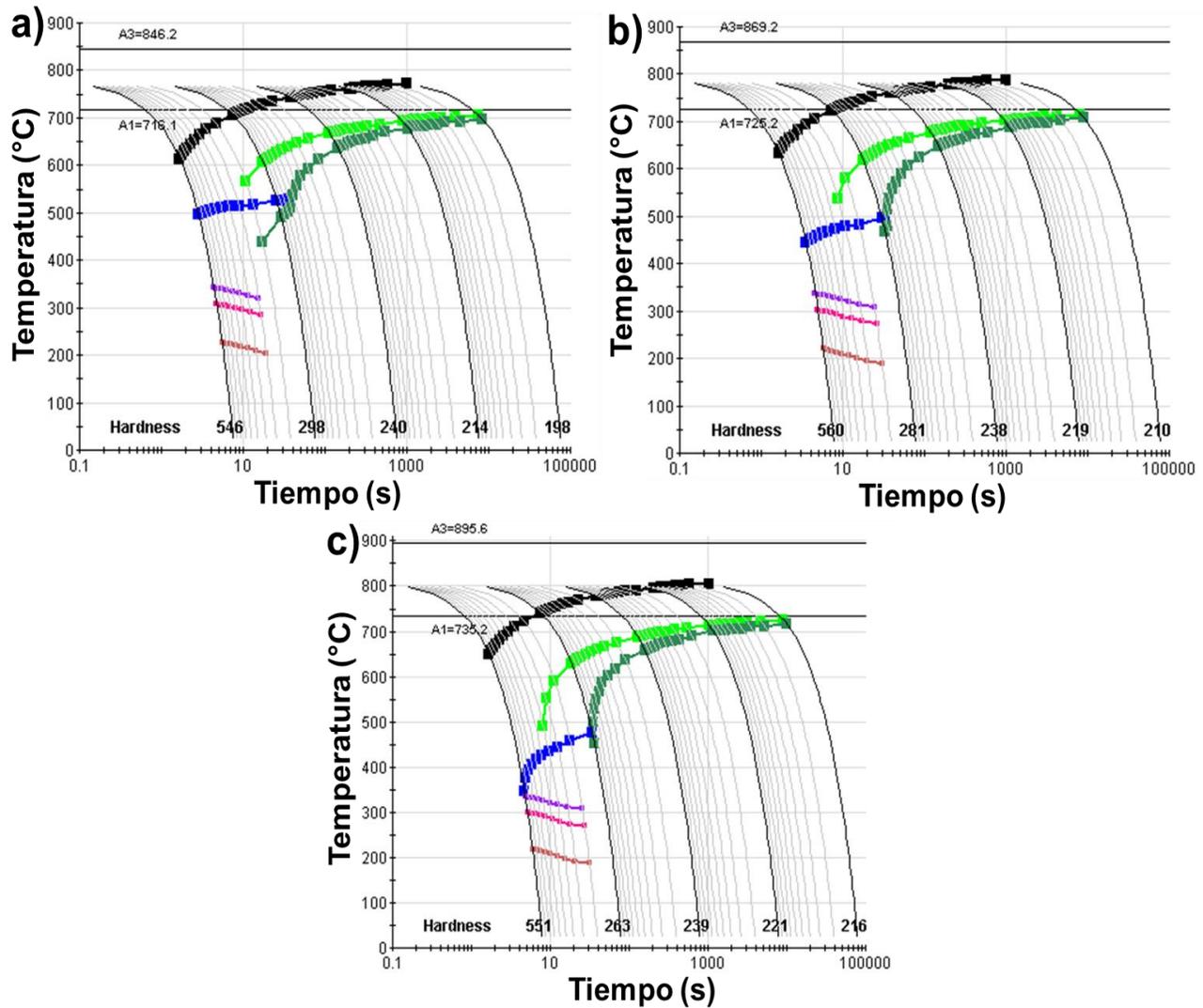
de austenita a ferrita, perlita y bainita desplazando las curvas hacia a la derecha del diagrama CCT. Además, la transformación martensítica puede ocurrir a velocidades más lentas conforme el contenido de molibdeno se incrementa, es decir la templabilidad se incrementa (comparar Figura 20a con 20d).



**Figura 20.** Diagramas CCT que muestran el efecto del molibdeno sobre la cinética de las transformaciones de fase: a) 0.1, b) 0.2, c) 0.3 y d) 0.4 % peso.

La Figura 21 (a, b, c) muestra el efecto del silicio sobre el comportamiento de los diagramas CCT. El incremento en el contenido de silicio causa un aumento en la temperatura de transformación  $A_1$  y un desplazamiento de la curva de la ferrita hacia

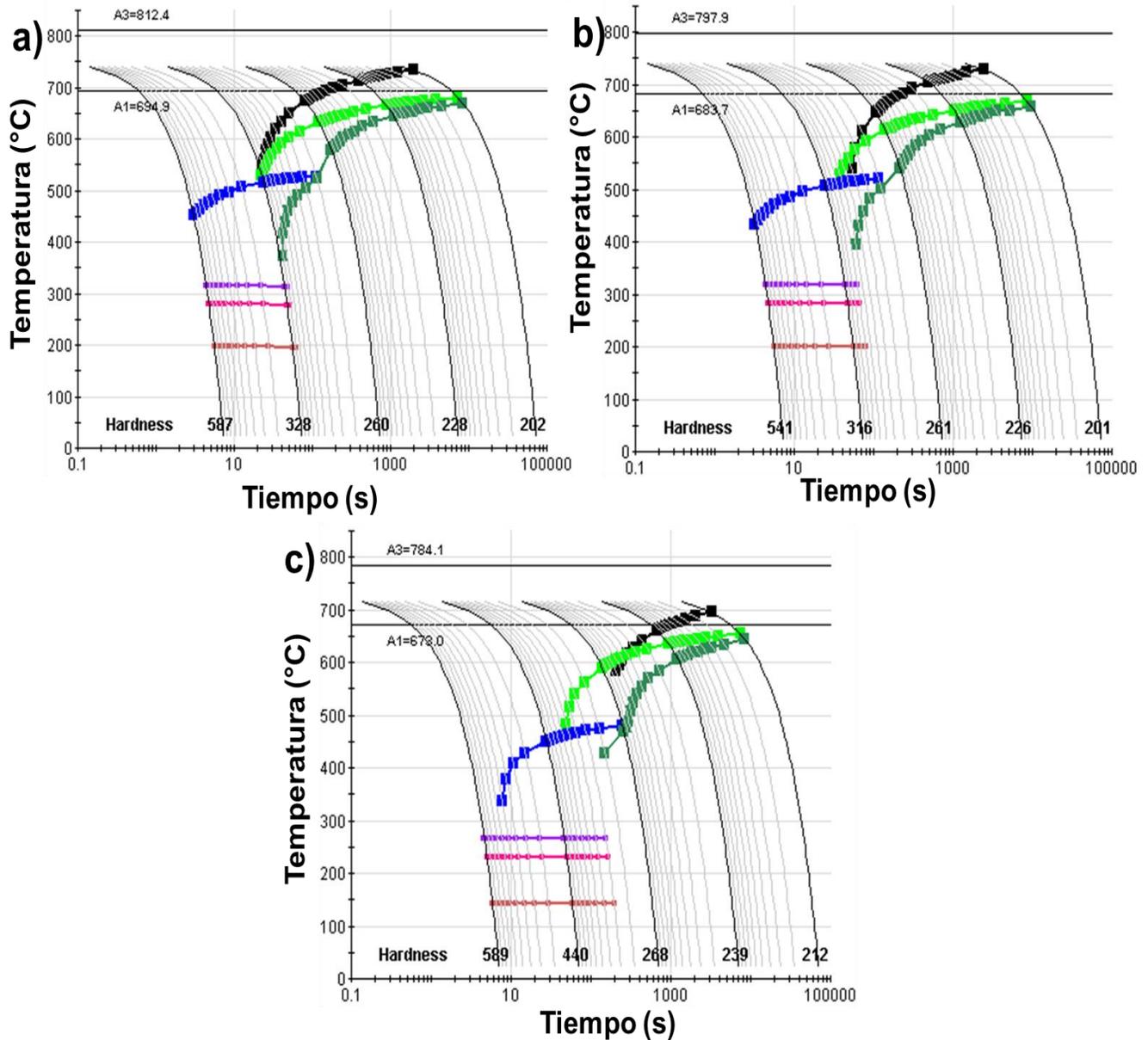
temperaturas más altas. La curva de la transformación bainítica se desplaza hacia temperaturas más bajas con incrementos en el contenido de silicio. Adicionalmente, se observa una ligera disminución en las temperaturas de la transformación martensítica.



**Figura 21.** Diagramas CCT que muestran el efecto del silicio sobre la cinética de las transformaciones de fase: a) 0.5, b) 1.0 y c) 1.5 % peso.

Como se muestra en la Figura 22, el manganeso desplaza las curvas de transformación de la ferrita, perlita y bainita hacia la derecha, disminuye las

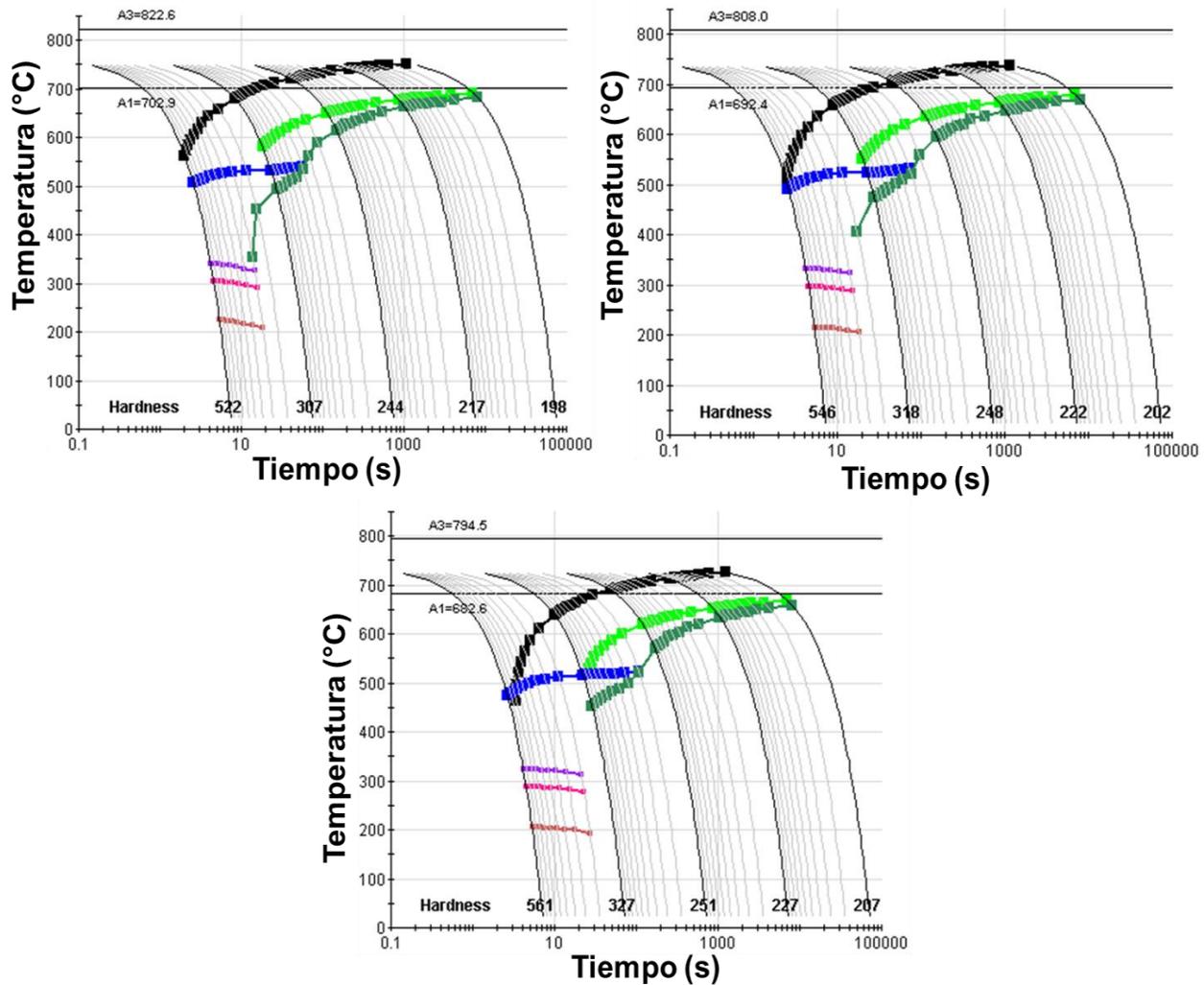
temperaturas de transformación  $A_1$  y  $A_3$ , y desplaza las temperaturas de la transformación martensítica a temperaturas más bajas.



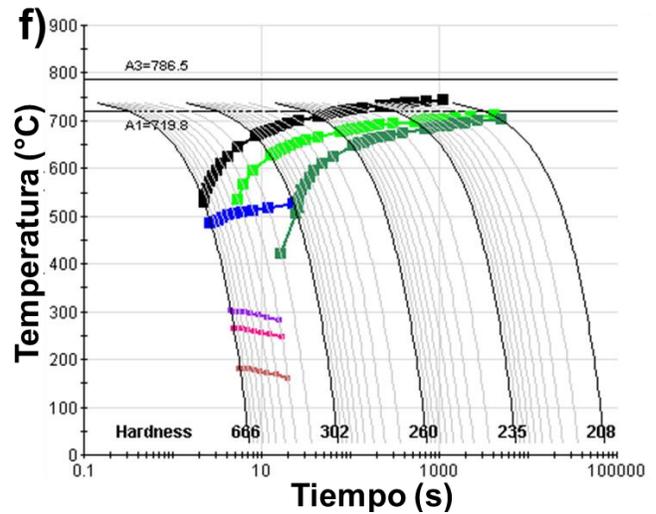
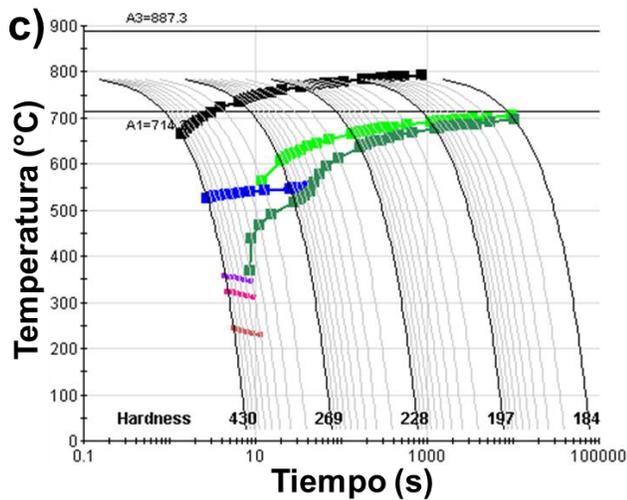
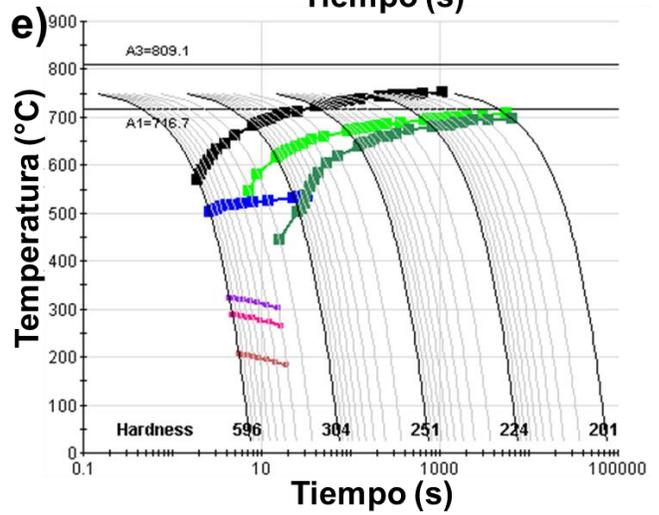
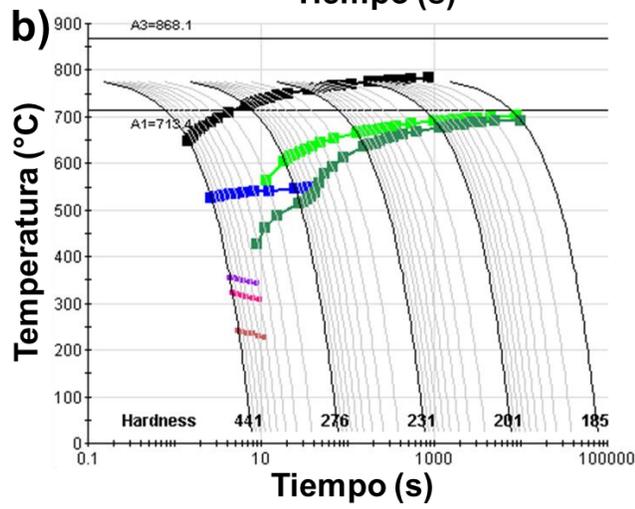
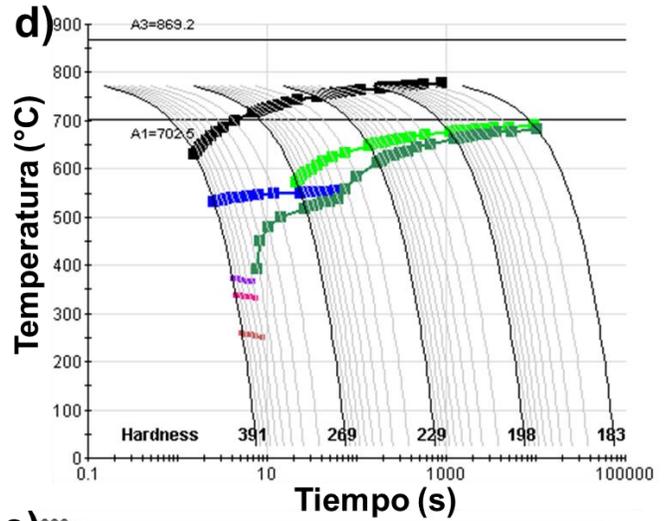
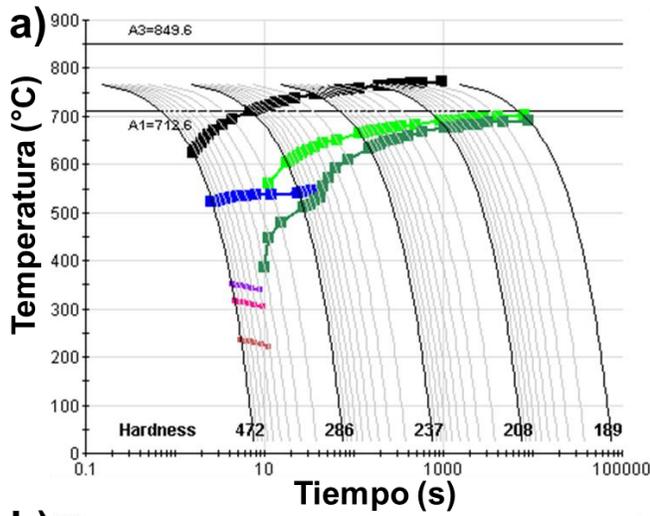
**Figura 22.** Diagramas CCT que muestran el efecto del manganeso sobre la cinética de las transformaciones de fase: a) 1.5, b) 2.0 y c) 2.5 % peso.

El níquel disminuye las temperaturas de transformación  $A_1$  y  $A_3$ , desplaza las curvas de la ferrita, perlita y bainita hacia temperaturas más bajas, y causa una disminución

en las temperaturas de la transformación martensítica (Figura 23). El fósforo principalmente aumenta las temperaturas de transformación  $A_1$  y  $A_3$  (Figuras 24 a, b, c). El carbono incrementa la templabilidad, disminuye la temperatura de transformación  $A_3$  e incrementa la temperatura  $A_1$  (Figuras 24 d, e, f). En el caso de la muestra con 0.05% peso de carbono, se observa que la dureza es incluso menor que la del material base. Sin embargo, cuando la cantidad de carbono es mayor que en el material base, la dureza aumenta significativamente. Este comportamiento está relacionado con la capacidad del acero para endurecer por solución sólida intersticial (comparar Figura 19 con 24d, 24e y 24f).



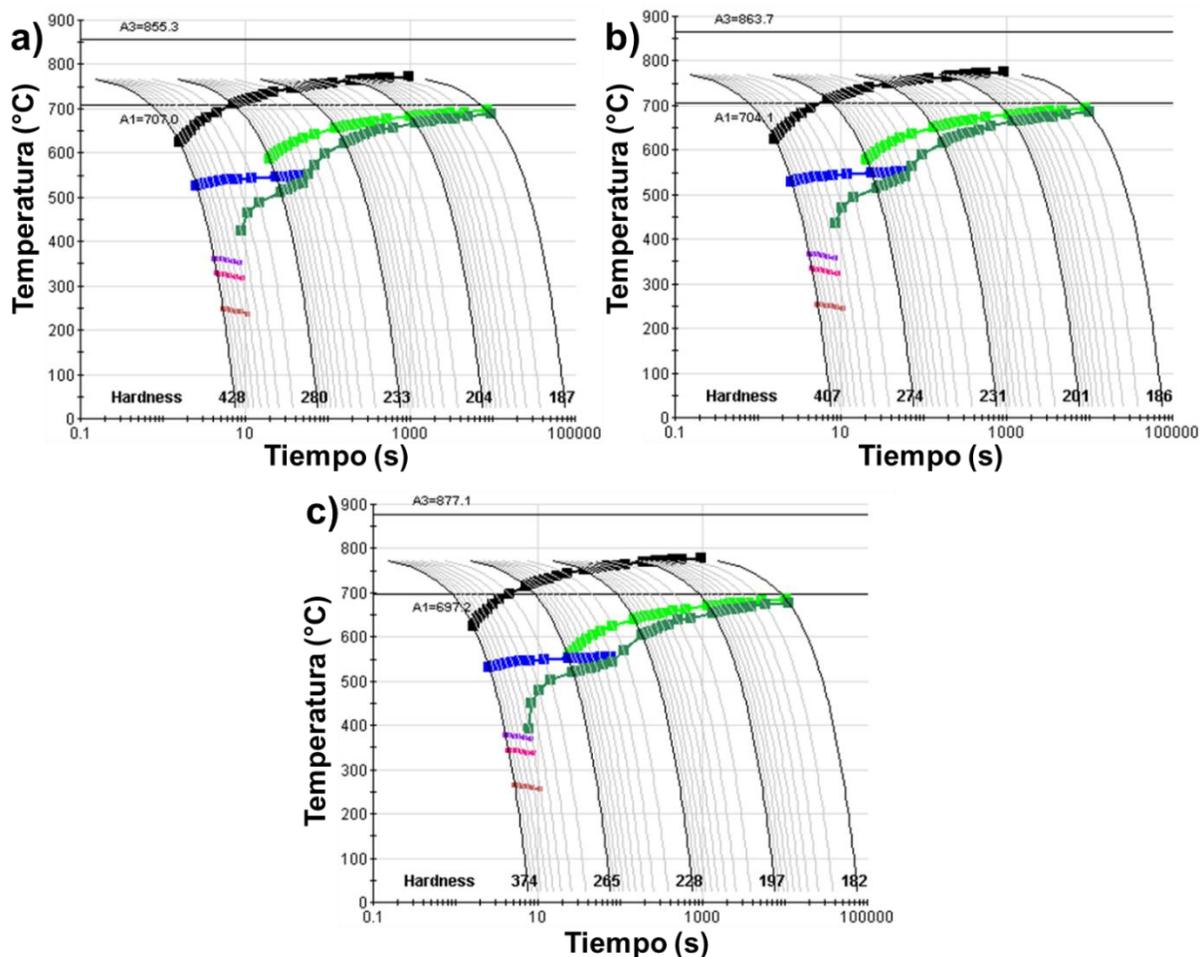
**Figura 23.** Diagramas CCT que muestran el efecto del níquel sobre la cinética de las transformaciones de fase: a) 0.5, b) 1.0 y c) 1.5 % peso.



**Figura 24.** Diagramas CCT que muestran el efecto del fósforo (izquierda) y carbono (derecha) sobre la cinética de las transformaciones de fase: a) 0.05, b) 0.1, c) 0.15, d) 0.05, e) 0.25 y f) 0.35 % peso.

El niobio no tiene un efecto significativo sobre el desplazamiento de las curvas de transformación; sin embargo, causa una disminución en la dureza (Figura 25).

Como se puede observar en los diagramas anteriores, las adiciones de C, Mn, P, Ni, Si y Mo, causan en general un incremento en la dureza del material base, independientemente de la velocidad de enfriamiento. Estos elementos promueven un endurecimiento del acero por solución sólida sustitucional (Mn, P, Ni, Si y Mo) o intersticial (C). Por otro lado, los cambios observados en las transformaciones de fase están estrechamente relacionadas con el carácter alfégeno o gammágeno de estos elementos, según su capacidad para estabilizar a las fases alfa (ferrita) o gamma (austenita) del hierro, respectivamente, (Becerra, 2018).



**Figura 25.** Diagramas CCT que muestran el efecto del niobio sobre la cinética de las transformaciones de fase: a) 0.5, b) 0.7 y c) 1.0 % peso.

De los elementos analizados de forma individual para el cálculo de los diagramas CCT intercríticos, se observó que el Mn desplaza de manera significativa las curvas de la transformación de ferrita y perlita hacia la derecha, y su efecto es menor en la curva de la transformación bainítica (Figura 22). El diagrama obtenido con cantidades de Mn de 2.5% puede ser utilizado para el desarrollo de aceros multifásicos, sin embargo, se ha reportado que adiciones de este elemento por encima del 2% peso, causan una disminución significativa en la capacidad de galvanizado y la soldabilidad en aceros (Lopez Cortez, 2009).

El molibdeno causa un comportamiento similar en las curvas de transformación cuando se agrega en contenidos del orden de 0.4 % peso (Figura 20). Sin embargo, su efecto es menor que el causado por el Mn. Por lo tanto, para modificar las curvas de transformación de fase, capacidad de galvanizado y propiedades mecánicas, es necesario investigar los efectos combinados de los elementos de aleación sobre dichos criterios.

La Figura 26 muestra los diagramas CCT que fueron obtenidos mediante variaciones de los elementos alfégenos y gammágenos en forma combinada para el desarrollo del acero experimental.

Para calcular el diagrama de la Figura 26a se incrementó el contenido de Cu, Al, Mo y Si (elementos presentes en el material base) de 0.23, 0.003, 0.013 y 0.26% peso a 0.50, 0.03, 0.10 y 0.50% peso, respectivamente. Las temperaturas de transformación  $A_1$  (714°C) y  $A_3$  (846.2°C) muestran un pequeño incremento al compararlas con el material base  $A_1$  (712°C) y  $A_3$  (835.9°C). Las curvas de transformación de la ferrita, perlita y bainita, y las temperaturas de la transformación bainítica no muestran un cambio significativo, comparadas con el diagrama calculado con la composición química del acero AISI 1015. El carbono equivalente para esta composición química fue de 0.21%.

Para el diagrama de la Figura 26b, los contenidos de Cu, Al, Mo y Si se mantuvieron constantes (0.50, 0.03, 0.10 y 0.50% peso) y se incrementó el contenido de carbono y manganeso a 0.3 y 2.5% peso, respectivamente. En comparación con el diagrama de la Figura 26a, las temperaturas de transformación  $A_1$  y  $A_3$  se reducen significativamente a valores de 694.3°C y 761.2 °C, respectivamente. Las curvas de transformación de la ferrita, perlita y bainita, se desplazan hacia tiempos mayores en el diagrama. La curva de la transformación bainítica y la transformación martensítica se presentan a temperaturas inferiores. El carbono equivalente para esta composición química fue de 0.47%.

Considerando la composición química obtenida en el caso anterior, se realizaron los siguientes cambios: las concentraciones de Ni y Cu se incrementaron de 0.50 y 0.08% peso a 1.5% peso, el molibdeno y el silicio se aumentaron de 0.1 a 0.3% peso, y de 0.5 a 1.5% peso, respectivamente. Como se puede observar en la Figura 26c, esta modificación en la composición química causa una contracción del rango intercrítico, y un desplazamiento de las curvas de transformación de perlita y bainita hacia la derecha del diagrama y a temperaturas más bajas. La transformación de austenita a ferrita prácticamente se suprime para las velocidades de enfriamiento mostradas en los diagramas, y las temperaturas de la transformación martensítica disminuyen. Con esta composición la templabilidad del acero es mayor que la observada en los casos anteriores (comparar Figura 26c con Figura 26a y Figura 26b). El carbono equivalente para esta composición química fue de 0.53%.

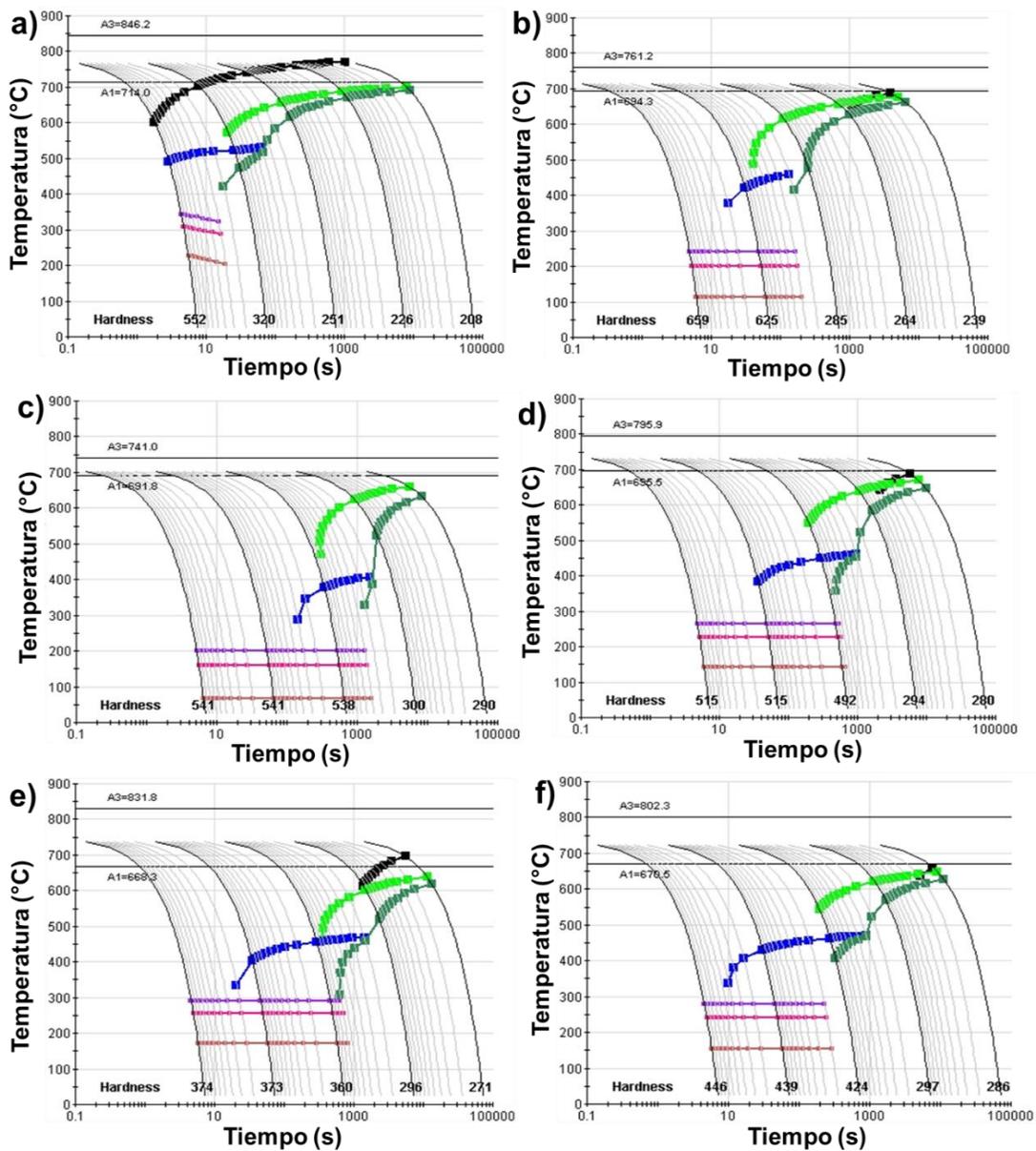
La temperatura de galvanizado en CAGL se realiza a temperaturas entre 425 y 475°C. Por lo tanto, estos resultados muestran que para que la transformación bainítica pueda ocurrir durante la etapa de galvanizado, la curva de transformación bainítica tiene que estar en ese rango. Por lo tanto, a partir de los resultados anteriores, se hicieron los siguientes ajustes: el aluminio se disminuyó de 0.03 a 0.003% peso, el cobre se redujo a 1.00% peso, el Mn se disminuyó de 2.5 a 1.75% peso, el molibdeno se disminuyó de 0.3 a 0.2% peso, el níquel se redujo de 1.5 a 1.0% peso, el carbono se disminuyó de 0.3 a 0.2% peso. En comparación con el

caso anterior, se amplía el rango bifásico, las curvas de transformación de la perlita y la bainita se desplazan a la izquierda del diagrama (tiempos más cortos), las temperaturas de la transformación martensítica se incrementan y la templabilidad disminuye. En este caso, la curva de la transformación ferrítica puede apreciarse a la derecha del diagrama (Figura 26d). Para esta composición química, el carbono equivalente calculado fue de 0.36%.

Para el siguiente caso, se adicionó niobio en una concentración de 0.15% peso, el níquel se redujo de 1.0 a 0.9% peso y el contenido de carbono se disminuyó de 0.2 a 0.1% peso. Esta composición permitió estimar el rango de los elementos críticos para obtener un diagrama CCT que permitiera evitar las transformaciones de ferrita y perlita durante el enfriamiento desde el recocido intercrítico hasta el tratamiento isotérmico bainítico. Sin embargo, de acuerdo con este diagrama (Figura 26e), es necesario promover un desplazamiento adicional de la curva de la transformación bainítica a temperaturas superiores y tiempos más cortos. El carbono equivalente para esta composición química fue 0.25%.

A partir de los resultados obtenidos con la composición química anterior, se realizaron ajustes en los elementos de aleación para disminuir la templabilidad y desplazar la curva de la transformación bainítica a menores tiempos y a temperaturas cercanas a 450°C. Las variaciones en las durezas obtenidas en función de la velocidad de enfriamiento están directamente relacionadas con la capacidad de endurecimiento del acero con los elementos que se modificaron. La Tabla 15 muestra la composición química utilizada para obtener el diagrama CCT que se presenta en la Figura 26f, la cual es la composición química propuesta para desarrollar el acero experimental debido a que cumple con los requerimientos de soldabilidad (concentración de carbono de 0.15% peso y carbono equivalente calculado de 0.38%). De acuerdo con el diagrama de Graville (Kurji & Coniglio, 2015), este resultado cae dentro de la Zona II (acero soldable). Además, esta composición química permite desarrollar aceros multifásicos bajo condiciones que simulan CAGL.

Es importante tener en cuenta que la fabricación de un acero mediante fusión y colada es difícil cuando se considera un solo valor para cada elemento, esto es debido a que se tienen que realizar ajustes en la composición química antes de vaciar el acero. Por esta razón, se realizaron simulaciones adicionales para establecer un rango de composición química, de tal forma que los diagramas CCT siguieran siendo adecuados para desarrollar aceros multifásicos.



**Figura 26.** Diagramas CCT que muestran la variación de los elementos de forma combinada sobre la cinética de las transformaciones de fase.

**Tabla 15.** Composición química propuesta para la fabricación del acero experimental.

Elementos	(% peso)
C	0.150
Cr	0.090
Si	1.100
Al	0.003
Mn	2.000
Ni	0.800
Mo	0.250
Nb	0.250
Cu	1.000
P	0.011
S	0.020

La Tabla 16 muestra el rango de composición química que se propuso para la fabricación del acero experimental a partir de los diagramas obtenidos con el programa JMatPro.

**Tabla 16.** Composición química propuesta para la fabricación del acero experimental de acuerdo con las simulaciones realizadas con el programa JMatPro.

Elementos	(% peso)
C	0.130 – 0.160
Si	1.100 – 1.300
Cr	0.080 – 0.100
Al	0.002 – 0.004
Mn	1.800 – 2.100
Ni	0.700 – 0.950
Mo	0.240 – 0.260
Cu	0.950 – 1.100
Nb	0.230 – 0.250
P	0.010 – 0.030
S	0.010 – 0.040

La Tabla 17 muestra la composición química del acero obtenida experimentalmente en el acero laminado en caliente. Como se puede observar, las concentraciones de los elementos de aleación propuestas (Tabla 15) son similares a las concentraciones obtenidas experimentalmente (comparar Tablas 15 y 17).

**Tabla 17.** Composición química del acero experimental (% peso).

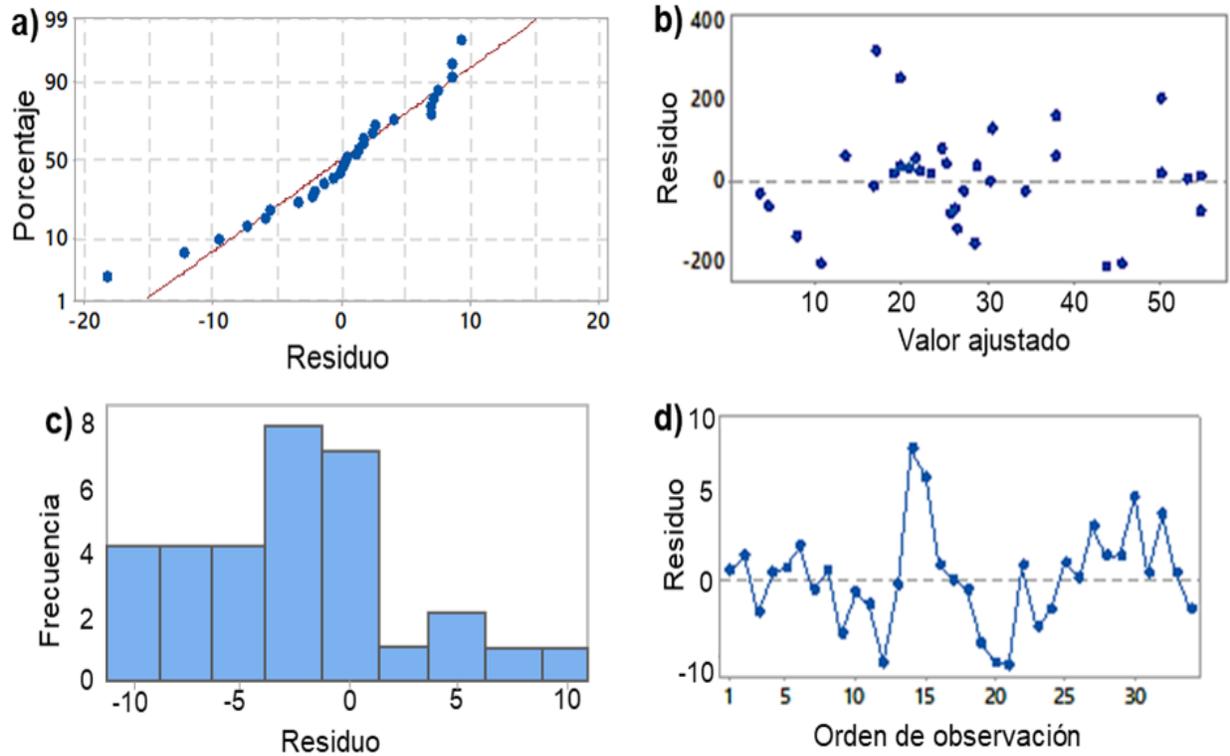
Elementos	(% peso)
C	0.151
Si	1.470
Cr	0.111
Al	0.008
Mn	1.880
Ni	0.932
Mo	0.230
Cu	0.973
Nb	0.246
P	0.019
S	0.011
Ti	0.017
V	0.003
W	0.001

Algunos elementos como el níquel y manganeso variaron ligeramente, sin embargo, se encuentran dentro de los rangos establecidos en la Tabla 16. Adicionalmente, elementos como el aluminio, cromo, titanio, vanadio y tungsteno, no se tuvieron en cuenta para la fabricación del acero. Pero, su presencia se atribuye a la composición química de las ferroaleaciones utilizadas para el balance de cargas. El silicio fue el único elemento que mostró una variación entre la concentración que se propuso y la que se obtuvo experimentalmente. Sin embargo, el valor obtenido (1.470% peso) es cercano al contenido máximo propuesto (1.300% peso).

A continuación, se describen los resultados obtenidos de la regresión lineal múltiple para la predicción de las propiedades mecánicas en función de la composición química.

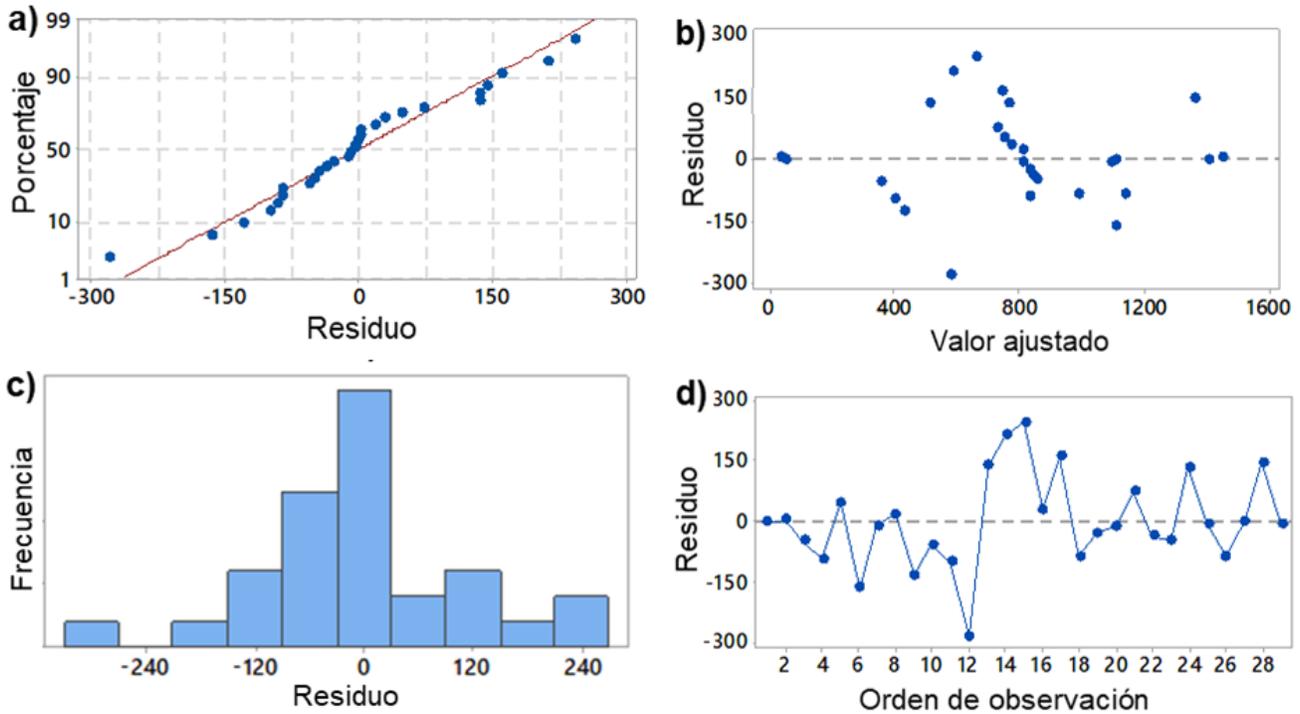
### **3.2 Obtención del modelo de regresión lineal múltiple y predicción de las propiedades mecánicas**

La Figura 27 muestra las gráficas de residuos o errores obtenidos a partir de la regresión múltiple de datos correspondientes a la elongación a fractura ( $E_f$ ). La Figura 27a muestra una gráfica de probabilidad normal de los residuos o errores del modelo; teóricamente, los residuos tienen que ajustarse a la línea de color rojo en la gráfica; entre más se ajusten a dicha línea, significa que tienen un comportamiento normal. Como se observa en la figura, la mayoría de los puntos muestran un buen ajuste con la línea, lo cual indica que los residuos tienen un comportamiento normal. Los puntos que muestran una mayor desviación en estas gráficas se consideran como valores atípicos. La Figura 27b muestra los errores del modelo con respecto al valor ajustado, es decir, al valor de “y” estimado; se observa la presencia de puntos arriba y abajo de la línea punteada, lo cual indica que los errores tienen un comportamiento normal, y es consistente con el histograma presentado en la Figura 27c cuya distribución tiende a ser normal. Finalmente, la gráfica de los errores con respecto al orden de la observación también muestra valores arriba y abajo de la línea punteada (Figura 27d). Por lo tanto, a partir de estas observaciones, se puede considerar que los valores de los residuos exhiben un comportamiento normal, una de las condiciones que deben cumplirse en el modelo de regresión múltiple.



**Figura 27.** Gráficas de residuos o errores obtenidas para la elongación a fractura: a) gráfica de probabilidad, b) errores vs valor ajustado, c) histograma de distribución de residuos y d) orden de observación de residuos.

La Figura 28 muestra las gráficas de residuos o errores obtenidos a partir de la regresión múltiple de datos correspondientes a la resistencia última a la tensión (UTS, por sus siglas en inglés). Se observa un comportamiento similar al obtenido en la elongación a fractura, los residuos exhiben un comportamiento normal, lo cual como se mencionó anteriormente, es una de las condiciones que deben cumplirse en el modelo de regresión múltiple. Sin embargo, en este caso, los residuos exhiben un mejor ajuste (Figuras 28a-28d), lo cual resulta en una distribución gaussiana más simétrica (Figura 28c).



**Figura 28.** Gráficas de residuos o errores obtenidas para la resistencia última a la tensión: a) gráfica de probabilidad, b) errores vs valor ajustado, c) histograma de distribución de residuos y d) orden de observación de residuos.

La Tabla 18 muestra las estimaciones de los coeficientes del modelo de regresión lineal múltiple para las dos variables dependientes: elongación a fractura ( $E_f$ ) y resistencia última a la tensión (UTS). Asimismo, se presentan los valores de probabilidad ( $P$ ), los cuales indican qué factores son los que realmente contribuyen en el modelo de regresión lineal múltiple. El criterio utilizado para determinar si los factores influyen significativamente en el modelo es que los valores deben ser menores a 0.05; en este sentido, los valores mayores a 0.05 no contribuyen al modelo, estadísticamente hablando. Como se puede observar en la Tabla 18, los coeficientes correspondientes al Ni, Ti y N, no influyen significativamente en el modelo, de acuerdo con los valores de  $P$  obtenidos ( $P > 0.05$ ).

**Tabla 18.** Constantes, coeficientes y valores de P obtenidos del modelo de regresión lineal múltiple.

Variables independientes	Variables dependientes			
	E <sub>f</sub>		UTS	
	Coeficientes	Valor P	Coeficientes	Valor P
	25.7	0.006	385	0.04
C	-20.1	0.005	2349	0.015
Mn	0.663	0.001	30.28	0.002
Si	4.2	0.037	-73.7	0.001
Al	1.12	0.003	-3.8	0.030
P	82	0.001	1121	0.010
Cr	-21.12	0.010	306	0.040
Nb	125	0.018	675	0.014
Ni	11.8	0.105	263	0.167
Cu	-1.88	0.010	139	0.002
Mo	-54	0.030	-899	0.015
Ti	-50.3	0.910	610	0.100
N	6421	0.197	26980	0.549
S	484	0.017	-2471	0.001

El modelo matemático obtenido de la regresión lineal múltiple es descrito por las Ecuaciones 11 y 12, que muestran las contribuciones o efectos de las variables independientes (elementos de aleación) sobre las variables dependientes (E<sub>f</sub> y UTS). Estas ecuaciones incluyen las constantes y los coeficientes mostrados en la Tabla anterior.

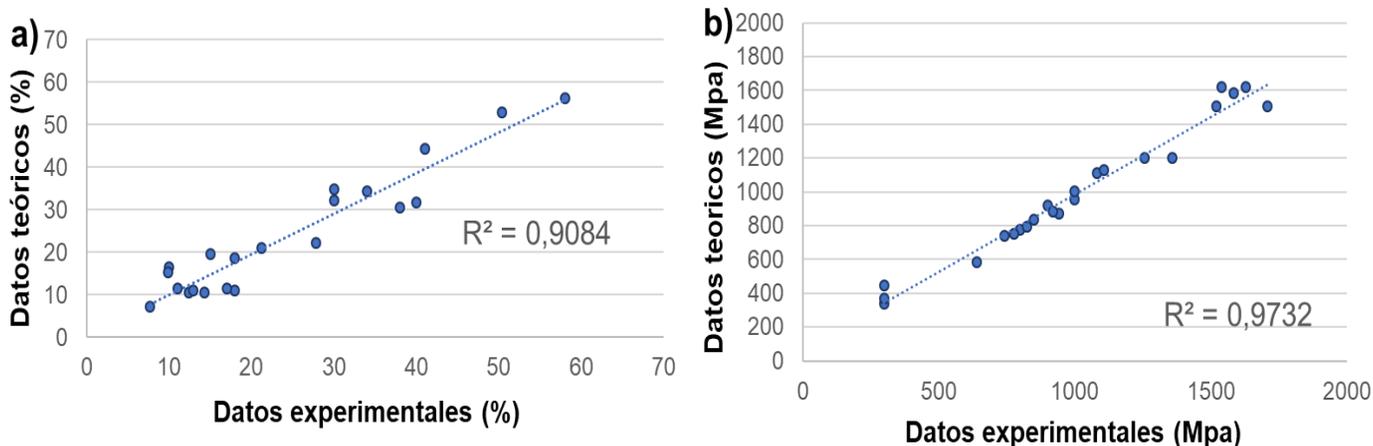
$$E_f = 25.7 - 20.1*(C) + 0.663*(Mn) + 4.2*(Si) + 1.12*(Al) + 82*(P) - 21.12*(Cr) + 125*(Nb) + 11.8*(Ni) - 1.88*(Cu) - 54*(Mo) - 50.3*(Ti) + 6421*(N) + 484*(S). \quad \text{Ecuación 11.}$$

$$UTS = 385 + 2349*(C) + 30.28*(Mn) - 73.7*(Si) - 3.8*(Al) + 1121*(P) + 306*(Cr) + 675*(Nb) + 263*(Ni) + 139*(Cu) - 899*(Mo) + 610*(Ti) + 26980*(N) - 2471*(S). \quad \text{Ecuación 12.}$$

La Figura 29 muestra el ajuste entre los valores de  $E_f$  y UTS obtenidos con el modelo propuesto y las propiedades mecánicas obtenidas experimentalmente en trabajos reportados en la literatura (ver Tabla 12). Como se puede observar, en ambos casos el valor del coeficiente de determinación  $R^2$  es mayor a 0.90, lo cual sugiere que los valores obtenidos experimentalmente exhiben un buen ajuste con el modelo.

Sin embargo, es claro que la elongación a fractura exhibe una mayor dispersión con respecto a la línea de regresión, resultando en un coeficiente de determinación más bajo. Este coeficiente, también llamado R cuadrado, refleja la bondad del ajuste de un modelo a la variable que pretender explicar. Por lo tanto, a partir de estos resultados, es de esperarse que las propiedades mecánicas del acero a fabricar puedan ser predichas de una manera aproximada en función de la composición química.

A partir de la composición química propuesta para la fabricación del acero experimental (Tabla 15), las propiedades mecánicas que se esperan obtener utilizando las Ecuaciones 5 y 6 son las siguientes: 1195,1 MPa (UTS) y 27.9% ( $E_f$ ). Propiedades que caen dentro del campo de AHSS de tercera generación.



**Figura 29.** Gráficas de probabilidad datos teóricos vs datos experimentales: (a) porcentaje de elongación a fractura y (b) resistencia a la tracción.

### 3.3 Microestructura y propiedades mecánicas del acero obtenido experimentalmente

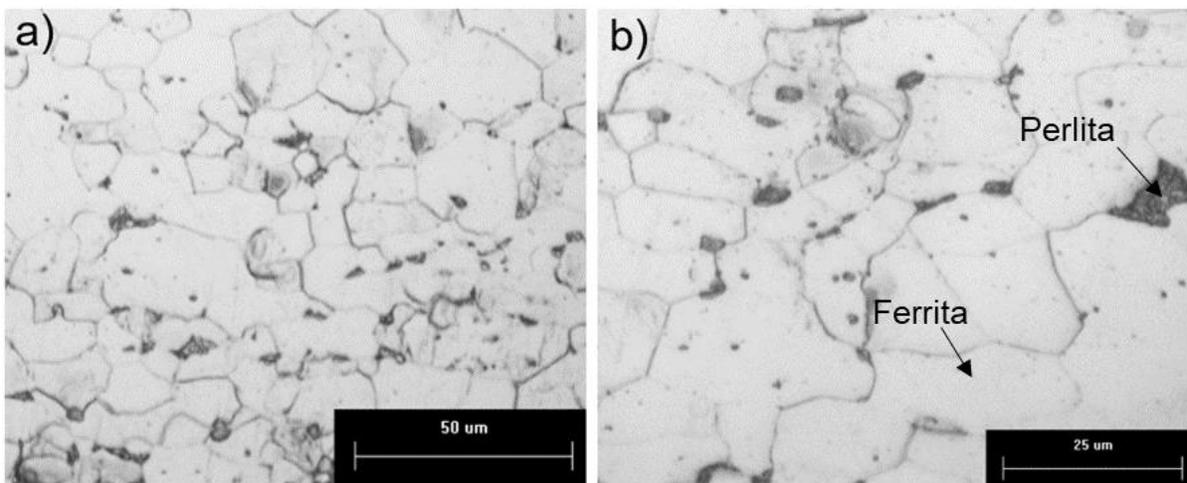
#### 3.3.1 Microestructura del acero experimental

La Figura 30 muestra la microestructura del acero experimental obtenido mediante fusión y colada, y procesado posteriormente mediante homogeneizado y laminación en caliente. Se observa una matriz predominantemente ferrítica (fase clara) con islas de perlita en los límites de grano (microconstituyente oscuro). Los granos de ferrita tienen una morfología equiaxiada.

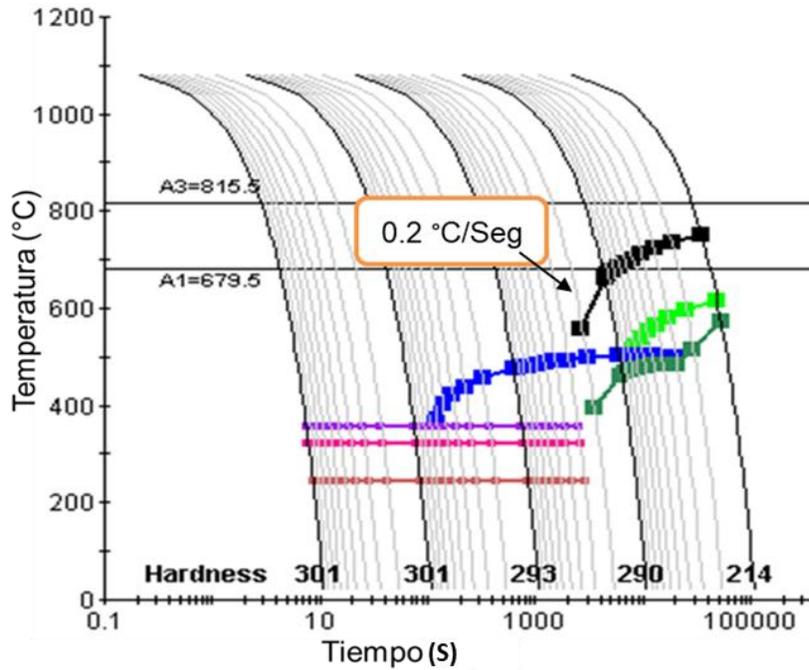
La Figura 31 muestra el diagrama CCT obtenido computacionalmente a partir una temperatura de 1100 °C (temperatura a la cual se realizó la deformación en caliente). Es importante mencionar que después de la laminación en caliente, la muestra se dejó enfriar al aire hasta temperatura ambiente. Se ha reportado que la velocidad de enfriamiento estimada bajo tales condiciones es alrededor de 0.03 °C/s (Caballero, 2001). De acuerdo con el diagrama, la transformación de austenita a ferrita y perlita tiene lugar a velocidades de enfriamiento menores que 0.2 °C/s. Las

durezas calculadas para microestructuras ferrítico-perlíticas varían entre 214 y 290 HV. Por otra parte, el valor promedio de microdureza obtenido en el acero laminado en caliente fue de 272 HV, valor que cae dentro del rango observado en el diagrama para microestructuras ferrítico-perlíticas, y es consistente con la microestructura observada en el acero laminado en caliente.

Li y colaboradores (Li, 2017), estudiaron la transformación de la austenita desde 1000 °C a diferentes velocidades de enfriamiento en un acero de bajo carbono (0.10% peso). Reportaron que para velocidades de enfriamiento menores a 1°C/s, la microestructura resultante consistió en una mezcla de ferrita y perlita, lo cual es consistente con los resultados obtenidos en este trabajo en muestras laminadas en caliente a 1100 °C.

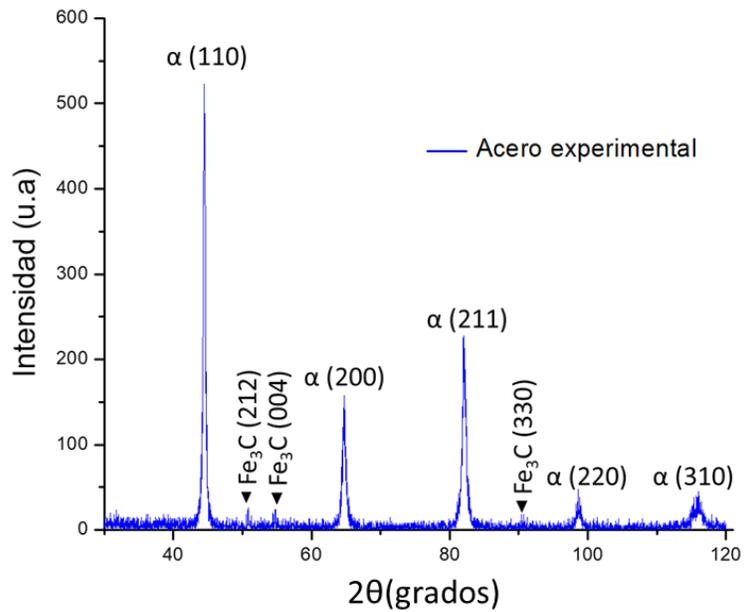


**Figura 30.** Microestructura del acero laminado en caliente obtenida mediante microscopía óptica a diferentes magnificaciones: (a) 50x, (b) 100x.



**Figura 31.** Diagrama CCT calculado con el programa JMatPro a la temperatura utilizada para la laminación en caliente.

La Figura 32 muestra el patrón de difracción de rayos-X (XRD, por sus siglas en inglés) correspondiente al acero laminado en caliente.

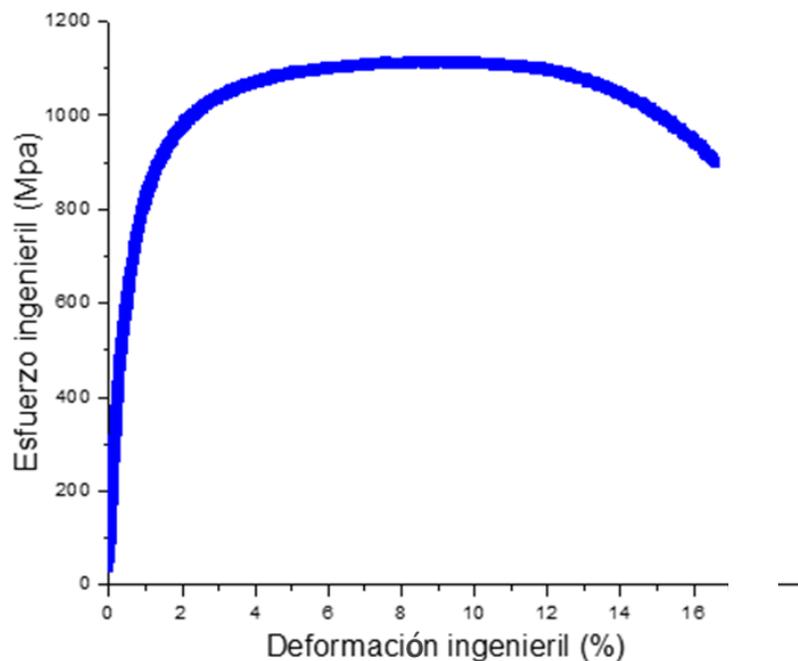


**Figura 32.** Patrón de difracción de rayos-X del acero laminado en caliente.

Se observan los picos característicos de la ferrita ( $\alpha$ ), la cual tiene una estructura cristalina BCC, siendo los planos difractados con mayor intensidad el (110), (211) y (200). También, se observan, aunque con menor intensidad, los picos característicos de cementita (estructura ortorrómbica), siendo los planos difractados con mayor intensidad el (212), (004) y (330). Estos resultados son consistentes con los reportados en la literatura para la ferrita (Guo & Hua, 2016) y cementita (Song & Jian, 2017), y concuerdan con las fases presentes en el acero laminado en caliente.

### 3.3.2 Propiedades mecánicas

La Figura 33 muestra la curva esfuerzo vs deformación ingenieril obtenida en el acero laminado en caliente. La Tabla 19 muestra una comparación de las propiedades mecánicas determinadas en el acero laminado en caliente y las propiedades mecánicas estimadas con el modelo de regresión para la composición química propuesta.



**Figura 33.** Curva esfuerzo vs deformación ingenieril obtenida experimentalmente para el acero laminado en caliente.

**Tabla 19.** Comparación entre las propiedades mecánicas obtenidas experimentalmente y con el modelo de regresión lineal múltiple.

	UTS (MPa)	E <sub>f</sub> (%)
Modelo	1195.1	27.9
Experimental	1113.4	16.8
Parámetro R <sup>2</sup>	0.9732	0.9084
Error relativo (%)	7.3	66

Se observa que la UTS del acero experimental es similar a la que se predice con el modelo; el error relativo absoluto es 7.3%. Este resultado indica que el modelo es confiable para predecir valores de UTS. La predicción de la E<sub>f</sub> es menos precisa, teniendo un error relativo de 66%. Estos resultados sugieren que existen otros factores microestructurales adicionales a la composición química, que también afectan dicha propiedad y que no fueron contemplados en la obtención del modelo. Trabajos anteriores, han demostrado que la elongación a fractura es afectada no solo por la composición química sino también por el tamaño de grano, el tipo y la cantidad de fases (Qin & Yaoyao, 2019). Un incremento en el tamaño de grano por lo general causa un aumento de la ductilidad, sin embargo, en AHSS la interacción entre las distintas fases, límites de grano y dislocaciones, sumado a la posible transformación de austenita a martensita que puede ocurrir durante la deformación plástica, son factores que también pueden influir sobre el comportamiento de la ductilidad (Ashby, 2008).

Es importante resaltar, que aún y cuando se presentaron diferencias significativas en cuanto a la elongación a fractura, las propiedades mecánicas determinadas en el acero experimental (UTS = 1113.4 MPa, E<sub>f</sub> = 16.8%) permiten clasificarlo como un AHSS de tercera generación. Las propiedades mecánicas, aunadas a los criterios de soldabilidad y galvanizado, abren la posibilidad para el desarrollo de AHSS de tercera generación de alto valor agregado.

### **3.4 Efecto del tamaño de grano austenítico sobre el comportamiento de diagramas CCT obtenidos a partir del rango intercrítico**

Una forma de evaluar de manera indirecta el efecto de la deformación plástica sobre el comportamiento de los diagramas CCT obtenidos a temperaturas dentro de la zona bifásica, es mediante variaciones en el tamaño de grano austenítico que se produce durante el recocido intercrítico (Winkelhofer, 2015).

Es bien conocido que un aumento en el grado de deformación plástica previa al tratamiento térmico causa una disminución del tamaño de grano recristalizado, debido a la mayor cantidad de sitios para la nucleación (Ashby, 2008). Puesto que la recristalización del acero por lo general ocurre a temperaturas menores a la temperatura de transformación de fase ( $A_1$ ), y considerando que la transformación de ferrita a austenita es un proceso difusivo, es de esperarse que un tamaño de grano recristalizado más pequeño también produzca un tamaño de grano austenítico más fino.

El tamaño (diámetro promedio) de grano austenítico tendrá también efectos importantes sobre las transformaciones de fase que ocurren durante el enfriamiento, pues no solo está en juego la cantidad de límites que sirven como sitios para la nucleación de nuevas fases, sino que también existe una redistribución de solutos, y cambios locales en la composición química de la fase madre (Fernandez D. , 2004)

Las propiedades mecánicas resultantes del tratamiento térmico están íntimamente relacionadas con el tamaño de grano final, el tipo, tamaño, morfología y fracción en volumen de las fases presentes en la microestructura. Por lo tanto, las propiedades mecánicas también son influenciadas directamente por el tamaño de grano original que tiene la austenita. En consecuencia, dada la relación directa con la microestructura final y, por lo tanto, con las propiedades de los aceros, el estudio de la evolución del tamaño de grano austenítico y su efecto sobre el comportamiento de diagramas CCT determinados a temperaturas dentro del rango intercrítico,

representa un medio para evaluar de manera indirecta el efecto de la deformación plástica sobre la cinética de las transformaciones de fase y la microdureza resultante.

Las Figuras 34-37 muestran el efecto del tamaño de grano austenítico sobre la descomposición de la austenita a partir del rango bifásico durante el enfriamiento continuo. La composición química utilizada para el cálculo de estos diagramas es la que se obtuvo experimentalmente en el acero fabricado a nivel laboratorio.

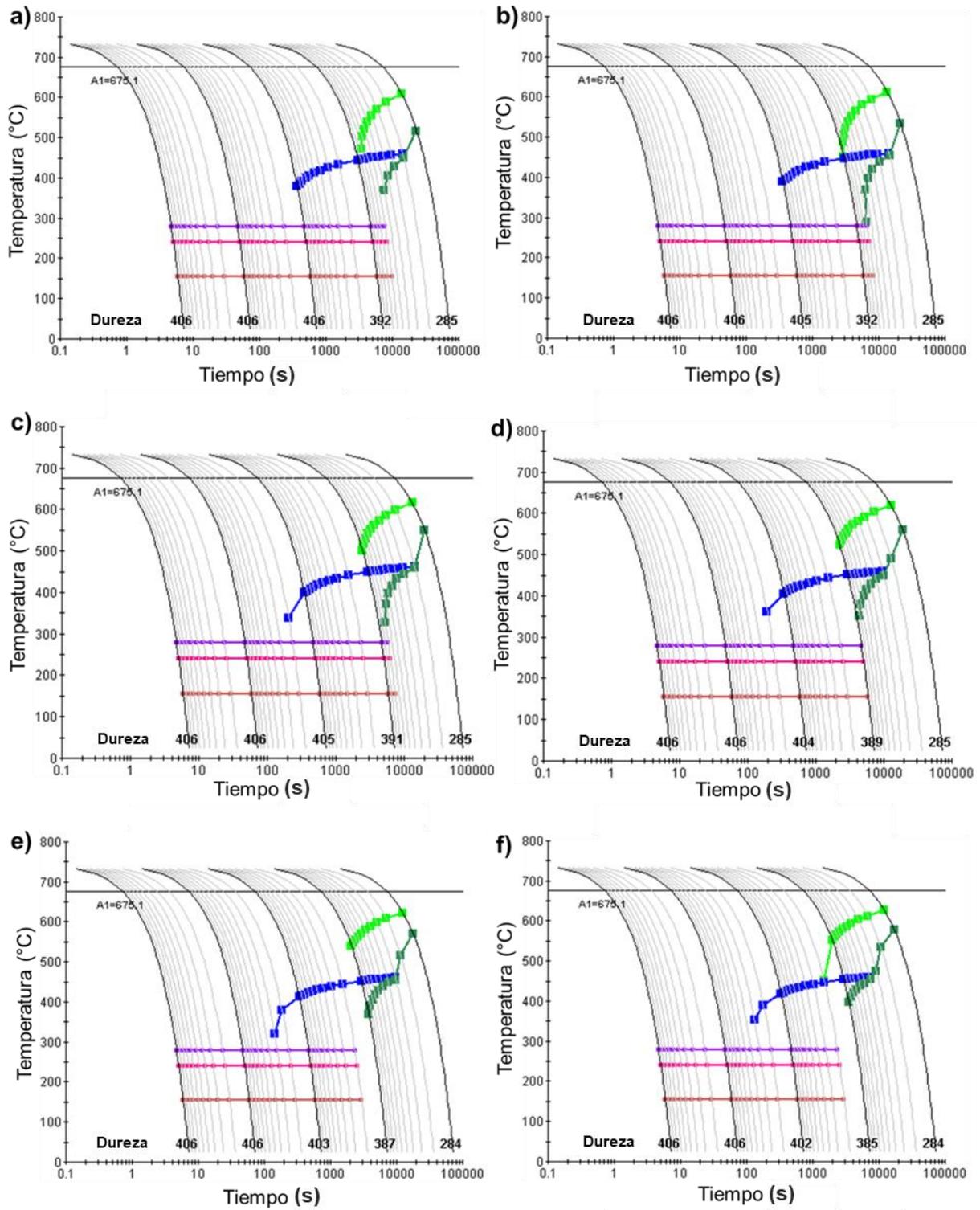
Los resultados obtenidos mediante simulación con el programa JMatPro, muestran que el tamaño de grano modifica considerablemente la cinética de las transformaciones de fase. El aumento en el número de grano ASTM, implica una mayor cantidad de granos por pulgada cuadrada; es decir, entre mayor es este número menor es el diámetro promedio de grano. En otras palabras, un incremento en el número de granos implica un número de grano ASTM mayor y un diámetro de grano más pequeño. En general, un número ASTM mayor causa que las curvas de transformación de bainita y perlita se desplacen hacia tiempos más cortos y que la templabilidad disminuya, como se observa en las Figuras 34-37.

La formación de la perlita en los aceros de grano fino es más rápida que en los aceros de grano grueso, esto se debe a que entre más pequeños sean los granos, mayor área de límite de grano se tendrá, por lo que habrá mayor superficie disponible para la formación de núcleos; debido a esto, un grano austenítico pequeño tiene menor templabilidad que un grano austenítico grande. (García Aguirre, 2013). Como se observa en las Figuras 34-37, la templabilidad en diagramas calculados con un número ASTM de 5.0 es mayor que en diagramas calculados con un número ASTM de 15.5. En el primer caso, la transformación a martensita ocurre en un rango de velocidades de enfriamiento entre  $100^{\circ}\text{C/s}$  y  $0.06^{\circ}\text{C/s}$ ; en el segundo caso, la martensita puede obtenerse en un rango de  $100^{\circ}\text{C/s}$  a  $3^{\circ}\text{C/s}$ .

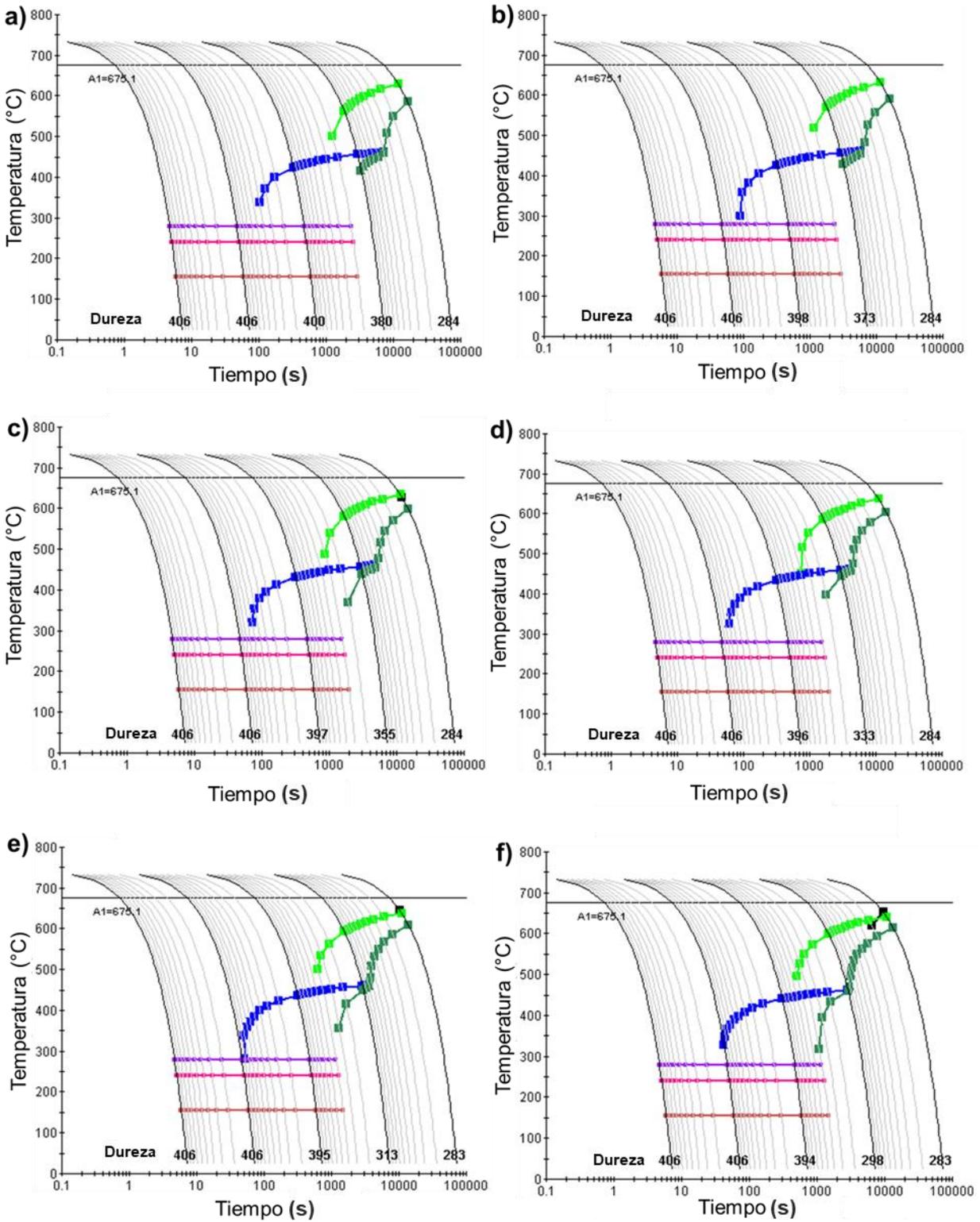
En el caso de la bainita, existe una controversia en cuanto a su mecanismo de formación. Mientras que algunos autores sostienen que ocurre mediante un proceso difusivo (Fuentes , 2012) otros afirman que ocurre mediante un proceso displacivo (Ohmori, 1991). Otros autores han llegado a la conclusión de que mientras la nucleación de este microconstituyente ocurre por un proceso difusivo, su crecimiento es adifusional (Tristancho, 2007). Como se puede observar en los diagramas CCT obtenidos en función del número ASTM, las curvas de la transformación bainítica se desplazan hacia la izquierda del diagrama con números ASTM más grandes (menor diámetro de grano), lo cual sugiere que el modelo cinético utilizado por el programa JMatPro para describir la transformación bainítica considera un proceso difusional.

Los valores de microdureza se mantienen prácticamente constantes independientemente del tamaño de grano austenítico utilizado. De acuerdo con el modelo propuesto por Hall-Petch (De las Cuevas & Sevillano, 2014), un diámetro de grano más pequeño resulta en una mayor resistencia a la cedencia; lo cual estaría asociado a una mayor dureza. El incremento en el número ASTM (menor diámetro de grano austenítico), implicaría también una reducción en el tamaño de las fases resultantes, con lo cual se esperaría una mayor dureza. Sin embargo, los resultados obtenidos muestran que las durezas prácticamente no cambian independientemente del tamaño de grano austenítico utilizado.

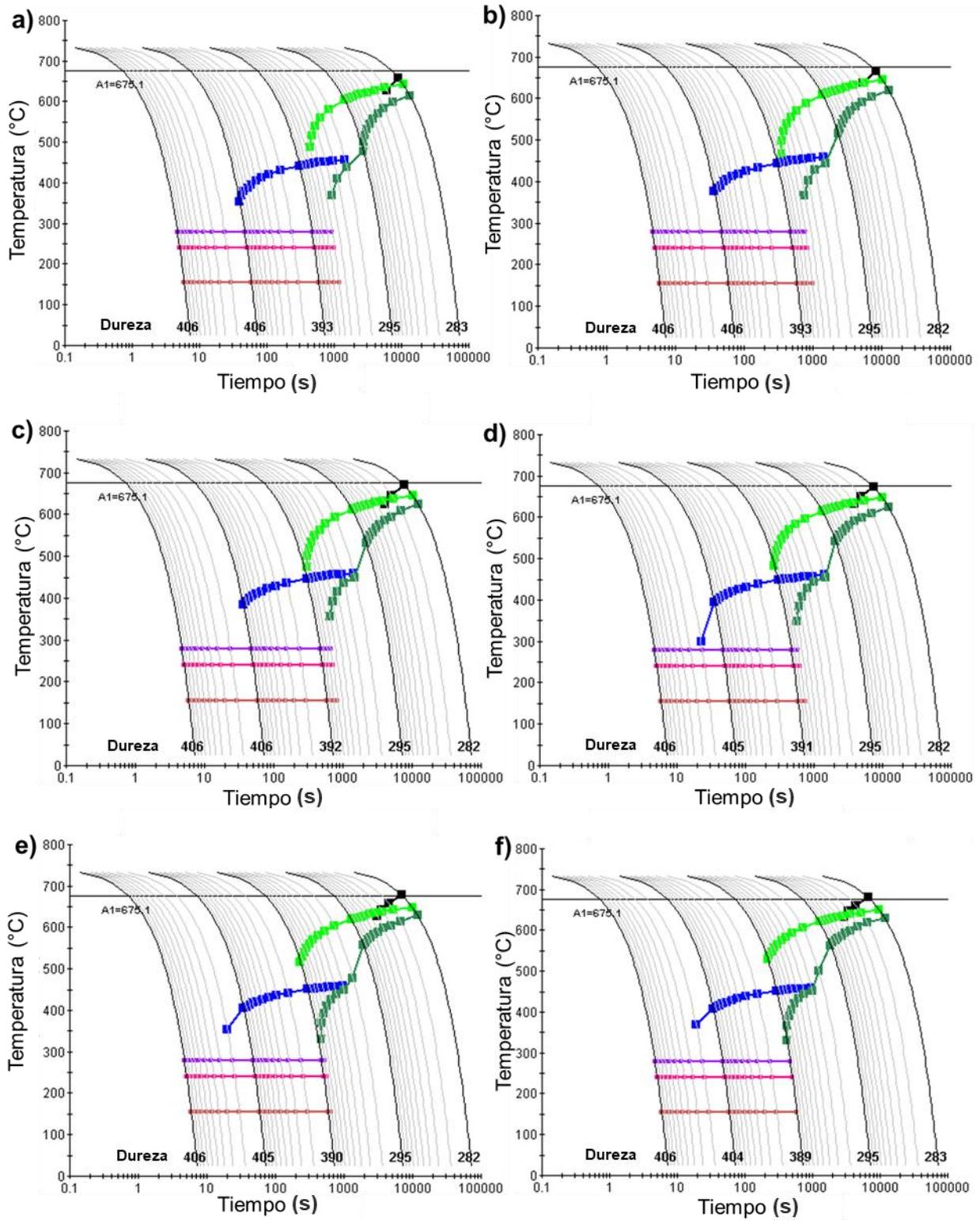
Estos resultados indican que el programa utilizado para el cálculo de los diagramas CCT, no considera el efecto del tamaño de grano resultante de las transformaciones de fase sobre la microdureza; solamente considera la naturaleza de las transformaciones de fase. Por ejemplo, las microdurezas obtenidas de la transformación martensítica son alrededor de 406 HV (lado izquierdo de los diagramas); sin embargo, estos valores se reducen hasta alrededor de 284 HV cuando la microestructura es predominantemente perlítica (lado derecho de los diagramas). Cuando la microestructura resultante es una mezcla de bainita y martensita, los valores de microdureza varían entre alrededor de 390 y 405 HV.



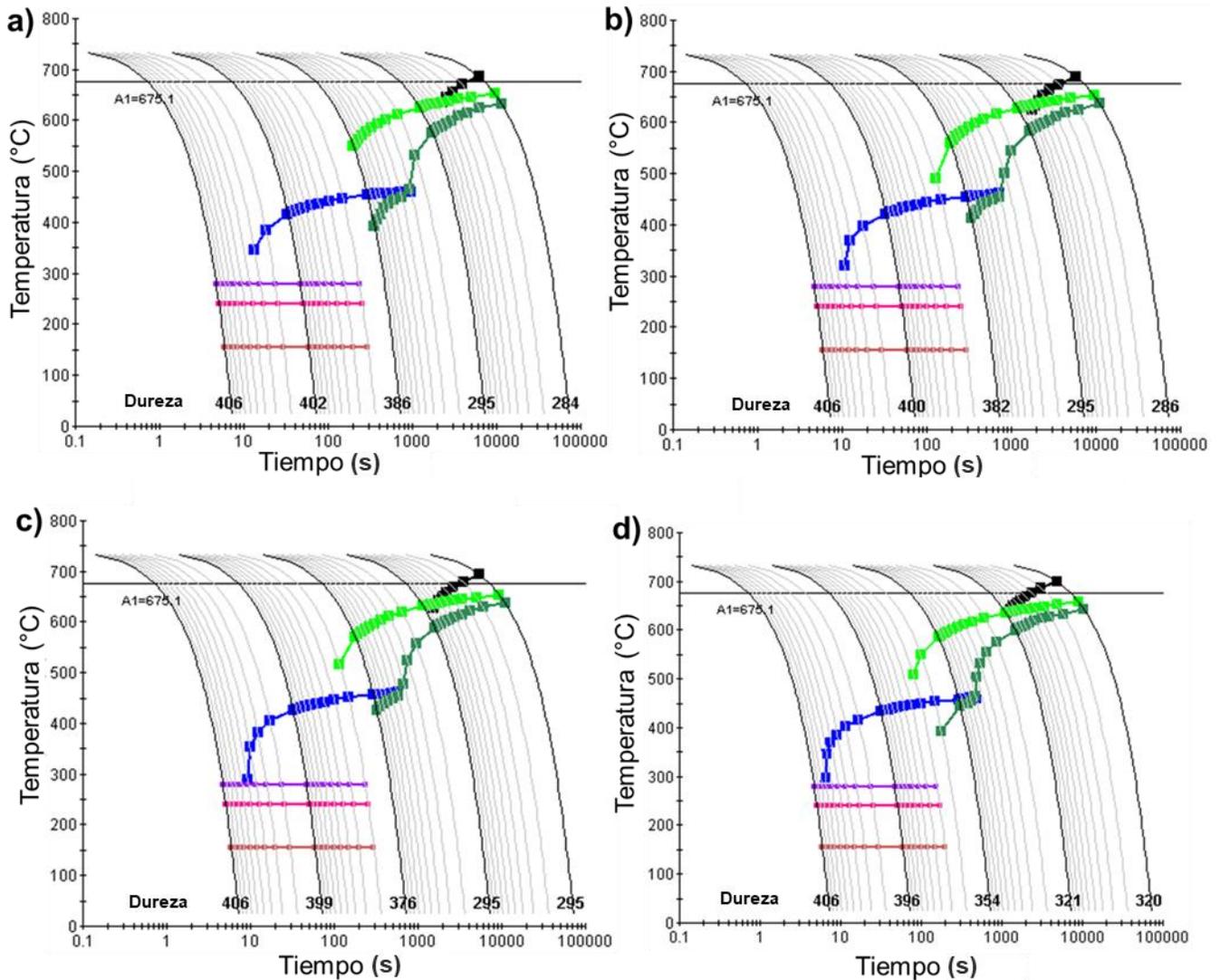
**Figura 34.** Comportamiento de diagramas CCT en función del número de grano ASTM: a) 5.0, b) 5.5, c) 6.0, d) 6.5, e) 7.0, f) 7.5.



**Figura 35.** Comportamiento de diagramas CCT en función del número de grano ASTM: a) 8.0, b) 8.5, c) 9.0, d) 9.5, e) 10.0, f) 10.5.



**Figura 36.** Comportamiento de diagramas CCT en función del número de grano ASTM: a) 11.0, b) 11.5, c) 12.0, d) 12.5, e) 13.0, f) 13.5.



**Figura 37.** Comportamiento de diagramas CCT en función del número de grano ASTM: a) 14.0, b) 14.5, c) 15.0, d) 15.5.

Los resultados obtenidos muestran que, al incrementar el número ASTM (menor diámetro de grano), la curva de la transformación bainítica se desplaza hacia la izquierda del diagrama pudiendo obtenerse en tiempos más cortos. Esto permite evaluar de manera indirecta que, al aumentar el grado de deformación plástica (mayor reducción en espesor), la transformación de austenita a bainita podrá ocurrir durante el tratamiento isotérmico bainítico para tiempos cortos, abriendo la

posibilidad de obtener láminas delgadas de aceros multifásicos bajo ciclos térmicos que simulen líneas de recocido y galvanizado continuo.

El incremento en el grado de deformación plástica producirá inevitablemente tamaños de grano austeníticos más pequeños, y de acuerdo con el comportamiento de los diagramas CCT calculados, reducirá la templabilidad del acero. De esta manera, se puede evitar la transformación martensítica después del IBT, favoreciendo la retención de la austenita a temperatura ambiente; y permitiendo de obtención de aceros con microestructuras multifásicas a base de: ferrita ( $\alpha$ ), bainita ( $\alpha_B$ ) y austenita retenida ( $\gamma$ ). Estos resultados, aunados a una buena capacidad de soldabilidad y propiedades mecánicas que satisfacen las necesidades actuales de la industria automotriz, resultan ser atractivos desde el punto de vista científico y tecnológico para el desarrollo de láminas delgadas de AHSS de alto valor agregado.

## Conclusiones

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

- El estudio computacional acerca de los efectos individuales y combinados de los elementos de aleación sobre la cinética de las transformaciones de fase permitió obtener diagramas CCT con características requeridas para obtener AHSS multifásicos bajo condiciones similares a las empleadas en CAGL.
- La adición de Ni, Cu, Mo, Si, Mn y Nb al acero AISI 1015, permitió ajustar las temperaturas de transformación  $A_1$ ,  $A_3$  y  $M_s$ ; para que el recocido posterior a la deformación plástica pueda realizarse intercríticamente, y para que la transformación bainítica tenga lugar a temperaturas alrededor de  $425^{\circ}\text{C}$ - $475^{\circ}\text{C}$  (temperaturas similares a las utilizadas en el galvanizado). Además, el ajuste en la composición química permitió obtener un acero experimentalmente con 0.150%C y un carbono equivalente de 0.38%, lo cual de acuerdo con el diagrama de Graville (Zona II), indica que el acero es soldable.
- El modelo matemático obtenido mediante regresión lineal múltiple en función de la composición química permitió predecir las propiedades mecánicas de AHSS. La resistencia última a la tensión obtenida mediante ensayos de tensión uniaxial en el acero experimental exhibió un buen ajuste con el modelo, con un error relativo de 7.3% y un coeficiente de determinación de  $R^2=0.9732$ . En el caso de la elongación a fractura se obtuvo un error relativo de 66% y un coeficiente de determinación  $R^2=0.9084$ . Aunque el coeficiente de determinación es alto, la ecuación de regresión propuesta no permite predecir con precisión esta propiedad.
- La evaluación indirecta del efecto de la deformación plástica sobre el comportamiento de diagramas CCT calculados a partir del rango intercrítico,

permitió establecer que para el desarrollo de láminas delgadas de AHSS es necesario promover un mayor número ASTM (menor diámetro promedio de grano austenítico). Para la composición química del acero experimental, los mejores resultados se obtienen con números ASTM mayores a 12.5. Con estos tamaños de grano, la templabilidad es más baja, se evita la transformación de austenita a ferrita y perlita durante el enfriamiento del recocido intercrítico al IBT y la curva de transformación bainítica se desplaza hacia la izquierda del diagrama, lo cual en conjunto puede permitir la obtención de aceros AHSS multifásicos bajo condiciones que simulen CAGL.

- Desde el punto de vista científico y tecnológico los resultados del presente trabajo de investigación representan una gran motivación para el desarrollo de láminas delgadas de AHSS de alto valor agregado bajo condiciones que simulan CAGL.

## Referencias

- Aceros TRIP. (2017). Obtenido de [https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/first\\_gen\\_AHSS/TRIP/language/ES](https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/first_gen_AHSS/TRIP/language/ES)
- Alvarado Gutierrez, A. L. (2013). *Análisis microestructural y de propiedades mecánicas a temperaturas elevadas de aceros avanzados de alta resistencia para el conformado en caliente*. Universidad Autonoma de Nuevo León. Tesis de Maestría. Nuevo León: Eprints. Obtenido de <http://eprints.uanl.mx/id/eprint/3215>
- Anderson, D. (2008). *Application and repairability of advanced high-strength steels use, growth and repair for AHSS*. American Iron and Steel Institute. Reporte técnico, 1-33.
- Ashby, M. (2008). *Materiales para ingeniería 1. Introducción a las propiedades, las aplicaciones y el diseño*. Primera Edición, Reverte.
- ASM. (2004). *Heat Treating Society*. Obtenido de [https://www.asminternational.org/web/hts/heat-treating-progress-magazine-archives/-/journal\\_content/56/10192/17149903/PUBLICATION/](https://www.asminternational.org/web/hts/heat-treating-progress-magazine-archives/-/journal_content/56/10192/17149903/PUBLICATION/)
- ASTM. (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. *ASTM E1019-11*.
- ASTM. (2016). Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. *ASTM E8*.
- ASTM. (2017). Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry. *ASTM E415 - 15*.
- ASTM. (2017). Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. *ASTM E384-17*.

- Becerra, C. (2018). *Principios generales de los tratamientos térmicos de los aceros*.  
Obtenido de Metalografía y Tratamientos Térmicos :  
[https://www.academia.edu/13453384/IV\\_PRINCIPIOS\\_GENERALES\\_DE\\_LOS\\_TRATAMIENTOS\\_T%C3%89RMICOS\\_DE\\_LOS\\_ACEROS](https://www.academia.edu/13453384/IV_PRINCIPIOS_GENERALES_DE_LOS_TRATAMIENTOS_T%C3%89RMICOS_DE_LOS_ACEROS)
- Bhattacharya, B. (2018). *Advanced high strength steel: processing and applications*.  
First edition, Springer, Singapore.
- Bocanegra, M. (2015). *ESTUDIO DEL EFECTO DEL PROCESAMIENTO TERMO-MECÁNICO SOBRE LOS PARÁMETROS DE FORMABILIDAD EN ACEROS IF PARA APLICACIONES AUTOMOTRICES*. Tesis de maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León. Obtenido de <http://eprints.uanl.mx/11412/1/1080215563.pdf>
- Bräutigam et al. (2018). Experimental determination of continuous cooling transformation (CCT) diagrams for dual-phase steels from the intercritical temperature range. *Metales*, 8 (1-16).  
doi:<https://doi.org/10.3390/met8090674>
- Caballero, S. (2001). *Medios de enfriamiento para el temple*. Habana: Ingeniería Mecánica 2. Reporte técnico.
- Cervantes, S. (2008). *Estadística para administración y economía*. Décima edición, PEARSON PRENTICE HALL, Madrid.
- Chul, S. (2000). Effects of Alloying Elements on Mechanical Properties and Phase Transformation of Cold Rolled TRIP Steel Sheets. *ISIJ International*, 41(3), 290–297.
- Colas, R. (2016). Características del efecto de plasticidad inducida por la transformación. *Remetallica*.
- Costa, P., et al., (2019). *Optimization of the Continuous Galvanizing Heat Treatment Process in Ultra-High Strength Dual Phase Steels Using a Multivariate Model*. *Metals*, 703, 1-19.

- De las Cuevas, et al., (2014). Propiedades mecánicas a tracción y mecanismos de endurecimiento de un acero TWIP a altas velocidades de deformación: relación de Hall-Petch. *Metalurgia*, 50 (4).
- Díaz, F. (2009). *Los nuevos aceros para la industria automotriz*. Lecturas de Ingeniería 9. Reporte técnico, 1-18. Obtenido de: [http://olimpia.cuautitlan2.unam.mx/pagina\\_ingenieria/mecanica/mat/mat\\_mec/m3/nuevos\\_aceros.pdf](http://olimpia.cuautitlan2.unam.mx/pagina_ingenieria/mecanica/mat/mat_mec/m3/nuevos_aceros.pdf)
- Dulal Saha. (2017). Microstructure and mechanical properties of fibre laser welded medium manganese TRIP steel. *Materials & Design*, 131, 450-459.
- Espeza, J. (2014). *Relación que existe entre las estructuras y propiedades mecánicas de un acero corrugado después de un tratamiento térmico de recocido, normalizado, temple y revenido*. Tesis de licenciatura, Universidad Nacional del Centro del Perú, Perú. Obtenido de <http://repositorio.uncp.edu.pe/handle/UNCP/557>
- Espinoza, A. (2018). *Predicción de transformaciones de fases en aceros enfocada a la mejora de modelos termo-mecánicos*. Tesis de maestría, Universidad Autónoma de San Luis Potosí, San Luis Potosí. Obtenido de <http://ciep.ing.uaslp.mx/tesis/tesisPDF/177201818069256836.pdf>
- Fernandez, D. (2004). *Modelización de la cinética de austenización y crecimiento de grano austenítico en aceros ferrítico-perlíticos*. Madrid: Eprints Complutense, UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID.
- Field, D. M. (2018). Chemistry and Properties of Medium-Mn Two-Stage TRIP Steels. *Materials Science*.
- Fonstein, N. (2004). Aceros en láminas de alta resistencia avanzados: Metalurgia física, diseño, procesamiento y Propiedades. *Springer International*.

- Fonstein, N. (2015). Planchas de acero de alta resistencia avanzadas. En *Advanced High Strength Sheet Steels*. Physical Metallurgy, Design, Processing and Properties, Springer, USA.
- Fuentes , M. (2012). *Desarrollo de nuevos aceros sinterizados de alta resistencia aleados mecánicamente con Nb*. Tesis doctoral, Madrid. Obtenido de <http://hdl.handle.net/10016/16184>
- Future Steel Vehicle. (2018). *Proyecto de la industria automotriz*. Obtenido de Worldsteel Association: [www.worldautosteel.org/](http://www.worldautosteel.org/)
- Galan López, J. (2012). Advanced high strength steels for automotive industry. *Metalurgia*, 48, 118-131.
- García Aguirre, C. A. (2013). *Tratamientos Térmicos del Acero al Boro Utilizado para Implementos Agrícolas*. Tesis Maestría, Centro de Investigación en Materiales Avanzados, Chihuahua.
- Garcia, & Alvarez. (2002). Application of dilatometric analysis to the study of solid-solid phase transformations in steels. *Materials Characterization*, 101-111. doi:10.1016/S1044-5803(02)00259-0
- Grajcar. (2018). Microstructure–Property Relationships in Thermomechanically Processed Medium-Mn Steels with High Al Content. *Metals*, 8. doi:10.3390/met8110929
- Grajcar, A. (2012). Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 12(3), 334-341. doi:doi.org/10.1016/j.acme.2012.06.011
- Guo, L., & Hua, G. (2016). Electron work functions of ferrite and austenite phases in a duplex stainless steel and their adhesive forces with AFM silicon probe. *Sci Rep*, 6. doi:doi.org/10.1038/srep20660
- Hillert. (1957). The role of interfacial energy during solid-state phase transformations. *Jernkontoret Ann*, 757-789.

- Hippchen et al. (2016). Modelling kinetics of phase transformation for the indirect hot stamping process to focus on car body parts with tailored properties. *J. Mater. Process. Technol*, 228, 59-67.
- JmatPro. (2020). Obtenido de <https://www.sentesoftware.co.uk/jmatpro>
- Kawulok et al. (2016). Transformation kinetics of selected steel grades after plastic deformation. 55(357-359). doi:10.13140 / RG.2.1.1401.0001
- Kim Sung. (2003). *Effect of Cu, Cr and Ni on mechanical properties of 0.15 wt.% C TRIP-aided cold rolled steels*. *Materialia*, 48, 539-544.
- Kirkaldy. (1991). Diffusion controlled phase transformations in steels. *Scand. J. Metall*, 20 (1), 50-61.
- Kirkaldy, & Thomson. (1978). Hardenability Concepts with Applications to Steel. (J. K. DV Doane, Ed.) 82-125.
- Kirkaldy; Venugopalan. (1984). Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels. *Proc. an Int. Conf. Phase Transform*, 125-148.
- Kučerová et al. (2016). The effect of chemical composition on microstructure and properties of TRIP steels. *Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering*, 77, 5-12. doi:10.5604/17348412.1229662
- Kumar, A. (2007). Microstructure and Mechanical Properties of a TRIP-Aided Martensitic Steel. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 5.
- Kurji & Coniglio (2015). Towards the establishment of weldability test standards for hydrogen-assisted cold cracking. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 77, 1581 - 1597. doi:10.1007/s00170-014-6555-3
- Lee, S. (11 de 2010). On the Selection of the Optimal Intercritical Annealing Temperature for Medium Mn TRIP Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 11. doi:10.1007/s11661-013-1860-2

- Li, L. (2017). Bainite Formation in Low Carbon Steel by Thermomechanical Control Process. Asia-Pacific Engineering and Technology Conference, *APETC 2017*, doi:10.12783 / dtetr / apetc2017 / 11470
- Lopez Cortez. (2009). *Soldabilidad de aceros avanzados de alta resistencia AHSS tipo martensíticos mediante soldadura de puntos por resistencia RSW en componentes automotrices*. Tesis de maestría, Corporación mexicana de investigación en materiales, Saltillo. Obtenido de <https://comimsa.repositorioinstitucional.mx/jspui/bitstream/1022/162/1/TESIS-MTSSI-LOPEZ.CORTEZ%20%281%29.pdf>
- Lun, N. (2017). Microstructure and mechanical properties of fibre laser welded medium manganese TRIP steel. *Materials & Design*, 131, 450-459. doi:doi.org/10.1016/j.matdes.2017.06.037
- Misra, R. (2019). Microstructure evolution and strain behavior of a medium Mn TRIP/TWIP steel for excellent combination of strength and ductility. *Materials Science and Engineering: A*, 753, 99-108. doi:doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.021
- Ohmori, Y. (1991). Bainitic transformation in view of displacive mechanism. *JIM*, 631-641.
- Oja, O. (2017). Microstructure and Mechanical Properties of Nb and V Microalloyed TRIP-Assisted Steels. *Metals*, 9(8). doi:10.3390/met9080887
- OTEA. (2008). *Aceros avanzados de alta resistencia AHSS*. España: Unidad de Materiales y Tratamientos Superficiales. Obtenido de [www.aimme.es/archivosbd/observatorio\\_oportunidades/aceros\\_ahss.pdf](http://www.aimme.es/archivosbd/observatorio_oportunidades/aceros_ahss.pdf)
- Qin, W., & Yaoyao, L. (2019). Effects of grain size on tensile property and fracture morphology of 316L stainless steel. *Materials Letters*, 254, 116-119. doi:doi.org/10.1016/j.matlet.2019.07.058

- Rojas, J. (2009). *Identificación y cuantificación de fases en acero inoxidable astm a743 grado ca6nm mediante la técnica de difracción de rayos x*. Tesis de licenciatura, Universidad Nacional de Colombia, Medellín. Obtenido de <https://repositorio.unal.edu.co/handle/unal/70023>
- Romero, M. (2017). *la economía*. Recuperado el 2019, de Produccion de autos de méxico: [www.laeconomia.com.mx/producción-de-autos-México](http://www.laeconomia.com.mx/producción-de-autos-México).
- Ross, R. (1992). *Metallic Materials Specification*. (S. US, Ed.) *Springer*.
- Rudling, P. (2002). *Fundamentals of Metallurgical Processes*. *Skultuna Adv. Nucl. Technol. Int. Eur. AB*.
- Saeidi, N. (2017). Extraordinary strength and ductility obtained in transformation-induced plasticity steel by slightly modifying its chemical composition. *702*, 225-231. doi:doi.org/10.1016/j.msea.2017.06.109
- Sam, S. (2013). *Pipeline and Energy Plant Piping: Design and Technology*. *Effect of microalloying on weld cracking in low carbon steels(21-23)*. Elsevier.
- Sanchez, J. (1981). *Tratamiento térmico de templado de los aceros aleados*. Monterrey.
- Saunders, N. (2003). The Calculation of TTT and CCT diagrams for General Steels. 1-12.
- Seung Chul. (2000). Effects of Alloying Elements on Mechanical Properties and Phase Transformation of Cold Rolled TRIP Steel Sheets. *ISIJ International*, 41(3), 290–297.
- Shen, Y. (2015). Effects of retained austenite volume fraction, morphology, and carbon content on strength and ductility of nanostructured TRIP-assisted steels. *Materials Science and Engineering: A*, 551-564. doi:doi.org/10.1016/j.msea.2015.04.030

- Smith, W. (1993). Structure and Properties of Engineering Alloys. En Smith, *Estructura y propiedades de las aleaciones de ingeniería* (págs. 614-616). Nueva York.
- Song, W., & Jian, K. (07 de 2017). Microstructure and mechanical properties of hot-rolled and heat-treated TRIP steel with direct quenching process. *Materials Science and Engineering: A*, 702. doi:10.1016/j.msea.2017.07.039
- SteCal 3,0. (12 de Febrero de 2010). Obtenido de <https://stecal.software.informer.com/versions/>
- Sukurú, T. (05 de 2010). The assessment of carbon equivalent formulas in predicting the properties of steel weld metals. *Materiales y diseño*, 31(5), 2649-2653. doi:doi.org/10.1016/j.matdes.2009.11.066
- Sung, K. (2003). Effect of Cu, Cr and Ni on mechanical properties of 0.15 wt.% C TRIP-aided cold rolled steels. *Scripta Materialia*, 48, 539-544. doi:10.1016/S1359-6462(02)00477-3
- Tristancho, J. (2007). Transformación bainítica en aceros sometidos a condiciones de enfriamiento continuo. *Scientia Et Technica*.
- Vedoya, A. D. (9 de Abril de 2018). *Autos más seguros y sustentables, acero latinoamericano*. Obtenido de [www.alacero.org](http://www.alacero.org)
- Wang, F. (2013). A novel microstructural design and heat treatment technique based on gradient control of carbon partitioning between austenite and martensite for high strength steels. *Science China Technological Sciences*, 56. doi:10.1007/s11431-013-5206-5
- Wei et al. (30 de 09 de 2016). Heat treatment, microstructure and mechanical properties of a C–Mn–Al–P hot dip galvanizing TRIP steel. *Materials Science and Engineering*, 768, 151-157. doi:doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.119
- Weng, Y. (2011). Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology. doi:10.1007/978-3-642-17665-4

- Wenhao, Z. (2016). EFFECT OF RETAINED AUSTENITE ON DUCTILITY AND TOUGHNESS OF A LOW ALLOYED MULTI-PHASE STEEL. *Acta Metall Sin*, 52(2), 224-232. doi:10.11900/0412.1961.2015.00280
- Winkelhofer, F. (2015). *DEVELOPMENT OF COLD ROLLED TBF-STEELS WITH A TENSILE STRENGTH OF 1180 MPA*.
- WorldAutoSteel*. (2018). Obtenido de <https://www.worldautosteel.org/why-steel/steel-your-strength/>
- Yan, B. (2006). *Transformations in TRIP-assisted Steels: Microstructure and Properties*. Tesis doctoral, University of Cambridge. Obtenido de [https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2006/Sourabh\\_thesis.pdf](https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2006/Sourabh_thesis.pdf)
- Zhang, M., & Li, L. (25 de 11 de 2006). Continuous cooling transformation diagrams and properties of micro-alloyed TRIP steels. *Ciencia e ingeniería de materiales*, 438(277-281), 296-299. doi:10.1016/j.msea.2006.01.128
- Zener, C. (1946). Kinetics of the decomposition of austenite. *Trans. Aime*, 167, 550-595.
- Zhou Wenhao. (2013). EFFECT OF RETAINED AUSTENITE ON DUCTILITY AND TOUGHNESS OF A LOW ALLOYED MULTI-PHASE STEEL. *Acta Metall Sin*, 52(2), 224-232. doi:10.11900/0412.1961.2015.00280