

Optimización de propiedades mecánicas en aceros TRIP mediante tratamientos intercríticos y simulación numérica

Optimization of mechanical properties in TRIP steels through intercritical treatments and numerical simulation

V. Miranda-López , V.M. López-Hirata , M.L. Saucedo-Muñoz , C. Argaez-Herrera

Departamento de Metalurgia y Materiales, Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas del Instituto Politécnico Nacional, 07700, Gustavo A. Madero, Ciudad de México, México.

Resumen

Este estudio evaluó las propiedades mecánicas y microestructurales de aceros TRIP, integrando análisis experimental y simulación numérica. Se realizó tratamiento intercrítico a 750°C en un acero TRIP Fe-1.39Si-2.57Mn-0.17C comercial autemperizado de origen con enfriamientos controlados, temple y normalizado, para estudiar su efecto en las propiedades mecánicas. Se emplearon técnicas de microscopía óptica y electrónica de barrido para caracterizar las microestructuras resultantes, y se evaluaron las propiedades mecánicas, como la dureza Rockwell C. Simulaciones con Thermo-Calc estudiaron efectos de variaciones en Si y Mn, aplicando tratamientos intercríticos simulados a 720°C, 730°C y 750°C. Los resultados demostraron que temple y normalizado favorecen la formación de martensita y perlita respectivamente, limitando aplicaciones que exigen alta ductilidad. La muestra templada fue la más dura (45N) y menos dúctil (86% martensita), mientras que la normalizada es recomendable para altas deformaciones uniformes. La simulación reveló mayor retención de austenita con más Si y Mn.

Palabras Clave: aceros TRIP, tratamiento térmico intercrítico, Thermo-Calc, simulación numérica, propiedades mecánicas.

Abstract

This study evaluated the mechanical and microstructural properties of TRIP steels, integrating experimental analysis and numerical simulation. An intercritical treatment at 750°C was performed on a TRIP steel Fe-1.39Si-2.57Mn-0.17C (original) with controlled cooling, quenching, and normalizing to study their effects on mechanical properties. Optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM) were used to characterize the resulting microstructures, and mechanical properties such as Rockwell C hardness were evaluated. Simulations with Thermo-Calc studied the effects of variations in Si and Mn, applying simulated intercritical treatments at 720°C, 730°C, and 750°C. The results showed that quenching and normalizing promote the formation of martensite and pearlite, respectively, limiting applications requiring high ductility. The quenched sample was the hardest (45N) and least ductile (86% martensite), while normalizing is recommended for high uniform deformations. The simulation revealed higher austenite retention with increased Si and Mn.

Keywords: TRIP steels, intercritical heat treatment, Thermo-Calc, numerical simulation, mechanical properties.

1. Introducción

El desarrollo de materiales avanzados en la industria automotriz se centra en mejorar la resistencia al impacto y reducir el peso de los vehículos, incrementando así la seguridad del pasajero y la eficiencia del combustible (Senuma, 2004). Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) son esenciales en este contexto, ya que combinan

propiedades mecánicas superiores con una notable capacidad de absorción de energía, (Radhakanta, 2016).

Dentro de los AHSS, los aceros TRIP (Transformation Induced Plasticity) destacan por su combinación única de alta resistencia y ductilidad (Mark et al. 2009). Estos aceros contienen una microestructura compleja que incluye austenita retenida, ferrita, bainita y martensita, lo que les confiere una excelente capacidad para soportar deformaciones significativas sin fracturarse (Romano-Acosta et al. 2021).

*Autor para la correspondencia: vmirandal1600@alumno.ipn.mx (Valeria Miranda-López).

Correo electrónico: vmirandal1600@alumno.ipn.mx (Valeria Miranda-López), vmlopezh@ipn.mx (Víctor Manuel López-Hirata), msucedom@ipn.mx (Maribel Leticia Saucedo-Muñoz), carmina030802@gmail.com (Carmina Argaez-Herrera).

Este proceso implica calentar el acero a una temperatura entre las temperaturas críticas AC1 y AC3, permitiendo la coexistencia de ferrita y austenita. Al controlar la temperatura y el tiempo de tratamiento, se puede ajustar la cantidad de austenita que se transforma en martensita durante la deformación, optimizando así las propiedades mecánicas del acero. Los tratamientos térmicos intercríticos a diferentes temperaturas permiten fomentar diversas transformaciones de fases y estudiar sus efectos en las propiedades del acero. Los tratamientos térmicos como el temple y el normalizado después del tratamiento intercrítico influyen en la formación de martensita y perlita, respectivamente (Martlock et al. 2010)

La composición química de los aceros TRIP, particularmente los contenidos de silicio (Si) y manganeso (Mn), influye significativamente en su microestructura y propiedades mecánicas. El silicio y el manganeso promueven la formación y estabilización de la austenita retenida, mejorando la ductilidad y resistencia del acero. Además, el silicio ayuda a evitar la formación de cementita, mientras que el manganeso aumenta la templeabilidad del acero. Variaciones en estos elementos pueden alterar las temperaturas críticas y las fases presentes en el acero, afectando sus propiedades finales (Adamczyk et al. 2005).

Por lo anterior, este trabajo tiene como objetivo optimizar las propiedades mecánicas de aceros TRIP a través de una combinación de simulación numérica y análisis experimental detallado de diferentes tratamientos térmicos.

2. Procedimiento experimental

Se realizó tratamiento intercrítico a 750°C de forma experimental en un acero TRIP Fe-1.39Si-2.57Mn-0.17C austemperizado de origen con enfriamientos controlados, temple y normalizado, para fomentar distintas transformaciones de fases y así estudiar su efecto en las propiedades mecánicas. En lo sucesivo la muestra austemperizada de origen será designada como T1, la muestra templada en agua como T2 y la muestra normalizada como T3.

Adicionalmente, se realizaron simulaciones utilizando el software Thermo-Calc para estudiar los efectos de variaciones en las composiciones de Si y Mn en el mismo acero original, aplicando tratamientos intercríticos simulados a 720°C, 730°C y 750°C. Estas temperaturas fueron elegidas para cubrir un rango donde se espera la coexistencia de ferrita y austenita, lo que permite ajustar la cantidad de austenita retenida, que es clave para las propiedades mecánicas de los aceros TRIP.

2.1. Material

El acero TRIP seleccionado fue una lámina con un espesor de 1.2 mm cuya composición principal reportada por el fabricante se muestra en la tabla 1.

Tabla 1: Composición química del acero TRIP, % peso

Elemento	C	Si	Mn	P	S
%peso	0.17	1.399	2.572	0.007	0.001
	Al	Ti	Nb	Cu	Mo
	0.023	0.024	0.001	0.012	0

2.2. Metodología Experimental

A partir de la lámina de acero TRIP, se obtuvieron especímenes para la prueba de tensión uniaxial de acuerdo a la norma ASTM E8/E8M-24 para material tipo hoja con ancho de 12.5mm. Las probetas obtenidas se encapsularon al vacío para evitar la oxidación por la exposición a las altas temperaturas, y tratadas térmicamente.

Se realizaron tratamientos térmicos intercríticos a 750°C durante 30 minutos en un horno marca Xinyu Technology modelo SX2-1-10TP, con velocidad de calentamiento de 72.5°C/minuto. Las muestras fueron sometidas a enfriamientos controlados, temple en agua fría y normalizado con enfriamiento al aire.

La caracterización microestructural se realizó a través de difracción de rayos X en un difractómetro marca Rigaku®, modelo Ultima IV con radiación de Co-K α (1.7903 Å) en un rango de 30° a 100° con una velocidad de barrido de 8 °/min, microscopía óptica en MO Nikon MA200 y microscopía electrónica de barrido en un MEB JEOL 6300 a 20kV con electrones secundarios. Además, se evaluó, dureza Rockwell C, y tensión en máquina universal SHIMADZU® modelo UH-500Knx, para determinar el efecto de los tratamientos térmicos en el comportamiento del material.

2.3. Metodología Numérica

Se empleó el software Thermo-Calc para calcular los diagramas tiempo-temperatura-transformación (TTT) y cantidad de fases vs. temperatura para prever el comportamiento del material bajo diferentes temperaturas de tratamiento intercrítico y el efecto de la variación de Si y Mn.

Se aplicaron tratamientos intercríticos simulados a 720°C, 730°C y 750°C.

Se evaluaron cuatro variantes de acero: el acero de la parte experimental, T1, y tres variantes ecológicas simuladas basadas en el artículo de Kim et al. (2021) denominadas ECO-1, ECO-2 y ECO-3. Estas variantes presentan ligeras modificaciones en los porcentajes de carbono, silicio y manganeso. Las composiciones y se muestran en la Tabla 2.

Tabla 2: Condiciones simuladas, contenido de Si y Mn

Acero	Contenido de Si	Contenido de Mn
T1	1.39%	2.57%
ECO-1	1.42%	1.47%
ECO-2	1.41%	2.52%
ECO-3	1%	2.55%

A diferencia del artículo de Kim et al. (2021), este estudio evalúa los efectos del austemperizado, temple y normalizado en diferentes condiciones de tratamiento intercrítico, prestando especial atención al impacto del contenido de manganeso (Mn) y silicio (Si), así como las variaciones de temperatura, en la evolución microestructural y las propiedades mecánicas.

3. Resultados y Discusión

A continuación, se presentan y analizan los resultados obtenidos del estudio de los aceros TRIP, enfocándose en dos aspectos principales: el efecto del enfriamiento en la microestructura y propiedades mecánicas, y el efecto de la

composición química en las temperaturas críticas y la transformación martensítica. Estos factores son importantes para comprender y optimizar las propiedades de los aceros TRIP, utilizados en aplicaciones donde se requiere una combinación de alta resistencia y ductilidad.

3.1. Efecto del enfriamiento en la Microestructura y Propiedades Mecánicas:

La caracterización microestructural mediante microscopía óptica se presenta en la Figura 1.

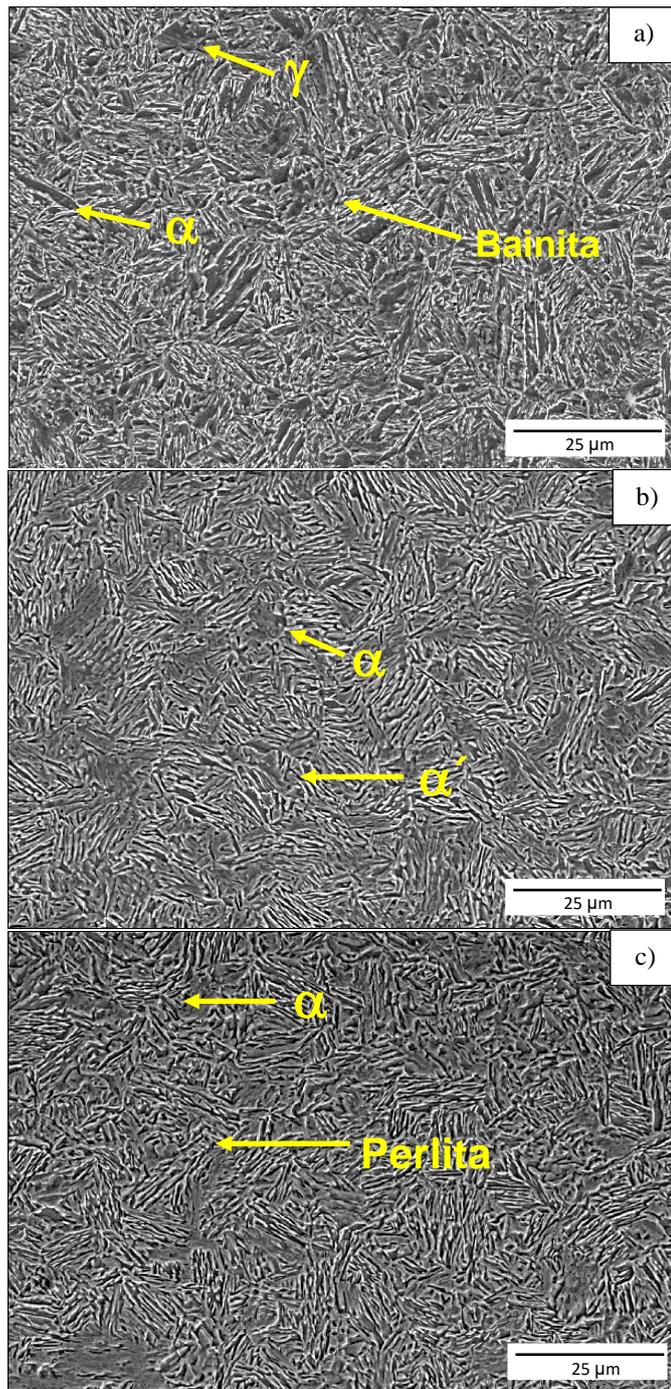


Figura 1: Imágenes de MO para las Muestras a) T1, b) T2 y c) T3. Muestras atacadas con Nital 5 por 10s.

La Figura 1a) corresponde a T1. Dado que los tratamientos son intercríticos, partimos de una mezcla de austenita (γ) y ferrita (α), siendo la austenita la única que puede transformarse.

Para T1, el tratamiento intercrítico fue seguido de un austemperizado y un temple, resultando en una microestructura con ferrita (α), austenita retenida (γ) y bainita (mezcla de ferrita y Fe_3C). También puede haber algo de martensita (α'). La austenita retenida se estabiliza por el contenido de Si en el acero, que promueve la migración del C hacia la austenita, proporcionando ductilidad y tenacidad. El conteo de zonas indica un 11.6% de austenita retenida.

La muestra T2, en la Figura 1b), muestra la transformación de la austenita (γ) en martensita (α'), una fase muy dura que le brinda alta resistencia, pero casi nula ductilidad. La micrografía muestra martensita (α') y ferrita (α), con un 44.16% de martensita, y el resto ferrita.

Finalmente, la Figura 1c) muestra la microestructura de la muestra T3. Se observa ferrita (α) y perlita como microconstituyentes, con un conteo de zonas que indica un 21.77% de perlita, visible como delgadas láminas.

A continuación, se presentan los difractogramas de rayos X en la Figura 2 para las tres muestras, donde se identificaron las distintas fases presentes en cada una.

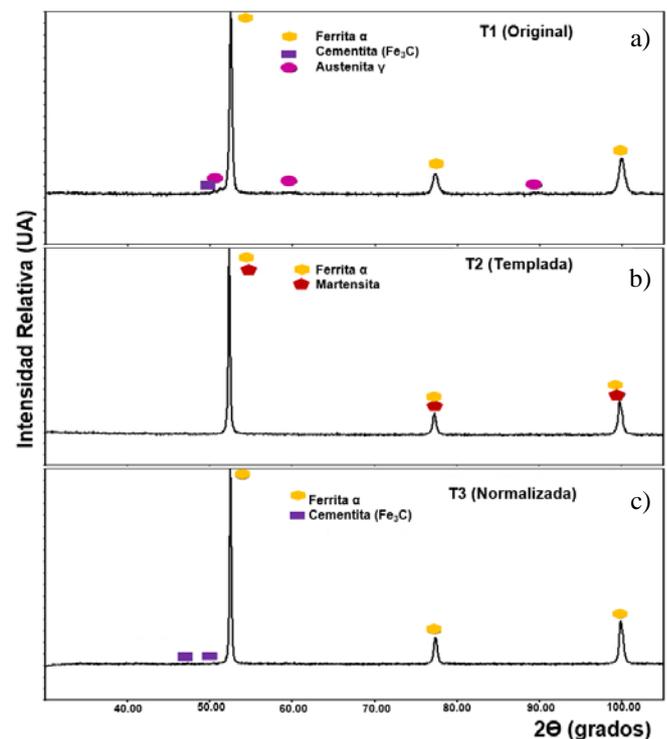


Figura 2: Fases presentes en las muestras a) T1, b) T2 y c) T3, DRX.

El difractograma de rayos X de la Figura 1(a), correspondiente a la muestra T1, muestra que el pico de mayor intensidad corresponde a la ferrita (α), confirmando su presencia en la micrografía. La ferrita se encuentra tanto como ferrita proeutectoide como dentro de la bainita, junto con la cementita. Además, se detecta la presencia de austenita (γ), fase que contribuye a la ductilidad y tenacidad del acero debido a su estructura fcc (face-centered cubic). Esta estructura cristalina permite una alta densidad de planos de deslizamiento, lo que facilita la deformación plástica sin

fractura, aumentando la ductilidad. Asimismo, la distribución uniforme de tensiones en esta estructura favorece la absorción de energía, lo que mejora la tenacidad del material, haciéndolo más resistente a impactos y cargas bruscas.

El difractograma de rayos X de la muestra T2, Figura 2(b), indica la presencia de ferrita (α) y martensita (α'), formada por la alta velocidad de enfriamiento durante el templeado. Esta transformación completa de austenita a martensita explica el bajo porcentaje de alargamiento y la alta resistencia máxima observada durante el ensayo de tensión uniaxial. La Figura 3(c) muestra el difractograma de rayos X de la muestra T3, constituida por ferrita (α) y cementita. La cementita se presenta en la microestructura como láminas alternadas dentro de la perlita, proporcionando dureza y elevando la resistencia mecánica de la muestra.

En cuanto a los resultados de la prueba de tensión, conforme a la norma ASTM-E823, se detallan en la Tabla 3.

Tabla 3. Resultados numéricos de la prueba de tensión

Designación	Alargamiento (%)	Reducción en área (%)	Resistencia de cedencia (MPa)	Resistencia máxima (MPa)
T1	14.125	14.14	817.528	1202.12
T2	1.201	0.92	763.238	1255.44
T3	12.16	15.95	791.413	1196.05

El tipo de fractura observado en las pruebas de tensión también se analizó. La Figura 3 muestra las superficies de fractura de cada muestra, destacando las diferencias en el comportamiento mecánico resultante del tratamiento térmico aplicado.

En la muestra T1, (a), se observa una fractura transgranular dúctil, evidenciada por la presencia de picos y hoyuelos (dimples), indicativos de una deformación plástica significativa. Esta fractura es coherente con los microconstituyentes dúctiles como la bainita y la austenita retenida.

La muestra T2, (b), exhibe una fractura frágil sin deformación plástica visible. Se observa una fractura intergranular con límites de grano claramente definidos y zonas de clivaje, características de una fractura frágil. El tamaño de grano es menor a 25 micras y equiaxial debido al rápido enfriamiento. Este comportamiento corresponde a la presencia de martensita en la microestructura.

La muestra T3, (c), muestra una fractura dúctil, aunque con menor deformación que la muestra T1. La fractura es transgranular con formación de picos, indicando comportamiento plástico. Esto es consistente con la presencia de ferrita, que aporta ductilidad.

Finalmente, la dureza de las muestras tratadas térmicamente se resume en la Tabla 4.

La muestra T2 muestra la mayor dureza debido a su tratamiento térmico, que induce la formación de martensita, incrementando significativamente la dureza del material.

Estos resultados de dureza concuerdan con las pruebas de tensión (Tabla 3), donde T2 también mostró la mayor resistencia, pero la menor deformación. Por el contrario, la

muestra normalizada T3, con su microestructura de ferrita y perlita, presentó la menor dureza, lo que es coherente con sus propiedades de tensión. La muestra original T1, con dureza intermedia, refleja su microestructura y comportamiento tensil.

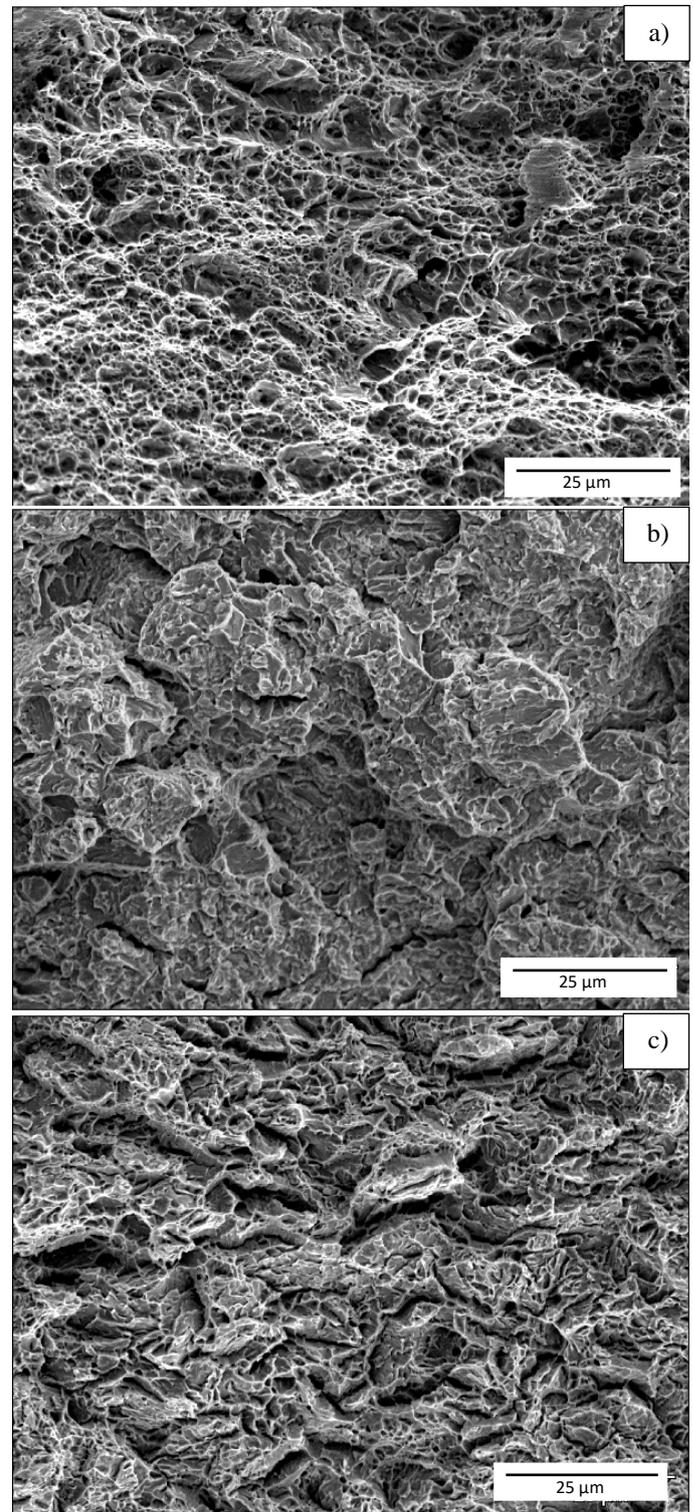


Figura 3: Superficies de Fractura para las Muestras T1, T2 y T3. Voltaje de aceleración 15 KV, Distancia de trabajo 39, Lente condensadora 9.

Tabla 4. Dureza superficial en escala N y Rockwell C

Designación	Escala HRC
T1	43
T2	47
T3	41

3.2. Efecto de la Composición Química

La Figura 4 muestra el diagrama de fases pseudobinario Fe-C obtenido por Thermo-Calc para la composición química del acero TRIP (ver Tabla 1).

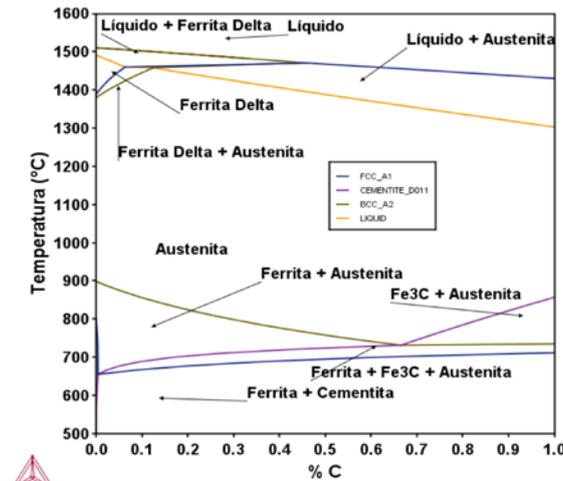


Figura 4: Diagrama de Equilibrio para el Acero TRIP

Comparado con el diagrama Fe-Fe3C convencional, el punto eutectoide se desplaza a la izquierda debido a la adición de Mn. La zona de ferrita, aunque muy pequeña en el diagrama metaestable, prácticamente desaparece en la Figura 4, aumentando la región de ferrita+austenita. Además, la adición de Si y Mn elimina la transformación perlítica, haciendo imposible promover esta transformación sin importar el tratamiento aplicado. Esto se debe a que ambos elementos aumentan la cantidad de austenita. Además, se observan dos regiones por debajo del punto eutectoide: a 723°C se forma $\alpha + Fe_3C + \gamma$, y a 650°C se forma $\alpha + Fe_3C$ debido a la disolución de austenita en cementita por su alto contenido de C.

Por su parte la Tabla 5 muestra los efectos de la composición química sobre las temperaturas críticas (AC1 y AC3) y la temperatura de inicio de la martensita (Ms) en diferentes variantes de aceros TRIP. Para esta evaluación, se compararon los resultados obtenidos mediante simulaciones en Thermo-Calc con los datos experimentales reportados por Kim y colaboradores (2021).

Las temperaturas calculadas por el programa resultan menores en todos los casos en comparación con los datos experimentales obtenidos mediante dilatómetro, lo que podría atribuirse a la influencia del tamaño de grano, ya que este dato experimental no se conoce.

Los resultados indican que, en general, las temperaturas críticas AC1 y AC3 aumentan con la reducción en el contenido de carbono y manganeso, como es el caso de ECO-1 en comparación con el acero original. Además, la temperatura Ms muestra una tendencia a aumentar en las variantes con menor contenido de carbono, lo cual es consistente tanto en los resultados de Thermo-Calc como en los reportados por Kim y colaboradores, (2021).

El acero original mostró las menores temperaturas Ms, M50 y M99 debido a su alto contenido de aleantes.

Kim y colaboradores (2021) señalan que las condiciones del recocido intercrítico y la transformación bainítica isotérmica influyen de manera significativa en la formación de austenita retenida, lo que a su vez impacta las propiedades mecánicas del acero TRIP. Indican que cuando el recocido intercrítico se lleva a cabo a la temperatura en la que la fracción de ferrita y austenita es 50:50, se logran excelentes propiedades mecánicas en los aceros TRIP.

Las variaciones ECO, en particular ECO-2, con mayor contenido de Si y Mn, mostraron temperaturas más altas para la formación de 50:50 austenita y ferrita, lo cual contribuye a una mejor resistencia y tenacidad.

Por su parte, en la Figura 5 se muestra cómo varía el porcentaje de martensita formada a diferentes temperaturas de tratamiento intercrítico para el acero ECO-2, que presentó la mayor cantidad de austenita retenida.

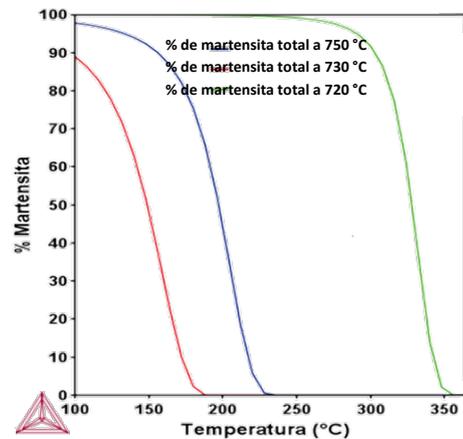


Figura 5. Transformación martensítica, ECO2.

Mientras que a 730 °C se obtuvo un 12% de austenita retenida. El tratamiento intercrítico a 720 °C produjo la mayor fracción de martensita,

Tabla 5. Efecto de la Composición Química sobre las Temperaturas Críticas y la Transformación Martensítica de Aceros TRIP.

Acero	AC1, °C		AC3, °C		Temp. Ms, °C		Temp. 50 Austenita: 50 Ferrita, °C
	Thermo-Calc	Kim et al*	Thermo-Calc	Kim et al*	Thermo-Calc	Kim et al*	Thermo-Calc
Original T1	650	-	820	-	340	-	750
ECO-1	700	728	866	922	400	425	790
ECO-2	664	716	836	891	360	409	760
ECO-3	653	709	813	867	350	400	752

4. Conclusiones

Este estudio analizó de manera detallada los efectos del enfriamiento y la composición química en la microestructura y propiedades mecánicas de los aceros TRIP. A continuación, las conclusiones de los experimentos y simulaciones.

4.1. Efecto del enfriamiento en la Microestructura y Propiedades Mecánicas:

Austemperizado (Original T1): Produjo ferrita, austenita retenida (11.6%) y bainita, resultando en alta ductilidad (alargamiento de 14.13%) y tenacidad, con una resistencia máxima de 1202 MPa, adecuada para absorción de energía.

Temple (T2): Generó ferrita y martensita (44.16%), proporcionando alta resistencia (resistencia máxima de 1255 MPa) y dureza (47 HRC), pero baja ductilidad (alargamiento de 1.20%), útil para resistencia al desgaste.

Normalizado (T3): Formó ferrita y perlita, logrando un buen equilibrio entre resistencia (1196 MPa) y ductilidad (alargamiento de 12.16%), ideal para componentes estructurales

4.2. Efecto de la Composición Química:

Aumentar el Mn disminuyó las temperaturas AC1, AC3 y 50/50 austenita-ferrita, con el acero original mostrando la mayor reducción (AC1 de 650°C y AC3 de 820°C).

El Si sugiere la presencia de grafito y cementita en equilibrio, aumenta AC3 y suprime la reacción $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$.

El acero original mostró mayor templabilidad y las menores temperaturas Ms (340°C), M50 (300°C) y M99 (220°C) por su alto contenido de aleantes.

ECO-2 tuvo una transformación bainítica más marcada debido a su mayor contenido de Si y Mn, mejorando su resistencia y tenacidad (Ms de 360°C y AC1 de 664°C).

El tratamiento intercrítico a 720 °C produjo la mayor fracción de martensita, mientras que a 730 °C se obtuvo 12 % de austenita retenida, con ECO-2 presentando la mayor cantidad.

Los resultados de Thermo-Calc y los experimentales de Kim y colaboradores mostraron buena correlación, validando las simulaciones para predecir el comportamiento de aceros TRIP con diferentes composiciones.

Agradecimientos

Los autores agradecen el apoyo de Beifi-SIP-IPN y Conahcyt.

Referencias

- Adamczyk, J., & Grajcar, A. (2005). Structure and mechanical properties of DP-type and TRIP-type sheets obtained after the thermomechanical processing. *Journal of Materials Processing Technology*, 162–163. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.02.032>
- Kim, S.-J., Lee, C. G., Choi, I., & Lee, S. (2021). Effects of heat treatment and alloying elements on the microstructures and mechanical properties of 0.15 wt pct C transformation-induced plasticity-aided cold-rolled steel sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32, 501–514. <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0067-0>
- Mark, A., y otros. (2009). Microstructural design of multiphase advanced high strength steels. *The Canadian Journal of Metallurgy and Materials Science*, 48. <https://doi.org/10.1179/cmj.2009.48.3.237>
- Matlock, D. K., & Speer, J. G. (2010). Processing opportunities for new advanced high-strength sheet steels. *Materials and Manufacturing Processes*, 25. <https://doi.org/10.1080/10426910903158272>
- Radhakanta, R., & Singh, S. B. (2016). *Automotive steels: Design, metallurgy, processing and applications*. Elsevier. Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering. ISBN: 978-0-08-100638-2.
- Romano-Acosta, L. F., y otros. (2021). Influence of thermomechanical processing parameters on critical temperatures to develop an advanced high strength steel microstructure. *J Mater Sci*, Springer, Nuevo León, México. <https://doi.org/10.1007/s10853-021-06444-6>
- Senuma, T. (2004). Processing and properties of advanced high strength steel sheets. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 43(1), 1–12. <https://doi.org/10.1179/cmj.2004.43.1.1>
- ASTM International. (2024). ASTM E8/E8M-24: Standard test methods for tension testing of metallic materials (pp. 4). ASTM International. https://doi.org/10.1520/E0008_E0008M