

Análisis de la evolución microestructural durante el tratamiento térmico intercrítico de un acero doble fase

Analysis of the microstructural evolution during the intercritical heat treatment of a dual-phase steel

I.J. Sánchez Pulido ^{a,*}, V. Miranda López ^a, M. Gerardo Dolores ^a, M.L. Saucedo Muñoz ^a, V.M. López Hirata ^a

^aEscuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas, Instituto Politécnico Nacional, 0770 Ciudad de México, CDMX.

Resumen

Los aceros de doble fase (DP), pertenecientes a la familia de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), han adquirido gran relevancia en el sector automotriz por su combinación de alta resistencia y buena ductilidad. El objetivo de este trabajo es presentar la caracterización inicial de un acero DP780 en condición de recibido, como base para el diseño posterior de tratamientos térmicos intercríticos orientados a modificar su microestructura y propiedades mecánicas. La microestructura en condición original se analizó mediante microscopía óptica, observándose una matriz ferrítica con islas de martensita, en proporciones típicas de un acero dual phase. A partir de la composición química determinada y utilizando el software de simulación Thermo-Calc, se obtuvieron los diagramas de equilibrio, las curvas de transformación martensítica y los diagramas TTT. Con esta información se identificaron los rangos de temperatura adecuados para los futuros tratamientos intercríticos y las temperaturas características de inicio y final de la transformación martensítica (Ms y Mf). Estos resultados constituyen la base para definir las condiciones de calentamiento y enfriamiento que permitirán, en etapas posteriores, correlacionar la fracción de fases obtenida con las propiedades mecánicas del material tratado.

Palabras Clave: Tratamientos térmicos intercríticos, aceros doble fase, microestructura, simulación numérica, propiedades mecánicas.

Abstract

Dual-phase (DP) steels, belonging to the family of advanced high-strength steels (AHSS), have gained great importance in the automotive sector due to their combination of high strength and good ductility. The aim of this work is to present the initial characterization of a DP780 steel in the as-received condition, as a basis for the subsequent design of intercritical heat treatments intended to modify its microstructure and mechanical properties. The as-received microstructure was analyzed by optical microscopy, revealing a ferritic matrix with martensite islands in proportions typical of a dual-phase steel. Based on the determined chemical composition and using the Thermo-Calc simulation software, equilibrium diagrams, martensitic transformation curves, and TTT diagrams were obtained. From this information, the appropriate temperature ranges for future intercritical treatments and the characteristic start and finish temperatures of the martensitic transformation (Ms and Mf) were identified. These results provide the foundation for defining the heating and cooling conditions that will, in later stages, allow correlation between the resulting phase fractions and the mechanical properties of the treated material.

Keywords: Intercritical heat treatments, dual-phase steels, microstructure, numerical simulation, mechanical properties.

1. Introducción

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) son fundamentales para fabricar vehículos

*Autor para la correspondencia: isanchezp2500@alumno.ipn.mx

Correo electrónico: isanchezp2500@alumno.ipn.mx (Iván de Jesús Sánchez Pulido), vmiranda1600@alumno.ipn.mx (Valeria Miranda López), mgerardod2000@alumno.ipn.mx (Montserrat Gerardo Dolores), msaucedom@ipn.mx (Maribel Leticia Saucedo Muñoz), vmlopezh@ipn.mx (Víctor Manuel López Hirata).

más seguros y ligeros. Se emplean en componentes automotrices críticos como la jaula de seguridad, que incluye pilares, vigas laterales y parachoques. También se utilizan en estructuras de asientos, donde aportan alta resistencia y la flexibilidad necesaria para diseños modernos.

La familia de los AHSS comprende aceros de doble fase (DP), TRIP, CP, MS y TWIP. Entre ellos, los aceros DP destacan por su combinación de resistencia y facilidad de conformado y soldadura, lo que los hace adecuados para diversas partes estructurales del automóvil.

El acero de doble fase analizado se aplica en zonas que requieren alta resistencia, como largueros inferiores y refuerzos del techo, así como en elementos de impacto que exigen tenacidad, por ejemplo, paneles de estribo y refuerzos del piso. Su microestructura está formada por una matriz dúctil de ferrita con islas de martensita de alta dureza, generando una estructura heterogénea similar a un compuesto. La ferrita, continua y blanda, absorbe la mayor parte de la deformación, mientras que la martensita aporta resistencia. Estas propiedades derivan de su estructura y del proceso de fabricación.

El acero se lamina en frío y posteriormente se somete a un tratamiento térmico intercrítico, que consiste en calentar entre las temperaturas A1 y A3, donde se forma la austenita. Luego, se enfría rápidamente por debajo del punto Ms, transformando la austenita en martensita y fijando la microestructura final.

En los últimos años, el enfoque CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams) se ha consolidado como una herramienta fundamental para el diseño y optimización de tratamientos térmicos en aceros avanzados de alta resistencia, ya que permite predecir las fracciones de fase, las temperaturas críticas y las condiciones de equilibrio asociadas al proceso térmico. En este trabajo se empleó el software Thermo-Calc, que opera bajo dicho enfoque, calculando el equilibrio de fases mediante la minimización de la energía libre de Gibbs total del sistema y utilizando bases de datos termodinámicas y de movilidad. Los modelos y parámetros utilizados se derivan de datos experimentales evaluados críticamente y de ajustes termodinámicos reportados en la literatura. Aunque las ecuaciones internas del software no son de dominio público, sus resultados se sustentan en principios termodinámicos estándar y están ampliamente validados en la comunidad metalúrgica.

2. Metodología numérica

El análisis numérico se realizó utilizando el software Thermo-Calc, con las bases de datos termodinámica TCFel1 y de movilidad MobFe6.

La composición química empleada corresponde a la información certificada por el fabricante del acero (certificado de molino), la cual se consideró representativa del material analizado. Con base en esta composición y en el rango estimado de temperaturas críticas, se generaron el diagrama de equilibrio de fases y las curvas de transformación martensítica en función de la temperatura.

Asimismo, se obtuvieron los diagramas de Transformación Tiempo–Temperatura (TTT), que permiten estimar las condiciones de transformación difusional de la austenita. Estos resultados se emplearon para determinar las temperaturas de inicio y final de la formación de austenita (A₁ y A₃), así como las temperaturas características de la transformación martensítica (Ms y Mf).

Los diagramas obtenidos constituyen la base para el diseño teórico de tratamientos térmicos intercríticos, al definir los intervalos de temperatura y enfriamiento en los que coexisten ferrita y austenita y en los que se promueve la transformación martensítica posterior.

Tabla 1: Composición química del acero DP780, % peso

Elemento	C	Si	Mn
% Peso	0.098	0.509	2.346

3. Metodología experimental

La caracterización experimental se enfocó exclusivamente en el análisis microestructural del acero en condición de recibido, con el propósito de establecer la referencia inicial para etapas futuras del estudio.

Las muestras fueron preparadas metalográficamente mediante corte, montaje, desbaste, lijado y pulido, de acuerdo con procedimientos normalizados. El ataque químico se realizó con reactivo Klemm, adecuado para diferenciar las fases ferrita y martensita.

Las observaciones se efectuaron en un microscopio óptico metalográfico empleando diferentes aumentos, con el fin de identificar la distribución, morfología y proporción relativa de fases. La cuantificación de fases se llevó a cabo mediante análisis de imagen digital utilizando el software ImageJ. Se analizaron tres campos representativos por muestra a 1000x, y la fracción de área, se consideró equivalente a la fracción volumétrica, conforme al principio de Delesse y la norma ASTM E562.

Los resultados obtenidos permitieron verificar la microestructura típica de un acero dual phase y proporcionar información de entrada para el diseño de tratamientos térmicos intercríticos en etapas posteriores, en concordancia con el objetivo del trabajo.

4. Resultados y Discusión

4.1. Caracterización microestructural en condición de recibido

La Figura 1 muestra la microestructura del acero DP780 en condición de recibido. Se distingue una matriz de ferrita de tonalidad clara con islas oscuras de martensita, distribuidas de manera uniforme, características de los aceros de doble fase.

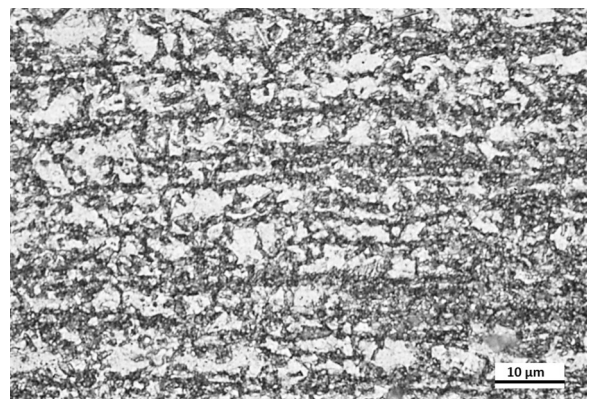


Figura 1. Micrografía del acero DP780 en condición de recibido. Reactivo Klemm, 1000X, campo claro.

4.2 Diseño del Tratamiento Térmico Intercrítico

El diseño térmico del acero DP780 se basó en el análisis del diagrama de equilibrio de fases, el diagrama TTT y las curvas de transformación martensítica, calculados mediante Thermo-Calc a partir de los datos de composición química y temperatura crítica del material. Estas herramientas permitieron definir las condiciones de calentamiento intercrítico, los tiempos de sostenimiento y las velocidades de enfriamiento necesarias para alcanzar la microestructura objetivo.

La Figura 2 muestra el diagrama de equilibrio de fases, donde se representa la fracción volumétrica de cada fase en función de la temperatura. La línea roja corresponde a la ferrita, la verde a la austenita, la azul brillante a la cementita y la azul oscura a la fase líquida. Alrededor de 750 °C, las fracciones de ferrita y austenita son aproximadamente iguales (50 %), lo que indica una estructura dual balanceada. Este equilibrio a alta temperatura antecede la transformación martensítica que ocurre durante el enfriamiento por debajo de la temperatura M_s .

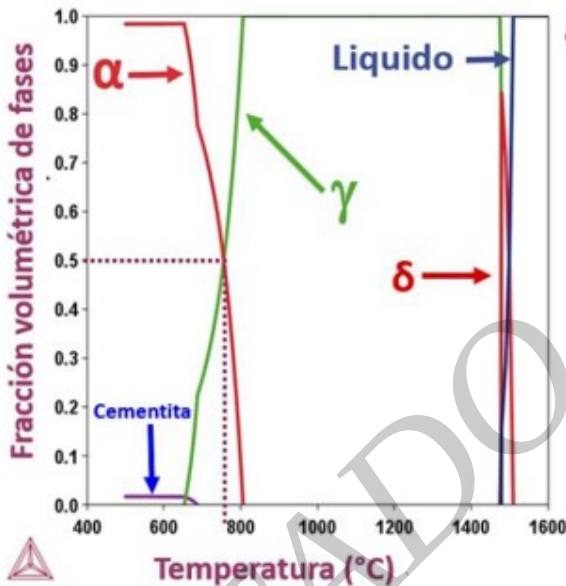


Figura 2: Diagrama de equilibrio de fases del acero DP780.

A partir del diagrama se determinaron las temperaturas críticas A_1 y A_3 , que delimitan el intervalo intercrítico. Con base en estos valores, se establecieron tres condiciones representativas de tratamiento, diseñadas para generar distintas fracciones iniciales de austenita y, en consecuencia, diferentes proporciones finales de martensita tras el enfriamiento.

Tabla 2: Selección de temperaturas intercríticas

Tratamiento	Temperatura intercrítica (°C)	% Austenita	% Ferrita
TT1	710	25 %	75 %
TT2	725	35 %	65 %
TT3	740	45 %	55 %

Estas condiciones permiten evaluar tres escenarios microestructurales:

(a) predominio de ferrita (25 % de austenita), asociado a mayor ductilidad y menor resistencia;

(b) equilibrio ferrita–martensita (35 % de austenita), con balance resistencia–ductilidad; y

(c) incremento de martensita (45 % de austenita), que eleva la resistencia a costa de la deformabilidad uniforme.

El intervalo de 25–45 % de austenita inicial representa el rango típico de diseño en aceros DP utilizados en aplicaciones automotrices.

La Figura 3 muestra la curva de transformación martensítica del acero DP780. En la microestructura completamente austenítica, la transformación alcanza casi el 100 % de martensita alrededor de 250 °C. En contraste, una microestructura con 50 % de ferrita y 50 % de austenita presenta una transformación más gradual, con una fracción final de martensita menor. La temperatura M_f , ubicada por debajo de 100 °C, asegura la transformación completa de la austenita cuando el enfriamiento es suficientemente rápido.

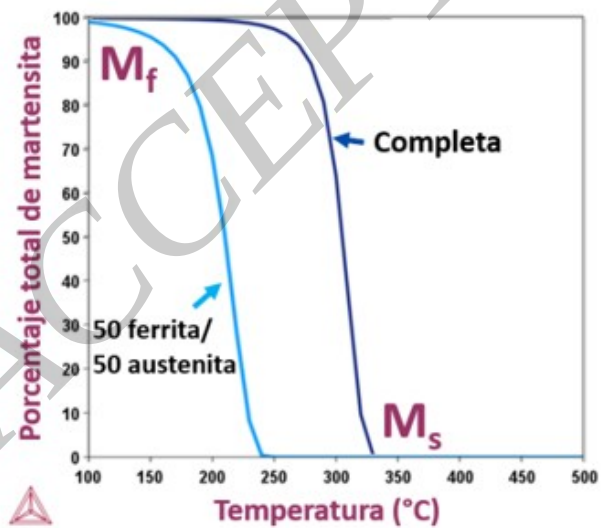


Figura 3: Curva de transformación martensítica del acero DP780.

El diagrama TTT, Figura 4, complementa el análisis de las transformaciones de la austenita. El eje X representa el tiempo o la velocidad de enfriamiento (escala logarítmica), mientras que el eje Y corresponde a la temperatura.

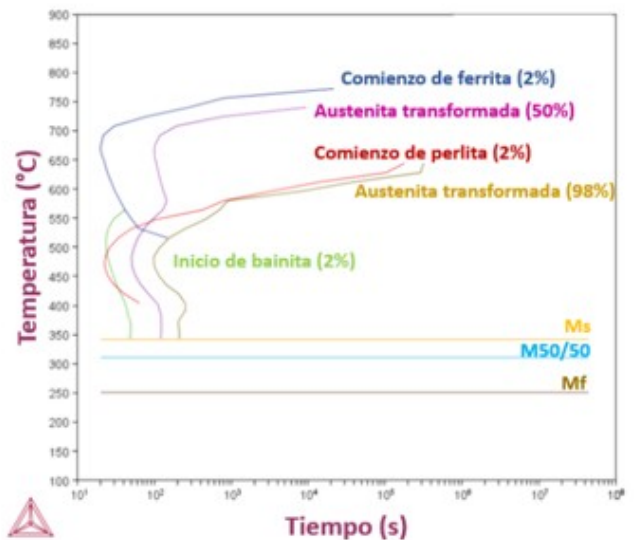


Figura 4: Diagrama TTT del acero DP780.

Las regiones coloreadas indican las transformaciones a

ferrita, perlita y bainita. La ferrita y perlita se forman entre 500–800 °C, y la bainita entre 300–550 °C, con cinética relativamente lenta. Por tanto, un enfriamiento rápido evita la formación de estas fases y favorece la transformación martensítica.

Con base en los diagramas y curvas analizadas, se anticipa que durante el tratamiento intercrítico (710–740 °C) se genera una fracción controlada de austenita que coexiste con ferrita primaria estable. Durante el enfriamiento rápido, la austenita se transforma en martensita mientras la ferrita se mantiene inalterada, obteniéndose microestructuras duales cuya proporción depende directamente de la temperatura intercrítica inicial.

A 710 °C, la fracción de austenita es baja, resultando en una microestructura con predominio de ferrita y mayor ductilidad. A 725 °C se logra un equilibrio ferrita–martensita que favorece el balance entre resistencia y deformabilidad. Finalmente, a 740 °C aumenta la fracción de martensita, incrementando la resistencia mecánica con una reducción proporcional de ductilidad.

Los diagramas TTT confirman que las transformaciones difusionales (ferrita, perlita y bainita) requieren tiempos prolongados y no se forman bajo condiciones de temple en agua. En consecuencia, la evolución microestructural prevista se restringe al sistema ferrita + martensita, validando el diseño térmico propuesto.

De manera general, el análisis numérico y térmico evidencia que la fracción final de martensita depende tanto de la cantidad de austenita generada durante el calentamiento intercrítico como de la cinética de transformación controlada por las temperaturas Ms y Mf. Este comportamiento permite establecer la base microestructural para correlacionar, en trabajos futuros, la proporción de fases con las propiedades mecánicas del acero DP780.

5. Conclusiones

A partir del análisis de los diagramas de equilibrio de fases, de transformación martensítica y TTT, así como del diseño teórico de los tratamientos intercríticos y de enfriamiento, se establecieron las siguientes conclusiones:

1. Definición precisa del rango intercrítico.

El análisis de equilibrio de fases permitió determinar tres temperaturas clave (710, 725 y 740 °C) que generan fracciones iniciales de austenita de 25, 35 y 45 %. Este rango abarca microestructuras que van desde dominios ferríticos hasta configuraciones con mayor contenido martensítico, estableciendo una base sólida para correlacionar fracción de fases y propiedades mecánicas.

2. Confirmación de la cinética lenta de transformación difusional.

Los diagramas TTT evidenciaron que el acero DP780 presenta transformaciones difusionales lentas. Por tanto, un enfriamiento en agua —con velocidades superiores a 50–100 °C/s— garantiza la obtención de una microestructura compuesta exclusivamente por ferrita y martensita.

3. Validación del medio de enfriamiento.

Las curvas de transformación martensítica indicaron que la temperatura Mf se encuentra por debajo de 100 °C, asegurando la completa transformación de la austenita bajo enfriamiento rápido. Este comportamiento confirma la pertinencia del uso de agua como medio de temple en el diseño térmico.

4. Determinación del rango óptimo ferrita–martensita.

El intervalo de fracciones iniciales de austenita (25–45 %) cubre los límites prácticos de ductilidad y resistencia: microestructuras con menor contenido martensítico presentan mejor deformabilidad, mientras que aquellas con mayor fracción de martensita incrementan la resistencia a costa de la ductilidad.

Línea de investigación futura

Como continuidad de este trabajo, el equipo de investigación desarrollará una línea enfocada en la evaluación experimental de las microestructuras generadas a diferentes temperaturas intercríticas. El objetivo será correlacionar cuantitativamente las fracciones de fase con las propiedades mecánicas obtenidas y establecer un modelo predictivo que relacione los parámetros térmicos con el comportamiento del acero DP780.

Agradecimientos

Referencias

- Adamczyk, J., & Grajcar, A. (2005). Structure and mechanical properties of DP-type and TRIP-type sheets obtained after thermomechanical processing. *Journal of Materials Processing Technology*, 162–163(1–3), 162–163.
- Fonstein, N. (2015). *Advanced high strength sheet steels: Physical metallurgy, design, processing, and properties*. Springer International Publishing.
- Grajcar, A. (2012). Segregation behaviour of third generation advanced high-strength Mn–Al steels. *Archives of Foundry Engineering*, 12(3), 123–130.
- Kokosza, A., & Pacyna, J. (2010). Mechanical stability of retained austenite in unalloyed structural steels of various carbon content. *Archives of Metallurgy and Materials*, 55(4), 1001–1006.
- Mark, A., Westphal, M., Boyd, D., McDermid, J., & Embury, D. (2009). Microstructural design of multiphase advanced high-strength steels. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 48(4), 325–332.
- Matlock, D. K., & Speer, J. G. (2010). Processing opportunities for new advanced high-strength sheet steels. *Materials and Manufacturing Processes*, 25(1), 7–13.
- Ogatsu, K., Ogawa, T., Chen, T.-T., Sun, F., & Adachi, Y. (2025). Dramatic improvement in strength–ductility balance of dual-phase steels by optimizing features of ferrite phase. *Journal of Materials Research and Technology*, 35, 289–297.
- Park, M.-H., Matsubayashi, R., Shibata, A., & Tsuji, N. (2024). Quantitative characterization of local deformation–fracture behavior in ferrite–martensite dual-phase steels with different martensite distributions. *Materials Science and Engineering A*, 918, 147445.
- Porter, D. A., Easterling, K. E., & Sherif, M. Y. (2021). *Phase transformations in metals and alloys* (5th ed., pp. 375–493). Taylor & Francis.
- Romano-Acosta, L., García-Rincón, O., Pedraza, J., & Palmiere, E. (2021). Influence of thermomechanical processing parameters on critical temperatures to develop an advanced high-strength steel microstructure. *Journal of Materials Science*, 56(12), 9876–9891.
- Senuma, T. (2004). Processing and properties of advanced high-strength steel sheets. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 43(1), 1–12.