

Caracterización y procesamiento de un acero avanzado de alta resistencia de bajo contenido de carbono dopado con Nb mediante temple y partición con extraordinaria resistencia y absorción de energía.

Angelo Oñate-Soto^{1,2}, María Isabel Alvarado-Ávila³, Jesús Ramírez-Briceño¹, Juan Pablo Sanhueza-Araya¹
¹Carlos Medina-Muñoz⁴, Manuel Melendrez-Castro¹, David Rojas-Jara¹

¹Departamento de Ingeniería en Materiales, Facultad de Ingeniería, Universidad de Concepción, Chile. Email: aonates@udec.cl

²Departamento de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Concepción, Chile. Email: aonate@ubiobio.cl

³ Department of Applied Physics, School of Engineering Science, KTH Royal Institute of Technology, Sweden. Email: isa.alvarado3@gmail.com

⁴Departamento de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Concepción, Chile. Email: cmedinam@udec.cl

Resumen

Esta investigación examina los parámetros cinéticos y termodinámicos que intervienen en los procesos de temple y partición. Se discuten los parámetros mecánicos de los aceros templados y particionados de mejor rendimiento y los mecanismos que los rigen. Los principales resultados son una excelente absorción de energía mediante un tratamiento térmico de temple y partición en dos etapas, obteniendo un 18 % de austenita retenida y una absorción de energía de 28,68 GPa%. Adicionalmente se analizó la interacción de nanodureza entre las fases principales resaltando la influencia que tienen las fases circundantes sobre las características nanomecánicas. Los resultados de nanodureza promedio obtenidos son 9.37 GPa, 6.40 GPa y 3.7 GPa para la martensita, austenita y ferrita respectivamente. Sin embargo, se observó la influencia de las fases circundantes austenita/ferrita obteniendo como resultado una nanodureza entre 5 y 6 GPa debido a restricción cinemática y cambio de densidad de interacción.

Palabras clave: Austenita Retenida; Temple y Partición; Nanoindentación.

Abstract

This research examines the kinetic and thermodynamic parameters involved in the quenching and partitioning processes. The mechanical parameters of the best performing quenched and partitioned steels and the mechanisms governing them are discussed. The main results are excellent energy absorption by a two-stage quenching and partitioning heat treatment, obtaining 18 % retained austenite and energy absorption of 28.68 GPa%. Additionally, the nanohardness interaction between the main phases was analyzed, highlighting the influence of the surrounding phases on the nanomechanical characteristics. The average nanohardness results obtained are 9.37 GPa, 6.40 GPa and 3.7 GPa for martensite, austenite and ferrite, respectively. However, the influence of the surrounding austenite/ferrite phases was observed, resulting in nanohardness between 5 and 6 GPa due to kinematic restriction and change of interaction density.

Keywords: Retained Austenite; Quench and Partition; Nanoindentation.

1. Introducción

Los aceros de temple y partición consisten en aceros al carbono sometidos a un tratamiento térmico bajo un ciclo termoquímico-cinético controlado con transformación adifusional incompleta y posterior difusión de carbono de largo alcance. Desde lo anterior, se favorece la retención metaestable de austenita mediante la difusión de carbono, aumentando su concentración al difundir de una zona de alto potencial químico (martensita) a una zona con bajo potencial químico (austenita) buscando el equilibrio de estado.

La complejidad del proceso radica en el control cinético de la difusión de carbono durante la etapa de partición. Debido a la complejidad del control cinético en el proceso de temple y partición, generalmente los investigadores intentan superar la barrera cinética y difusiva dopando los aceros con una alta fracción de carbono para alcanzar una mayor fracción de austenita retenida [5]–[8]. El dopaje excesivo de carbono presenta un nivel inadecuado en la generación de carburos, reduciendo la respuesta mecánica buscada con el tratamiento térmico, por lo cual, se transforma en un material inadecuado para su utilización en aplicaciones que requieren un alto rango de absorción de energía. Basado en los antecedentes anteriores, el presente trabajo tiene como objetivo conseguir austenita retenida mediante el proceso de temple y partición superior a un 10% y obtener mecanismos de refuerzo mecánico de Hall-Petch y precipitación debido al dopaje de Nb.

2. Metodología

El material utilizado consiste en un acero de bajo carbono dopado con Si y Nb. La composición química del acero se obtuvo mediante espectroscopía de emisión óptica y los resultados se presentan en la tabla 1.

Tabla 1. Composición química del acero procesado por temple y partición.

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Nb	Fe
0.27	1.7	1.7	0.87	0.15	0.60	0.26	Bal.

Fuente: Elaboración Propia.

Se obtuvieron muestras de 1 cm² con un espesor de 1.5 mm mediante corte con disco de diamante. Las muestras fueron posteriormente llevadas a una mufla con alambre resistivo de Kanthal hasta llegar a una temperatura de austenización de 880°C durante 10 minutos. Posteriormente, las muestras se enfriaron naturalmente a una temperatura de 289°C y particionadas a una temperatura de 350°C durante 1000 s para finalmente templar en agua.

La muestra se preparó para revelar su microestructura mediante desbaste superficial con lijas de carburo de silicio desde una malla de 240 hasta 1200. La preparación de la muestra continuó con pulido

mediante suspensión de alúmina con tamaño de 0.05 μm y suspensión de dióxido de silicio coloidal con tamaño de 0.03 μm hasta conseguir una superficie libre de rayas y con calidad superficial espejo. Para finalizar se reveló la microestructura mediante la corrosión selectiva de la muestra utilizando la técnica de inmersión en una solución de 98% de etanol y 2% de ácido nítrico.

La caracterización se realizó mediante microscopía electrónica de barrido utilizando el microscopio Tescan Vega 3 EasyProbe SBU. Los parámetros de trabajo utilizados fueron un voltaje de aceleración de 20 kV y un espacio de trabajo de 10 mm para electrones secundarios y 12 mm para electrones de retrodispersión. Adicionalmente se utilizó espectroscopía de rayos X de energía dispersiva para la caracterización cualitativa y semicuantitativa de las fases presentes. Los parámetros de caracterización utilizados para esta técnica fueron mantener un tamaño de punto de 60 y número de cuentas por segundo sobre los 25.000. Para la semicuantificación de austenita retenida se utilizó difracción de rayos X con filtro de cobre, voltaje de aceleración de 40 kV y una corriente de trabajo de 20 mA analizando ángulos de 40° a 90° con intervalos de 0.02° y tiempo de análisis por paso de 2 segundos. Finalmente se analizó el resultado de difracción de rayos X mediante el método indirecto descrito en la ecuación (1).

$$V_{\gamma} = \frac{1.4I_{\gamma}}{I_{\alpha} + 1.4I_{\gamma}}, \quad (1)$$

Donde I_{γ} corresponde a la intensidad del pico de austenita y I_{α} a la intensidad de pico de martensita.

La caracterización por nanoindentación se realizó en un nanoindentador Hysitron TI 980. La condición de carga es de 10 segundos, considerando 4 segundos de carga, 2 segundos de mantención de carga y 4 segundos de descarga. La adquisición de datos durante el ensayo es de 1000 puntos/segundo. La punta utilizada en el nanoindentador es de tipo Berkovich con constantes elásticas $\nu_i = 0.07$ and $E_i = 1140$ GPa. Se caracterizó mecánicamente el efecto TRIP en la macroescala mediante ensayo de tracción uniaxial cuasiestático basado en lo establecido en la norma ASTM E8 en muestras de 1.5 mm de espesor. La caracterización se llevó a cabo controlando la velocidad de deformación en 1 mm/s. El ensayo se realizó sobre dos tipos de muestra, las cuales se diferencian por el tratamiento térmico. Las muestras de primer tipo consisten en el acero con un tratamiento térmico de temple en agua y revenido a 500°C durante 3600 segundos. Las muestras del segundo tipo consisten en el tratamiento térmico de temple y partición descrito anteriormente.

3. Resultados

3.1. Microscopía electrónica de barrido – Espectroscopía de rayos X de energía dispersiva.

En la figura 1 se pueden observar los resultados de microscopía electrónica de barrido (MEB) utilizando electrones de retrodispersión (ERD). Estos resultados muestran una microestructura con tamaño de grano fino en un rango de 1 a 4 μm . También se encontraron precipitados MX con tamaño promedio de 1.5 μm . Los precipitados MX tienen característica morfológica y de tamaño de $M(\text{Cr}, \text{Nb})\text{X}(\text{C})$. El tamaño de los precipitados indica que se formaron a altas temperaturas, por lo cual, considerando su estabilidad termoquímica de formación y tasa de crecimiento se presume que se trata de NbC. Estos hallazgos serán corroborados posteriormente mediante espectroscopia de rayos X de energía dispersiva, para obtener las bandas K_{α} del elemento principal en el perfil de difracción. Adicionalmente se pueden observar zonas ricas en carbono, debido al efecto de difusión de carbono de largo alcance durante el proceso de partición.

La identificación de la austenita mediante ERD es evidente (ver figura 1). Esta fase se revela con un tono más claro debido a la alta concentración de Mn, Nb y Ni, atribuible a la alta densificación de estos elementos con elevado Z. Basado en lo indicado anteriormente, es posible observar su precipitación en los bordes de la Martensita y en menor medida de forma aislada. Estos resultados son consistentes con la morfología de estabilización de austenita en aceros sometidos a temple y partición. La cantidad de austenita retenida cuantificada mediante análisis de partículas utilizando el software ImageJ es de 16%. Estos resultados son superiores a los obtenidos por investigadores utilizando el proceso de temple y partición en aceros de bajo carbono.

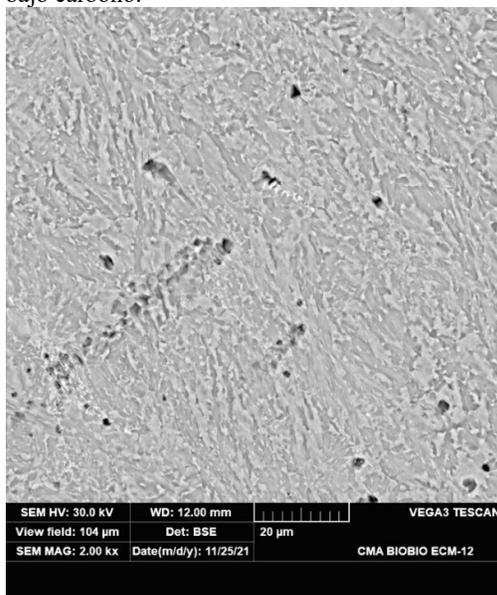


Figura 1. Imagen MEB-ERD con magnificación de 2000x de muestra procesada por temple y partición a 350 °C durante 1000 segundos.

La imagen 2 muestra con mayor claridad los resultados de austenita retenida obtenida de forma aislada (AR) y en el borde de la martensita M/AR. Debido al tamaño de grano obtenido y a la fracción de la austenita retenida resultante, es esperable una alta resistencia y ductilidad debido al mecanismo de refuerzo de Hall-Petch y plasticidad inducida por transformación. Adicionalmente, los precipitados encontrados, generarían un refuerzo adicional, al obstaculizar el desplazamiento libre de las dislocaciones. Se debe destacar, que no se encontró una gran cantidad de precipitados en la muestra tratada térmicamente, tampoco fue posible visualizar precipitados de menor tamaño. Estos hallazgos indican que existe una difusión de largo alcance hacia la austenita, optimizando su estabilización, debido a que los $M(\text{Nb}, \text{Cr})\text{X}(\text{C})$ encontrados fueron formados sobre la temperatura de partición.

La figura 2 adicionalmente también presenta el perfil de espectroscopia de rayos X de energía dispersiva (EED) de un MX, el cual se detalla con un rectángulo segmentado blanco en la zona de análisis. El perfil de EED indica que el precipitado MX corresponde a $M(\text{Nb})\text{X}(\text{C})$ (NbC). Estos resultados corroboran la hipótesis planteada sobre la procedencia de estos precipitados MX, debido a que su tamaño indica que es un precipitado de alta estabilidad a altas temperaturas y su morfología es característica de los precipitados de Nb.

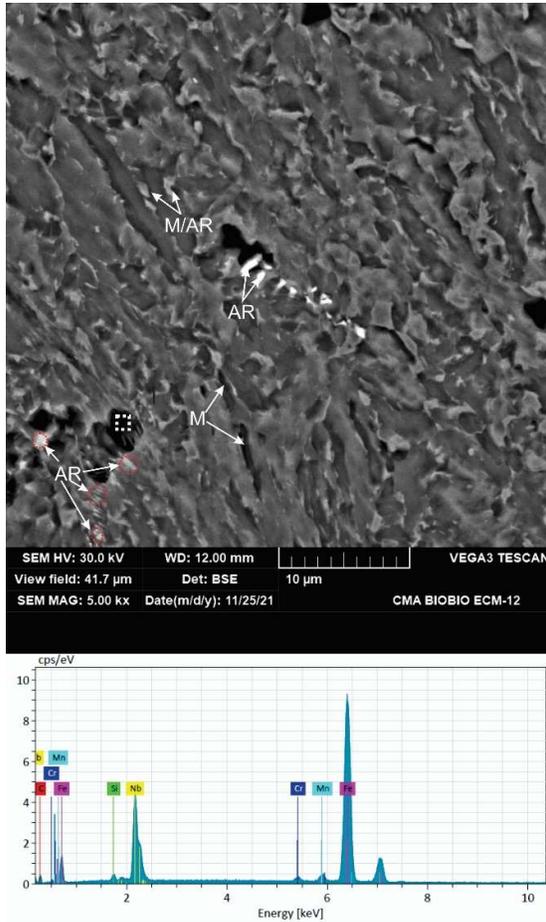


Figura 2. Imagen MEB-ERD con magnificación de 5000x de muestra procesada por temple y partición a 350 °C durante 1000 segundos.

La figura 3, corresponde a una imagen MEB con electrones secundarios (ES). Esta figura permite observar zonas con mayor concentración de carbono (zonas más oscuras) que rodean a la austenita retenida (AR) y a la martensita con austenita retenida en los bordes (M/AR). Estos resultados son esperables, debido a que la austenita retenida es estabilizada debido al efecto de difusión de carbono de largo alcance, pero es sumamente difícil observar mediante MEB el detalle del carbono estabilizando la austenita. Adicionalmente, es presumible debido a los resultados representados en la figura 3, que, con un tiempo un poco más extenso, se pudiera obtener una mayor cantidad de austenita retenida. Sin embargo, esto genera un inconveniente desde la cinética de transformación de fases, debido a que, aumentando el tiempo de partición, es probable transformar la austenita retenida en bainita, perdiendo efectividad el mecanismo TRIP.

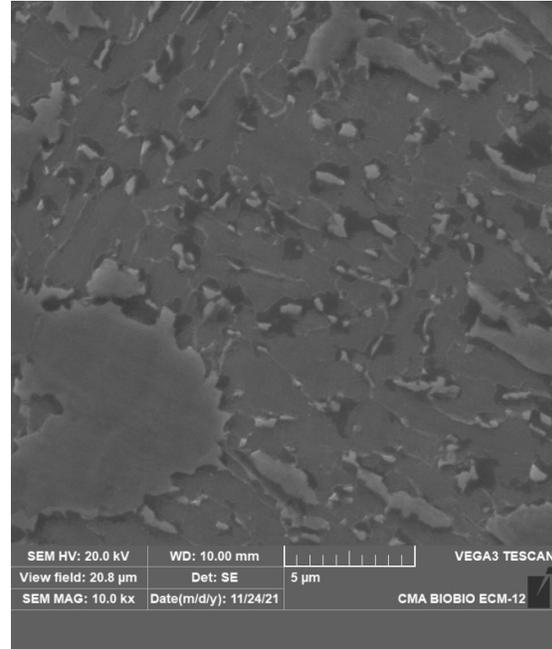


Figura 3. Imagen MEB-ES con magnificación de 10000x de muestra procesada por temple y partición a 350 °C durante 1000 segundos.

3.2. Difracción de rayos X.

Los resultados de difracción de rayos X se pueden observar en la figura 4. Se puede observar la comparación entre el acero con composición química analizado (ver tabla 1) sometido a dos tratamientos térmicos. El primero de ellos consiste en el tratamiento térmico de temple y partición con temperatura de partición de 350°C y tiempo de partición de 1000 segundos. El segundo consiste en el mismo acero con un tratamiento térmico convencional de temple y revenido con temperatura de revenido de 500°C y tiempo de partición de 1000 s.

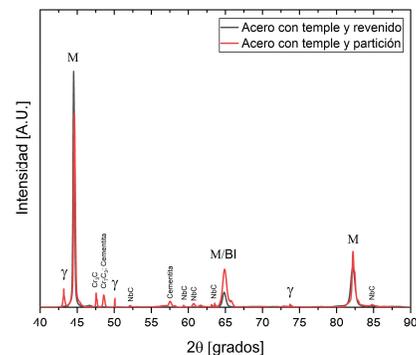


Figura 4. Perfil de difracción de rayos X para las muestras tratadas por temple y revenido y temple y partición.

Los resultados muestran que para el acero simplemente templado y revenido tiene una estructura completamente martensítica, sin presencia observable de austenita retenida o carburos. En cambio, el acero de temple y partición presenta picos característicos de austenita retenida para ángulos de 43.72 (111); 50.93 (020); 74.90 (022). Al cuantificar la cantidad de austenita retenida mediante el método indirecto descrito en la ecuación 1, se obtuvo 18% de estabilización. Sin embargo, en el perfil de difracción de rayos X se encontró presencia de cementita. Esto es posible debido a la descomposición de la austenita en Fe_3C para grandes periodos de tiempo en el proceso de partición o como resultado del calentamiento de la martensita templada [9].

La presencia de cementita no necesariamente indica una pérdida de austenita retenida debido a efectos cinéticos durante el particionamiento. Si bien, esta es una de las posibilidades, también puede indicar un proceso de transformación secundaria de cementita a austenita retenida mediante la partición de Mn. Este efecto de reconversión cementita/austenita fue investigado por Zhang et al. [10] quien observó que austenita retenida acicular junto a bloques de austenita retenida se produce debido al enriquecimiento de Mn debido a cementita laminar. Mueller et al. [11] mediante simulación computacional CALPHAD utilizando DICTRA indicó que la austenita retenida acicular se produce mediante la partición de Mn, seguido de un crecimiento de la austenita debido a la disolución de Fe_3C , dando lugar a una austenita con concentración uniforme de Mn. Los resultados de Zhang et al. [10] y Mueller et al. [11] son consistentes en sus hallazgos, indicando que existe una reconversión de cementita a austenita retenida acicular debido a la partición de Mn. Sin embargo, es cuestionable este efecto en la presente investigación, debido a que, para producir este fenómeno, se requiere inicialmente de un pretemplado a temperaturas superiores a la temperatura de temple utilizada [10]–[13].

En la muestra tratada térmicamente por temple y partición también se observa transformación bainítica superpuesta en el pico de martensita (M/BI), la cual, también se ve influenciada por la transformación de Fe_3C [14], [15]. Debido a que la formación de bainita ocurre durante el proceso de partición y la temperatura de este proceso está por sobre la temperatura de iniciación martensítica, corresponde a bainita inferior [15]. La presencia de bainita impacta directamente en las características mecánicas del material disminuyendo ligeramente la resistencia a la tracción, pero aumentando considerablemente la resistencia al impacto [15]. Este efecto de contribución mecánica en el acero fue analizado por Kyung et al [16].

Los resultados de difracción de rayos X evidenciaron picos característicos NbC y carburos de Cr del tipo Cr_3C y Cr_7C_3 . Estos carburos pueden competir en la difusión de carbono de la austenita retenida si su

energía de formación se encuentra durante la temperatura de partición. Sin embargo, la estabilidad termoquímica del Nb ocurre a altas temperaturas, siendo diferente para los carburos de Cr encontrados. La estabilidad termoquímica de formación de los carburos Cr_7C_3 se encuentra entre los 600 °C y 800 °C [17], por lo cual, su tasa de crecimiento es baja y absorberán carbono durante el proceso de partición debido a su cinética y equilibrio. En cambio, el Cr_3C , tiene una estabilidad termoquímica en temperaturas entre 658 °C y 1187 °C [18], por lo cual, no significaría una reducción significativa de carbono durante la partición, debido a su temperatura de equilibrio.

Los resultados de las fases presentes en el acero de temple y partición mediante difracción de rayos X permiten observar diversos efectos de refuerzo mecánico. En primer lugar, la existencia de mecanismo TRIP debido a la austenita retenida en condición metaestable. Adicionalmente, refuerzo mecánico por precipitación mediante Cr_3C , NbC y Cr_7C_3 . Por último, la presencia de bainita inferior, la cual proporciona una leve pérdida de resistencia máxima a la tracción, con ductilidad mejorada.

3.3. Caracterización mecánica

La figura 5 muestra el perfil de nanoindentación realizado sobre la muestra sometida al proceso de temple y partición. Es posible identificar claramente las tres fases principales identificadas en SEM, las cuales corresponden a Ferrita (α), Martensita (α'), Austenita retenida (γ_r). La nanodureza promedio obtenida de la Martensita y de la Austenita retenida corresponden a 9.37 GPa y 6.4 GPa respectivamente. Estos resultados son consistentes con los obtenidos por Karam et al. [19] quienes obtuvieron resultados de nanodureza en martensita entre 9.46 GPa y 11.60 GPa y en la austenita retenida entre 7.09 GPa y 8.51 GPa. De igual manera, los resultados de nanodureza promedio obtenidos en este trabajo para la ferrita son de 3.37 GPa, los cuales son consistentes con los obtenidos por Li et al. [20] quienes obtuvieron una nanodureza de 3.5 GPa. En cambio, se nuestros resultados obtenidos en la martensita no son consistentes con los obtenidos por [20], debido a que ellos encontraron una nanodureza de 4.3 GPa para la Martensita. La discrepancia entre los resultados es significativa y se debe a la influencia en la interacción de las fases circundantes a la fase indentada bajo el indentador. Adicionalmente, la dureza como la nanodureza no es una característica absoluta, debido a que depende de la composición química y fenómenos de escala. Debido a lo anterior, la nanodureza obtenida por [20] en la martensita, está sesgada por la interacción de contacto de fases circundantes, lo que indica que la dureza medida es realmente la correspondiente a α/α' .

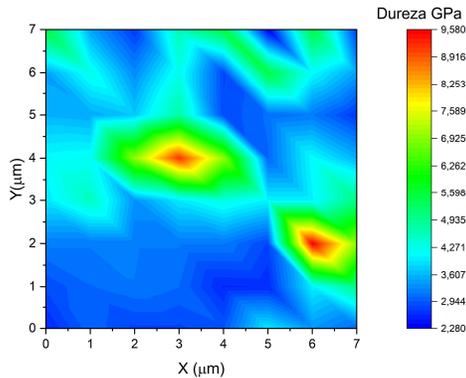


Figura 5. Perfil de nanoindentación en acero con tratamiento térmico de temple y partición mediante método de mapeo acelerado de propiedades. Fuente: Elaboración propia.

En la figura 5, se puede adicionalmente observar zonas entre la ferrita y austenita retenida que presentan un perfil de dureza superior al de la matriz. Este fenómeno se puede atribuir a la interacción de precipitados MX en la indentación, los cuales precipitaron en la ferrita y de forma aleada a la martensita y austenita retenida. Debido a la interacción de precipitados MX en la nanoindentación y los resultados obtenidos por Li et al. [20] en la relación de interacción de fases circundantes sobre la nanoindentación, se analizarán los perfiles de contacto producidos por la zona deformada bajo el indentador.

En la figura 6 se presentan 4 zonas de interés, donde se producen diferentes fenómenos de interacción de nanodureza. Se puede observar que la dureza de la ferrita se encuentra entre 3.4 y 3.7 GPa para las zonas de alta estabilidad. Adicionalmente, se puede observar que en la zona circundante a la austenita retenida y martensita existe una alteración del perfil de la ferrita aumentando su dureza entre 4.0 a 4.3 GPa. Esta alteración no se produce debido a la interacción con la fase austenítica o martensítica debido a su amplio perfil de área que abarca de manera estable. Es por esta razón, que se atribuye ese efecto presumiblemente a la interacción con precipitados NbC o Cr7C3, los que aumentarían la dureza al interactuar bajo la punta del indentador. También es posible que la dureza de la austenita retenida en zonas donde no interactúa con la martensita se mantiene en rangos entre 5 y 6 GPa, lo cual, se aproxima a valores obtenidos por [21] en un acero ferrítico-austenítico.

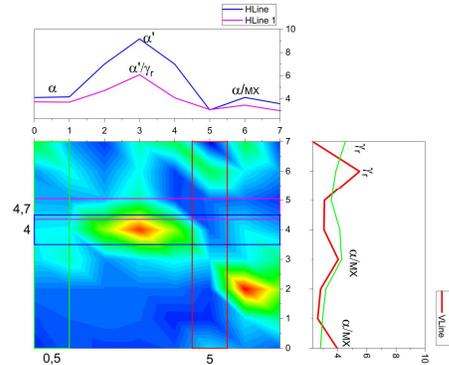


Figura 6. Perfil de interacción de nanodureza con fases circundantes en acero de temple y partición. Fuente: Elaboración propia.

Se analizaron las características mecánicas en la macroescala mediante ensayo de tracción uniaxial. Para observar el efecto que produce la austenita retenida sobre la respuesta mecánica al incorporar el efecto TRIP, se realizará una comparación del mismo acero con diferentes tratamientos térmicos. El ensayo se realizará en una muestra con tratamiento térmico de temple y revenido (Acero TR) y en otra muestra con tratamiento de temple y partición (Acero TP). Como se describió previamente en la metodología, el tratamiento térmico de temple y revenido se realizó por un tiempo de 3600 segundos a una temperatura de 500°C. El tratamiento térmico de temple y partición se realizó a una temperatura de 350°C durante 1000 segundos.

En la figura 7 se observan las curvas de esfuerzo – deformación del material con ambos tratamientos térmicos. Es apreciable la pérdida de resistencia máxima a la tracción del acero con temple y partición al compararlo con el acero de temple y revenido. Sin embargo, el aumento de la ductilidad del acero de temple y partición es significativa en comparación a su reducción en la resistencia máxima a la tracción. Este efecto se produce por la transformación de fases inducida por plasticidad al someter a la austenita retenida metaestable a una condición de deformación.

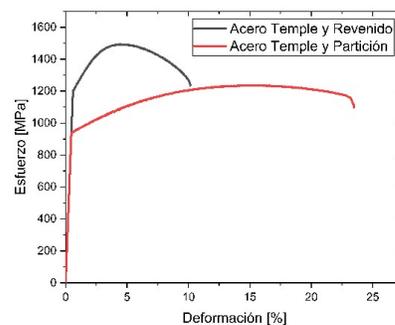


Figura 7. Curvas esfuerzo vs deformación ingenieril para los aceros con tratamiento térmico de temple – revenido y temple – partición. Fuente: Elaboración propia.

Las características mecánicas del material con los distintos tratamientos térmicos se resumen en la tabla 2, observando que el producto de la resistencia y ductilidad (RD) en el acero con tratamiento térmico de temple y partición obtuvo 28.68 GPa%. Este resultado es superior a los presentados por Ariza et al. [22] en aceros de temple y partición (Q&P) y aceros de estampado en caliente y enfriamiento y partición (HSQ&P), quienes obtuvieron resultados de 21.16 GPa%. También se compararon los resultados con aceros sometidos a procesos de temple y partición con medio y alto Mn. Los aceros con medio y alto contenido de Mn se caracterizan por tener un mayor rango de ductilidad. De Moor et al. [23] obtuvo como resultado de un acero 0.2-0.3C con 3%-5% Mn un RD máximo equivalente a 26 GPa%, el cual, corresponde a un 11% de austenita retenida. Kantanen et al. [24] obtuvo 24 GPa% para un 10% de austenita retenida en aceros con 3-4% Mn. Han et al. [25] obtuvo 28 GPa% en un acero 0.27C-3.5Mn-1.1Si-1.8Al-0.05Nb-0.2V con 28% de austenita retenida.

Tabla 2. Resumen de resultados obtenidos por ensayo de tracción uniaxial.

Material	RMT GPa	DM %	RD GPa%
Acero TR	1493.6	10.14	15.14
Acero TP	1237.0	23.19	28.68

Fuente: Elaboración propia.

La tasa de absorción de energía indirecta RD de nuestra investigación es superior a las investigaciones presentadas. Esta superioridad es principalmente debido al tamaño de grano fino proporcionando un refuerzo de Hall-Petch y refuerzo mecánico por precipitación que presentan los carburos NbC, Cr₇C₃ y Cr₃C al restringir cinemáticamente las dislocaciones. Finalmente, la bainita inferior obtenida por DRX proporciona una mayor tasa de absorción de energía con pérdida parcial de resistencia como fue discutido previamente por Li et al. [15].

4. Conclusiones

Se estudió el efecto que produce en un acero de bajo carbono el dopaje de Nb en la resistencia mecánica del material y estabilización de austenita retenida mediante distintas técnicas de caracterización. Los resultados más relevantes son:

- La adición de Nb produce un efecto de doble refuerzo mecánico. En primer lugar genera un refinamiento de grano aumentando la contribución de Hall-Petch. En segundo lugar permite un refuerzo mecánico por precipitación de carburos NbC, el cual fue identificado mediante MEB-EED y DRX.
- Se obtuvo una fracción de austenita retenida de un 18%. Esta fase metaestable permitió la existencia del mecanismo TRIP durante el

estado de deformación, el cual fue identificado por tracción uniaxial y nanoindentación.

- El tiempo prolongado de partición permitió la transformación bainítica inferior, la cual, fue identificada mediante DRX acompañada de transformación cementítica. Basado en la existencia de bainita inferior, se atribuye un aumento en la respuesta mecánica de ductilidad adicional al refuerzo TRIP.
- La alta tasa de absorción de energía indirecta obtenida (RD) correspondiente a 28.68 GPa%. Estos óptimos resultados se atribuyen a los diferentes refuerzos mecánicos obtenidos, entre los que destacan: precipitación; Hall-Petch; plasticidad inducida por transformación.
- Se cuantificó la nanodureza de las fases presentes y determinó la interacción entre fases circundantes ferrita/austenita.

5. Referencias

- [1] L. Wang and J. G. Speer, "Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment," *Metallography, Microstructure, and Analysis 2013 2:4*, vol. 2, no. 4, pp. 268–281, Jul. 2013, doi: 10.1007/S13632-013-0082-8.
- [2] H. Kong, Q. Chao, B. Rolfe, and H. Beladi, "One-step quenching and partitioning treatment of a tailor welded blank of boron and TRIP steels for automotive applications," *Materials & Design*, vol. 174, p. 107799, Jul. 2019, doi: 10.1016/J.MATDES.2019.107799.
- [3] P. Chen et al., "Partitioning-related microstructure evolution and mechanical behavior in a δ -quenching and partitioning steel," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 17, pp. 1338–1348, Mar. 2022, doi: 10.1016/J.JMRT.2022.01.076.
- [4] J. H. Schmitt and T. Iung, "New developments of advanced high-strength steels for automotive applications," *Comptes Rendus Physique*, vol. 19, no. 8, pp. 641–656, Dec. 2018, doi: 10.1016/J.CRHY.2018.11.004.
- [5] S. Yan, X. Liu, T. Liang, J. Chen, and Y. Zhao, "Effect of Micro-Alloying Elements on Microstructure and Mechanical Properties in C–Mn–Si Quenching and Partitioning (Q&P) Steels," *Steel Research International*, vol. 90, no. 1, Jan. 2019, doi: 10.1002/srin.201800257.
- [6] S. Y. P. Allain, G. Geandier, J. C. Hell, M. Soler, F. Danoix, and M. Gouné, "Effects of Q&P processing conditions on austenite carbon enrichment studied by in situ high-energy X-ray diffraction experiments," *Metals (Basel)*, vol. 7, no. 7, Jul. 2017, doi: 10.3390/met7070232.
- [7] N. Zhong, X. D. Wang, L. Wang, and Y. H. Rong, "Enhancement of the mechanical

- properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching–partitioning–tempering process,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 506, no. 1–2, pp. 111–116, Apr. 2009, doi: 10.1016/J.MSEA.2008.11.014.
- [8] X. D. Wang, W. Z. Xu, Z. H. Guo, L. Wang, and Y. H. Rong, “Carbide characterization in a Nb-microalloyed advanced ultrahigh strength steel after quenching–partitioning–tempering process,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, no. 15, pp. 3373–3378, Jun. 2010, doi: 10.1016/J.MSEA.2010.02.026.
- [9] X. Zhang, G. Miyamoto, Y. Toji, Y. Zhang, and T. Furuhashi, “Role of cementite and retained austenite on austenite reversion from martensite and bainite in Fe-2Mn-1.5Si-0.3C alloy,” *Acta Materialia*, vol. 209, p. 116772, May 2021, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2021.116772.
- [10] C. Zhang, Z. Xiong, D. Yang, and X. Cheng, “Heterogeneous quenching and partitioning from manganese-partitioned pearlite: retained austenite modification and formability improvement,” *Acta Materialia*, vol. 235, p. 118060, Aug. 2022, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2022.118060.
- [11] J. J. Mueller *et al.*, “Austenite formation and cementite dissolution during intercritical annealing of a medium-manganese steel from a martensitic condition,” *Materials & Design*, vol. 203, p. 109598, May 2021, doi: 10.1016/J.MATDES.2021.109598.
- [12] Y. X. Wu *et al.*, “Austenite formation kinetics from multicomponent cementite-ferrite aggregates,” *Acta Materialia*, vol. 196, pp. 470–487, Sep. 2020, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2020.07.001.
- [13] G. Liu, Z. Dai, Z. Yang, C. Zhang, J. Li, and H. Chen, “Kinetic transitions and Mn partitioning during austenite growth from a mixture of partitioned cementite and ferrite: Role of heating rate,” *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 49, pp. 70–80, Jul. 2020, doi: 10.1016/J.JMST.2020.01.051.
- [14] M. A. Santajuana *et al.*, “Quantitative Assessment of the Time to End Bainitic Transformation,” *Metals 2019, Vol. 9, Page 925*, vol. 9, no. 9, p. 925, Aug. 2019, doi: 10.3390/MET9090925.
- [15] X. Lu, Z. Yang, D. Qian, J. Lan, and L. Hua, “Effect of martensite pre-quenching on bainite transformation kinetics, martensite/bainite duplex microstructures, mechanical properties and retained austenite stability of GCr15 bearing steel,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 15, pp. 2429–2438, Nov. 2021, doi: 10.1016/J.JMRT.2021.09.070.
- [16] K. T. Park and H. J. Kwon, “Interpretation of the strengthening of steel with lower bainite and martensite mixed microstructure,” *Metals and Materials International 2001 7:2*, vol. 7, no. 2, pp. 95–99, 2001, doi: 10.1007/BF03026946.
- [17] R. M. Kruger, G. S. Was, J. F. Mansfield, and J. R. Martin, “A quantitative model for the intergranular precipitation of M7X3 and M23X6 in Ni-16Cr-9Fe-C-B,” *Acta Metallurgica*, vol. 36, no. 12, pp. 3163–3176, Dec. 1988, doi: 10.1016/0001-6160(88)90052-1.
- [18] Y. Li *et al.*, “The electronic, mechanical properties and theoretical hardness of chromium carbides by first-principles calculations,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 509, no. 17, pp. 5242–5249, Apr. 2011, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2011.02.009.
- [19] M. Karam-Abian, A. Zarei-Hanzaki, H. R. Abedi, and S. Heshmati-Manesh, “Micro and macro-mechanical behavior of a transformation-induced plasticity steel developed by thermomechanical processing followed by quenching and partitioning,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 651, pp. 233–240, Jan. 2016, doi: 10.1016/J.MSEA.2015.10.116.
- [20] T. Li, S. Yan, D. An, X. Li, and J. Chen, “Austenite transformation associated with δ -ferrite phase in a medium-Mn steel after cold-rolling and intercritical annealing,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 306, p. 117632, Aug. 2022, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2022.117632.
- [21] H. Besharatloo *et al.*, “Novel Mechanical Characterization of Austenite and Ferrite Phases within Duplex Stainless Steel,” *Metals 2020, Vol. 10, Page 1352*, vol. 10, no. 10, p. 1352, Oct. 2020, doi: 10.3390/MET10101352.
- [22] E. A. Ariza-Echeverri, M. Masoumi, A. S. Nishikawa, D. H. Mesa, A. E. Marquez-Rossy, and A. P. Tschiptschin, “Development of a new generation of quench and partitioning steels: Influence of processing parameters on texture, nanoindentation, and mechanical properties,” *Materials & Design*, vol. 186, p. 108329, Jan. 2020, doi: 10.1016/J.MATDES.2019.108329.
- [23] E. de Moor, J. G. Speer, D. K. Matlock, J. H. Kwak, and S. B. Lee, “Effect of Carbon and Manganese on the Quenching and Partitioning Response of CMnSi Steels,” *ISIJ International*, vol. 51, no. 1, pp. 137–144, Jan. 2011, doi: 10.2355/ISIJINTERNATIONAL.51.137.
- [24] P. Kantanen *et al.*, “Microstructures and mechanical properties of three medium-Mn

- steels processed via quenching and partitioning as well as austenite reversion heat treatments,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 847, p. 143341, Jul. 2022, doi: 10.1016/J.MSEA.2022.143341.
- [25] D. Han, Y. Xu, J. Zhang, F. Peng, and W. Sun, “Relationship between crystallographic orientation, microstructure characteristic and mechanical properties in cold-rolled 3.5Mn TRIP steel,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 821, p. 141625, Jul. 2021, doi: 10.1016/J.MSEA.2021.141625.