

Acondicionamiento microestructural de un acero AHSS de fase compleja microaleado con boro tratado vía Q&P

Salas Reyes Antonio Enrique^{1*}, Acevedo Sánchez Fernando Daniel¹, Altamirano Guerrero Gerardo², Chávez Alcalá José Federico³, Mercado Lemus Víctor Hugo⁴, Ruíz Tamayo Agustín Gerardo¹

¹UNAM, Facultad de Química, Departamento de Ingeniería Metalúrgica. Circuito de la Investigación Científica S/N, Ciudad Universitaria, Coyoacán, Ciudad de México, 04510, México.

²Tecnológico Nacional de México/Instituto Tecnológico de Saltillo, División de Estudios de Posgrado e Investigación. Venustiano Carranza, 2400, Col. Tecnológico, Saltillo, Coahuila, México.

³Instituto Politécnico Nacional, ESQIE, Departamento de Ingeniería en Metalurgia y Materiales. 07738, Distrito Federal, México.

⁴CONACYT-Corporación Mexicana de Investigación en Materiales (COMIMSA), Eje 126 no. 225, Zona Industrial del Potosí, San Luis Potosí, S.L.P. CP 78395, México.

*Autor para correspondencia: enriquesalas@comunidad.unam.mx

Recibido:

20/marzo/2020

Aceptado:

27/octubre/2020

Palabras clave:

Acero AHSS, microadición de boro, tratamiento de temple y partición (Q&P)

Keywords:

AHSS steel, boron microaddition, quenching and partitioning (Q&P) treatment

RESUMEN

El desarrollo e implementación de los aceros AHSS representa ser la mejor solución para atender la demanda de altos niveles de seguridad y cuidado del medio ambiente, solicitados a la industria automotriz. El presente trabajo de investigación tiene como objetivo caracterizar estructural, microestructural y mecánicamente un acero de última generación de fase compleja microaleado con boro, laminado en caliente y en frío y tratado térmicamente vía temple y partición (Q&P) de uno y de dos pasos. Resultados sobresalientes han sido obtenidos respecto de la refinación del grano austenítico tras el tratamiento de Q&P. Microconstituyentes tales como austenita retenida, martensita, bainita y ferrita fueron obtenidos, distribuidos homogéneamente en la condición de Q&P de dos pasos en el acero microaleado con boro. Además, se obtuvieron altos valores de resistencia mecánica. Todo esto en comparación con los resultados obtenidos en el tratamiento de un paso en el acero con y sin microalea.

ABSTRACT

Development and implementation of advanced steels (AHSS) represent being the best solution to meet high levels of safety and environmental care, demanded to the automotive industry. The objective of this research work is to characterize structural, microstructural and mechanically a latest complex phase generation steel microalloyed with boron, hot and cool rolled and heat treated via quenching and partitioning (Q&P) of one and two steps. Outstanding results have been obtained regarding to the austenitic grain size refinement after Q&P treatment. Microconstituents such as retained austenite, martensite, bainite, perlite and ferrite were obtained, homogeneously distributed in the two-step Q&P steel microalloyed with boron. Furthermore, high values of mechanical resistance were obtained. All this compared with the results achieved in the one step treated condition of both microalloyed and non-microalloyed steel.

Introducción

En las últimas décadas, el sector de la industria automotriz ha tenido el desafío de incorporar materiales de acero que satisfagan las nuevas regulaciones ambientales a nivel mundial. Esto quiere decir que se requiere fabricar automóviles ligeros con la más alta tecnología que ayuden a reducir las emisiones de gases nocivos a la atmósfera y, que a la vez, muestren altos niveles de seguridad ante choques y colisiones, mejorando su rentabilidad de acuerdo con la satisfacción del usuario final. De acuerdo a la información mostrada en la figura 1 para una camioneta KIA Sportage de modelo reciente, es indudable que la industria automotriz es la que se encuentra a la vanguardia en el campo de la investigación, desarrollo y empleo de nuevos materiales, aplicando materiales metálicos, poliméricos, cerámicos y compuestos. Por esta razón, una de las soluciones más innovadoras es el uso de aceros emergentes avanzados de alta resistencia, AHSS (Advanced High Strength Steels, por sus siglas en inglés), una nueva generación de aceros que proporcionan una excelente relación de resistencia mecánica mientras mantienen una buena conformabilidad a lo largo de todos los procesos de fabricación. Sobre todo, estos aceros se emplean en la parte estructural del automóvil, promoviendo el diseño de componentes de carrocería de geometrías complejas con espesores más delgados, manteniendo sus propiedades mecánicas (Zhao et al., 2019). Retomando la figura 1, se observa que la KIA Sportage ya emplea más del 50% de estos materiales.

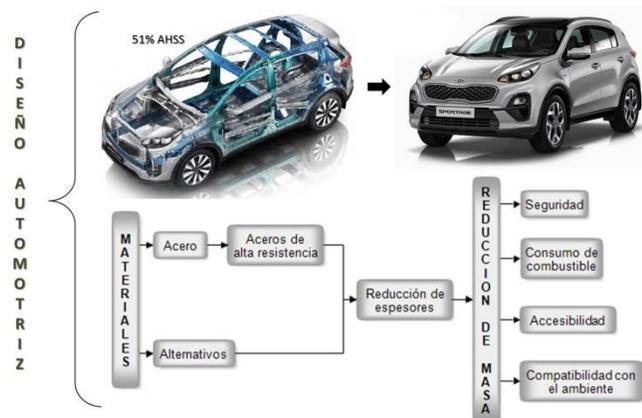


Figura 1. Representación de la finalidad en el uso de materiales para la reducción de masa en los automóviles.

Estos aceros AHSS están agrupados en tres generaciones. La primera y la segunda incluyen a los aceros de Doble Fase (DP), de Fase Compleja (CP), de plasticidad inducida por transformación (TRIP), martensíticos (MART), Ferrítico-Bainíticos (FB) y de plasticidad inducida por maclaje (TWIP). Sin embargo, recientemente la investigación en el desarrollo del acero ha dado como

resultado la creación de la tercera generación de aceros emergentes AHSS, que incluye a los aceros de baja densidad (LD) y a los aceros de temple y partición (Q&P). De estas generaciones, se espera que ocurra un comportamiento sobresaliente después de someterlos a un riguroso acondicionamiento microestructural (Mihaliková et al., 2019; Salas et al., 2020). De esta manera, la microestructura resultante más conocida de estos aceros AHSS se ilustra en la figura 2.

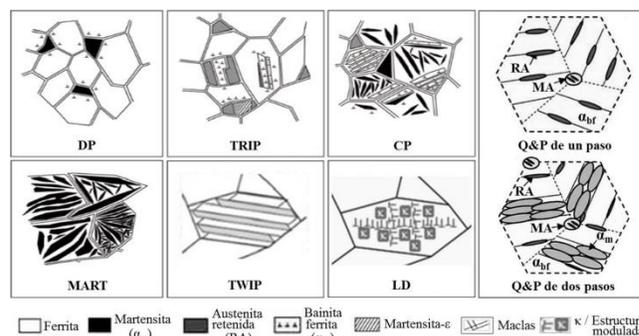


Figura 2. Ilustración de las microestructuras típicas encontradas en aceros AHSS. Adaptado de (Galán et al., 2012; Sugimoto et al., 2020).

Los aceros de fase compleja (CP) se caracterizan por presentar una microestructura multifásica compuesta por ferrita, bainita, martensita y austenita retenida. Además, estos aceros se pueden microalea con elementos microaleantes formadores de carburos para mejorar su resistencia mecánica por precipitación (Tisza, 2020). Al respecto, es bien conocido que el acero se microalea con boro para proporcionarle suficiente templabilidad, de modo que pueda ocurrir la transformación de austenita a martensita. Por lo tanto, la combinación de los microconstituyentes mencionados anteriormente y las partículas precipitadas les proporcionan los altos niveles de resistencia mecánica superiores a los 800 MPa, alta absorción de energía y una significativa capacidad de deformación. Además, tienen buena resistencia a la fatiga y al desgaste, pudiéndose endurecer aún más por tratamiento térmico (Hairer et al., 2009). En este sentido, para conseguir las deseadas excelentes propiedades mecánicas, se aplican tratamientos térmicos, transformando así la microestructura. Por lo tanto, el tratamiento térmico se designa como un mecanismo esencial de transformación en el procesamiento de los aceros de fase compleja. Comúnmente, se recocen intercríticamente y luego se enfrían lentamente o se mantienen en la región bainítica tras un enfriamiento rápido con posterior enfriamiento a temperatura ambiente (Nanda et al., 2016) para así obtener una mezcla de microestructura multifásica compuesta de bainita, martensita, martensita revenida, austenita retenida, perlita y ferrita.

Dentro de la gama de tratamientos térmicos especiales se encuentra el proceso de temple y partición, Q&P (Quenching and Partitioning, por sus siglas en inglés), propuesto por el profesor J. Speer en 2003 (Speer et al., 2003), que aborda los problemas de tenacidad en las aleaciones martensíticas al mismo tiempo que conservan la alta resistencia. De esta manera es como surgen los aceros emergentes AHSS de tercera generación, considerados como una extensión de los de primera generación que busca mejorar sus propiedades mecánicas. El temple y partición, denominado internacionalmente como Q&P, es un nuevo concepto de tratamiento térmico englobado en una ruta de procesamiento térmico multi-pasos (escalonado) para generar microestructuras conteniendo austenita retenida estabilizada por la partición del carbono de la martensita. En la figura 3 se muestran las variantes del proceso Q&P, de un paso y de dos pasos. Para llevar a cabo este tratamiento, se calienta el acero hasta una temperatura de austenización. Después, el acero se enfría rápidamente a una temperatura entre M_s y M_f . El acero se mantiene a esa temperatura por un tiempo determinado para permitir la partición del carbono desde la martensita templada hasta la austenita. Así, el carbono que enriquece a la austenita tiene el efecto de estabilizarla de tal manera que permanezca estable a temperatura ambiente (Madias, 2016).

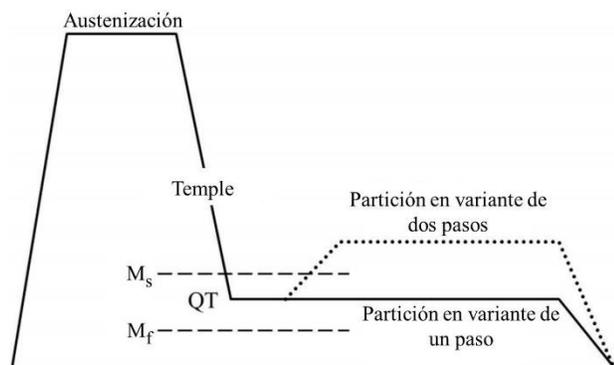


Figura 3. Ilustración de las variantes de procesamiento de un paso y de dos pasos en el tratamiento Q&P. QT es la temperatura de temple (Wilke et al., 2020).

Consecuentemente, el acero de fase compleja se puede convertir en un candidato potencial para esta tercera generación de aceros AHSS, gracias a la buena proporción de límite elástico y alta resistencia mecánica para alcanzar mejores productos, como en el estampado (De Cooman y Speer, 2006). Por lo tanto, el procesamiento simultáneo de conformado (laminación en caliente y laminación en frío) y tratamiento térmico, a través de un concepto de acondicionamiento microestructural estricto ofrece indudablemente la capacidad de lograr altas deformaciones plásticas y altas propiedades mecánicas. Además, es muy notorio el uso

del boro en la fabricación de aceros AHSS, porque además provoca un aumento de las temperaturas intercríticas Ac_1 y Ac_3 y, por lo tanto, la cantidad de austenita es directamente proporcional al contenido de boro (Shen y Priestner, 1990). Adiciones de entre 10-30 ppm de boro en aceros de bajo contenido de carbono mejoran tanto la resistencia como la tenacidad, mientras que una cantidad superior al 0.01% de boro mejora la resistencia del acero a altas temperaturas (Merklein et al., 2009), es decir, aumenta su ductilidad en caliente.

Bajo este hecho es que surge el interés de generar información científica acerca del comportamiento bajo deformación plástica de un acero de fase compleja (CP) de bajo contenido de carbono NiCrNbCu microaleado con boro tratado térmicamente bajo el concepto de temple y partición (Q&P), para esclarecer los fenómenos que toman lugar durante el acondicionamiento microestructural desde el punto de la metalurgia física y mecánica, que hacen necesaria la caracterización de la evolución de la microestructura y su relación con las propiedades mecánicas finales del acero CP de tercera generación.

Metodología

Láminas de 3x5 cm de acero de fase compleja de referencia y microaleado con boro, identificados como CP-B0 y CP-B3, en la condición de laminación en caliente y en frío, con un espesor de aproximadamente 1 mm, fueron sometidas al novedoso tratamiento térmico de temple y partición, tanto de un paso como de dos pasos. Su composición química se presenta en la tabla 1.

Tabla 1. Composición química de los aceros de fase compleja (% en peso).

Elemento en peso)	(% Acero CP	
	CP-B0	CP-B3
C	0.165	0.160
Si	0.595	0.591
Mn	1.930	1.940
P	0.021	0.023
S	0.031	0.029
Cr	0.447	0.449
Mo	0.401	0.397
Ni	0.120	0.120
Al	0.0115	0.0102
Cu	0.068	0.067
Nb	0.151	0.156
Ti	0.018	0.0138
V	0.010	0.010
B	0.000	0.0060

Para determinar las temperaturas M_s y M_f , se realizaron ensayos de dilatometría empelando un dilatómetro de temple LIHSEIS L78 RITA, en el cual el calentamiento se realiza por inducción y las mediciones de

desplazamiento son realizadas por el método LVDT (Linear Variable Differential Transformer). Para las pruebas se utilizaron muestras planas con dimensiones de 5x11x1.2 mm. Las pruebas fueron llevadas a cabo en alto vacío utilizando termopares tipo K para el control de la temperatura y gas helio para el enfriamiento acelerado.

De esta manera, los aceros se calentaron a una velocidad de 14 °C/min hasta una temperatura de 1100°C, se dejaron homogenizar por un tiempo de 15 minutos y se templaron en un baño de sales a 420°C y tiempo de partición fue por un tiempo de 8 minutos a dicha temperatura para la variante de un paso y, para la variante de dos pasos, el tiempo de partición fue de 6.5 min a una temperatura de 600°C. Posteriormente, se realizó enfriamiento acelerado en aceite. La figura 4 muestra los ciclos térmicos empleados, tanto para los tratamientos de un paso como de dos pasos. Cabe resaltar que las condiciones para realizar el temple de los aceros fueron previamente calculados en el grupo de trabajo (Salas et al., 2019).

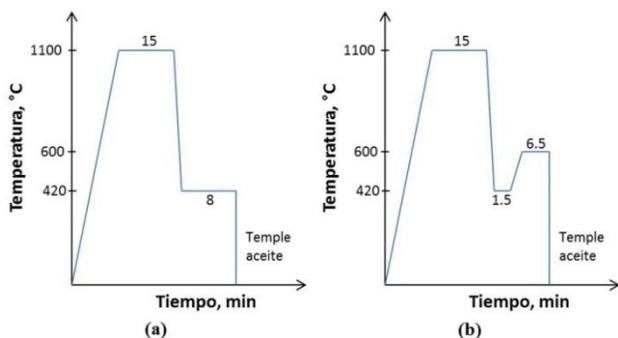


Figura 4. Ciclo térmico aplicado durante el procesamiento por temple y partición (Q&P): a) Variante de un paso y b) Variante de dos pasos.

Una vez realizados los tratamientos térmicos de Q&P, se obtuvieron probetas en la sección transversal en el sentido de la laminación de aproximadamente 0.5x1.5 cm utilizando corte con disco de diamante. Así, se procedió con su preparación metalográfica bajo la metodología convencional. Sin embargo, el acabo fino de la superficie a espejo se llevó a cabo con un pulido fino empleando sílica coloidal de 60 nm. Especial cuidado se tuvo con la limpieza de las probetas, las cuales fueron sometidas a limpieza en ultrasonido por 30 min. Para revelar la microestructura se empleó un ataque químico por inmersión en Picral por 20 s. La caracterización microestructural se realizó mediante microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB). Para ello se empleó un microscopio óptico con banco metalográfico AXIOVERT 25 y un microscopio electrónico de barrido JEOL JMS-7600 F. Finalmente, para estimar la resistencia mecánica se realizaron

mediciones de microdureza Vicker usando un Microdurómetro Digital Vickers HVS-1000, aplicando una carga de 100 gf durante 10 s. Así, en total se realizaron 7 indentaciones separadas entre sí cada 500 µm. Es importante resaltar que está técnica permite conocer de manera más localizada el comportamiento a la penetración de las diferentes fases en el acero.

Resultados y discusión

Curvas de dilatometría

La figura 5 muestra las curvas obtenidas por los ensayos de dilatometría. Para el acero CP las temperaturas M_s y M_f corresponden a 390 y 234 °C, respectivamente. En tanto que para el acero las temperaturas corresponden a 400 y 263 °C, respectivamente. Con la determinación de ellas ha sido posible realizar los tratamientos térmicos Q&P. Esta técnica representa la mejor alternativa para la obtención de las temperaturas de transformación en aceros emergentes AHSS (Bräutigam et al., 2018).

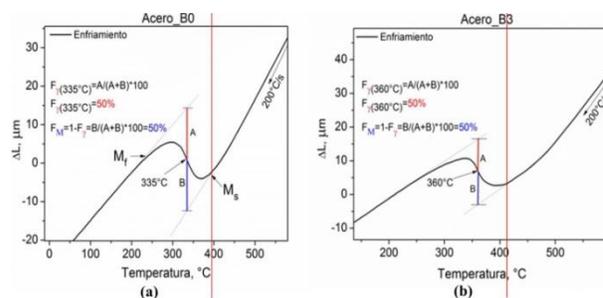


Figura 5. Valor de las temperaturas M_s y M_f en: a) Acero CP-B0 y b) Acero CP-B3.

Caracterización microestructural

La figura 6 muestra las micrográficas de los aceros CP-B0 y CP-B3 tratados térmicamente vía Q&P de un paso. Es evidente que la microestructura resultante está compuesta de una matriz bainítico-martensítica. Claramente se observa que el acero microaleado con boro presenta una mayor cantidad de islas de austenita retenida, identificada en color blanco claro, las agujas presentes son de martensita en color oscuro/verde y las morfologías más gruesas corresponden a bainita, identificada en color café marrón. También, la ferrita se forma alrededor de la austenita retenida debido a la transformación que sucede en el hierro- γ a hierro- α . Además, el tamaño de grano austenítico es fino, con valores aproximados de 15 µm en los dos aceros, en comparación con el tamaño de grano inicial burdo de colada, con alrededor de un milímetro y medio de diámetro; presentando dendritas burdas globulares. Es decir, el procesamiento termo-mecánico (laminación en caliente), mecánico (laminación en frío) y el tratamiento

de Q&P ha permitido lograr reducir considerablemente el tamaño de grano.

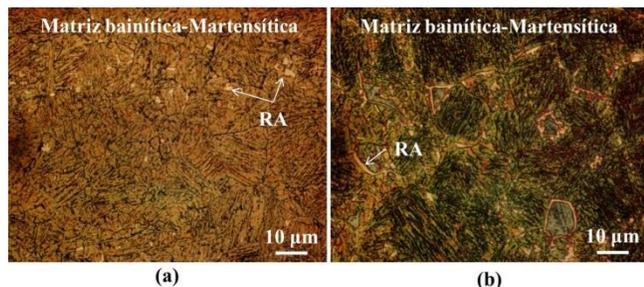


Figura 6. Micrografía de los aceros CP tras el tratamiento Q&P de un paso: a) CP-B0 y b) CP-B3.

Por otro lado, en la figura 7 se muestran las micrografías de los aceros CP-B0 y CP-B3 tratados vía Q&P de dos pasos. Se sigue conservando la matriz bainítico-martensítica; sin embargo, es muy evidente que el acero CP-B3 presenta una condición multifásica compuesta de bainita identificada en color verde claro, martensita en forma de agujas en color verde oscuro (o zonas oscuras), austenita retenida en color muy claro y ferrita en color café. Además, bajo este tratamiento térmico de dos pasos, fue posible la formación de islas de perlita, que son pequeñas zonas oscuras localizadas en la microestructura entre la ferrita y la austenita retenida. El efecto del sostenimiento isotérmico en el revenido del Q&P de dos pasos ha permitido que el carbono de la bainita y de la martensita difunda permitiendo la formación de una cantidad considerable de ferrita en el acero CP-B3 con pequeñas islas de perlita. Se considera que la presencia de boro en solución sólida juega el papel de agente nucleante de la ferrita. Al existir una competición de las fases austenita retenida y ferrita, consideradas como fases blandas, por captar la mayor cantidad de carbono, una de ellas tiene que ceder y, es en ese momento que el boro juega un papel muy importante, debido a la similitud entre sus radios atómicos. Este efecto del boro se puede atribuir al fenómeno de segregación de no-equilibrio a alta temperatura (Jahazi y Jonas, 2002), donde los átomos soluto de boro difunden a los límites de grano; almacenándose una cantidad de energía.

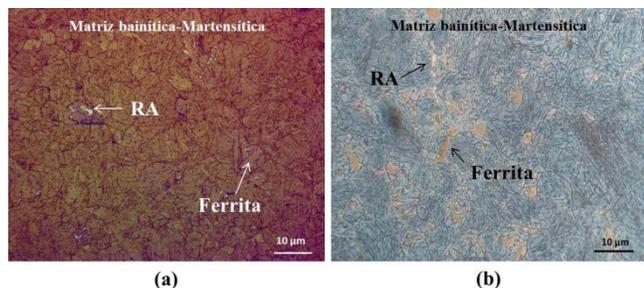


Figura 7. Micrografías de los aceros CP tras el tratamiento Q&P de dos pasos: a) CP-B0 y b) CP-B3.

En la figura 8 se presentan los resultados de la caracterización microestructural por MEB realizada en el acero CP-B3 tratado térmicamente vía Q&P de dos pasos. Es importante resaltar la homogeneidad microestructural (inciso a), en términos de los microconstituyentes obtenidos tras el tratamiento. Así mismo, el microanálisis puntual por EDS cubriendo toda el área del grano mostrado en el inciso b ha permitido determinar los elementos que se encuentran en solución sólida en el acero y, entre ello se encuentra el boro. Aunque la técnica MEB-EDS es una técnica cualitativa y semicuantitativa, si permite captar las señales de los elementos ligeros, como lo es el boro.

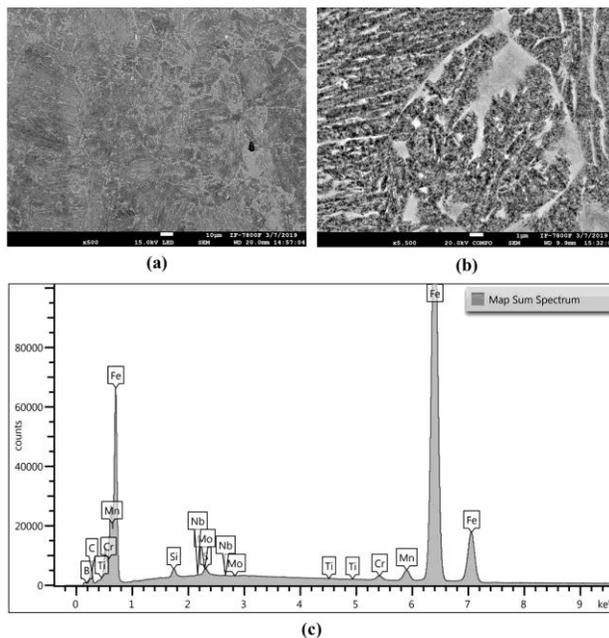


Figura 8. Micrografía por MEB del acero CP-B3 tratado vía Q&P de dos pasos.

Caracterización mecánica

El perfil de microdureza Vickers mostrado en la **Tabla 2** permite identificar el comportamiento mecánico del acero CP cuando no está microaleado con boro y cuando si lo está, bajo los dos conceptos de tratamiento Q&P, tanto de un paso como de dos pasos. La dureza promedio de cada una de las muestras (CP-B0 y CP-B3) no son tan dispersas entre sí; esto es debido a que las fases que existen en el material según el tipo de tratamiento térmico que se encuentran. La diferencia de los pasos entre sí es la cantidad de estas fases (martensita, bainita, austenita retenida y ferrita), ya que en el paso 1 se tiene menor cantidad de ferrita y austenita retenida en comparación con el de dos pasos, tal y como se mencionó anteriormente. Sin embargo, lo que sí es perceptible es que el acero CP-B0, en ambos tratamientos de Q&P de uno y de dos pasos, tiene los valores más bajos de dureza.

En el caso del acero CP-B3, en las mismas condiciones de tratamiento térmico, tiene los valores más altos de microdureza. Y es muy claro que el tratamiento realizado a dos pasos es el que genera los valores más altos de microdureza cuando se compara con los resultados de microdureza obtenidos en el tratamiento de un paso. Por lo tanto, se observa un efecto determinante del contenido de boro en el acero CP para mejorar tanto la homogeneidad microestructural como para aumentar la resistencia mecánica.

Tabla 2. Perfil de microdureza Vickers en los aceros CP.

# de indentación	CP-B0 P1	CP-B0 P2	CP-B3 P1	CP-B3 P2
1	538.9	449.9	505.6	660.9
2	458.9	619.5	401.1	510.9
3	497.8	410.6	422.5	544.7
4	482.7	461.2	547.7	497.8
5	439.1	487.6	412.6	500.4
6	374.5	395.6	544.7	463.6
7	388.4	443.4	530.2	463.9
Promedio	454.33	466.83	480.63	520.31

De acuerdo con los modelos propuestos por (Mesplont, 2017), la resistencia mecánica, en términos del UTS, se puede estimar mediante las siguientes ecuaciones:

a) Tomando en cuenta la composición química:

$$UTS \text{ (MPa)} = 288 + 803C + 83Mn + 178Si + 122Cr + 320Mo + 60Cu + 180Ti + 1326P + 2500Nb + 36000B$$

b) Tomando en cuenta los valores de microdureza:

$$UTS \text{ (MPa)} = 80 + 2.57Hv$$

Por lo tanto, de aplicando dichos modelo ha sido posible estimar la resistencia mecánica del acero CP-B3, proporcionándose un valor de 1516 MPa cuando se toma en cuenta la composición química y un valor de 1510 cuando se toman en cuenta los valores de microdureza Vickers. Como puede observarse, el acero microaleado con boro (CP-B3) es un buen candidato para ser tomado en cuenta, ya que bajo la química diseñada, permite obtener altos valores de resistencia mecánica, de acuerdo a lo estipulado para los grados de aceros AHSS de tercera generación, así como obtener una componente multifásica de manera homogénea tras el tratamiento de temple y partición de dos pasos.

Conclusiones

Bajo un esquema estricto de tratamiento térmico de temple y partición, tanto de un paso como de dos pasos, fue posible caracterizar la evolución microestructural y el comportamiento mecánico de un acero de fase compleja (CP) cuando se microalea con 60 ppm de boro. Los resultados obtenidos han mostrado un efecto benéfico del boro en el acero, ya que promueve una componente multifásica, característica de los aceros de fase compleja, más homogénea en comparación con el acero de referencia. En este mismo sentido, la matriz alcanzada en el acero CP es de carácter bainítico-martensítica con presencia de austenita retenida, ferrita y, en algunos casos, perlita. La selección de la química usada en la presente investigación se puede volver un referente en la industria automotriz, ya que además, tratado por temple y partición, permite alcanza altos valores de resistencia mecánica.

Agradecimientos

Los autores expresan su agradecimiento a la Facultad de Química - UNAM por el financiamiento del proyecto PAIP 5000-9168. A la ESQIE-IPN por el apoyo en la fabricación del acero en sus instalaciones. Así mismo, a los profesores S. García-Galán (FQ-UNAM), G. Arámbulo (FQ-UNAM), I. Chaparro-Reyes (FQ-UNAM), F. Flores (FQ-UNAM), I. Figueroa (IIM-UNAM), G. Lara (IIM-UNAM), S. Tehucanero-Nuñez (IF-UNAM), P. López (FI-UNAM) y J. Reyes (FI-UNAM) por su apoyo en la parte experimental, al facilitar el uso de equipo e instalaciones.

Referencias

- Bräutigam K., Altamirano G., Salinas A., Flores A., Gooddwin F. (2018). Experimental determination of continuous cooling transformation (CCT) diagrams for dual-phase steels from the intercritical temperature range. *Metals*, 8, 674.
- De Cooman B.C., Speer J.G. (2006). Quench and partitioning steel: a new AHSS concept for anti-intrusion applications. *Steel Research*, 77, 634-640.
- Galán G., Samek L., Verleysen P., Verbeken K., Houbaert Y. (2012). Advanced high strength steels for automotive industry. *Revista de Metalurgia*, 48, 118-131.
- Hairer F., Karelova A., Kremaszky C., Werner E., Hebesberger T., Pichler A. (2009). Influence of heat treatment on the microstructure and hardness of a low alloyed complex phase steel. *Materials Science*, 2, 78-83.
- Jahazi M., Jonas J.J. (2002). The non-equilibrium segregation of boron on original and moving austenite grain boundaries. *Materials Science and Engineering A*, 335, 49-61.

Madias J. (2016). Avances tecnológicos - Aceros de temple y partición. *Revista Acero Latinoamericano*, 558, 44-51.

Merklein M., Lechler J., Stoehr T. (2009). Investigations on the thermal behavior of ultra high strength boron manganese steels within hot stamping. *International Journal of Material Forming*, 2, 259-262.

Mesplont C. (2017). Phase transformations and microstructure - mechanical properties relations in complex phase high strength steels. Tesis de doctorado. Universidad de Lille, Francia.

Mihaliková M., Zgodavová K., Bober P., Sütóová A. (2019). Prediction of bake hardening behavior of selected advanced high strength automotive steels and hailstone failure discussion. *Metals*, 9, 1016.

Nanda T., Sinhg V., Singh V., Chakraborty A., Sharma S. (2016). Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 146442071666419.

Salas A., Vera S.B., Chávez J., González G., Ruíz G.A., García J.F. (2019). Caracterización microestructural de un acero avanzado de alta resistencia de fase compleja tratado térmicamente. *Revista Tendencias en Docencia e Investigación en Química*, 5, 494-501.

Salas A.E., Altamirano G., Flores J., Chávez J., Salinas A., Figueroa I. A., Lara G. (2020). Influence of as-cast and cold rolled microstructural conditions over corrosion resistance in an advanced TWIP steel microalloyed with boron. *Journal of Materials Research and Technology*, 9, 4034-4043.

Shen X. P., Priestner R. (1990). Effect of boron on the microstructure and tensile properties of dual-phase steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 21, 2547-2553.

Speer J., Matlock D.K., De Cooman B.C., Schroth J.G. (2003). Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*, 51, 2611-2622.

Sugimoto K.I., Hojo T., Srivastava A.K. (2019). Low and medium carbon advanced high-strength forging steels for automotive applications. *Metals*, 9, 1263.

Tisza M. (2020). Development of Lightweight Steels for Automotive Applications. IntechOpen. Recuperado el 25 de septiembre del 2020, de <https://www.intechopen.com/online-first/development-of-lightweight-steels-for-automotive-application>

Zhao P., Wang X.R., Yan E., Misra R.D.K., Du C.M., Du F. (2019). The influence of inclusion factors on ultra-high cyclic deformation of a dual phase steel. *Materials Science and Engineering A*, 754, 275-281.

Wilke A., Dieck S., Härtel M., Lampke T., Halle T. (2020). Microstructural characterization of quenched and partitioned commercial medium carbon steel. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 882, 012025.