

# Caracterización microestructural de un acero avanzado de alta resistencia de fase compleja tratado térmicamente

Salas Reyes Antonio Enrique<sup>1\*</sup>, Vera Aguilar Selene Berenice<sup>1</sup>, Chávez Alcalá José Federico<sup>2</sup>,  
González Mancera Guillermina<sup>1</sup>, Ruíz Tamayo Agustín Gerardo<sup>1</sup>, García Robledo Jaime Francisco<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Universidad Nacional Autónoma de México, Facultad de Química, Departamento de Ingeniería Metalúrgica. Circuito de la Investigación Científica S/N, Ciudad Universitaria, Coyoacán, Ciudad de México. C.P. 04510, México.

<sup>2</sup>Instituto Politécnico Nacional, ESQUIE, Departamento de Ingeniería en Metalurgia y Materiales. 07738, Distrito Federal, México.

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

## Recibido:

04/agosto/2019

## Aceptado:

25/agosto/2019

## Palabras clave:

Acero de fase compleja,  
tratamientos térmicos,  
microadiciones de boro

## Keywords:

Complex phase steel,  
heat treatments, boron  
microadditions

## RESUMEN

Con el interés de introducir nuevos materiales que ayuden a reducir la contaminación ambiental, la industria automotriz ha centrado sus esfuerzos en desarrollar aceros avanzados de alta resistencia. En este trabajo investigación, se analizó el efecto de diferentes tratamientos térmicos convencionales y el novedoso tratamiento de temple y partición de un paso (Q&P) en un acero experimental avanzado de alta resistencia de fase compleja microaleado con boro. Para ello, se calcularon teóricamente las transformaciones de fase usando el software JMatPro y se emplearon las técnicas de microscopía óptica y electrónica de barrido. Así mismo, mediante mediciones de microdureza se estimó la resistencia mecánica. Tras el tratamiento térmico, los resultados indican la presencia de microconstituyentes tales como ferrita y austenita retenida en una matriz bainítico-martensítica, generándose la condición microestructural multifásica. Finalmente, se concluye que la microadición de boro promueve la formación de martensita y bainita e incrementa la dureza del acero.

## ABSTRACT

With the aim in introducing new materials that help to reduce environmental pollution, automotive industry has focused its efforts in developing advanced high strength steels. In this research work, it was analysed the effect of various conventional heat treatments and the newness one step quenching and partitioning heat treatment (Q&P) in an experimental advanced high strength complex phase steel microalloyed with boron. For this purpose, phase transformations were calculated theoretically using JMatPro software and optical and scanning electron microscopy techniques were employed. Besides, through microhardness measurements mechanical resistance of steel was estimated. After steel heat treatment, results indicate the presence of microconstituents such as ferrite and retained austenite into bainite-martensite matrix, generating thus the multiphase microstructural condition. Finally, it is concluded that boron microaddition promotes martensite and bainite formation, increasing steel hardness.

## Introducción

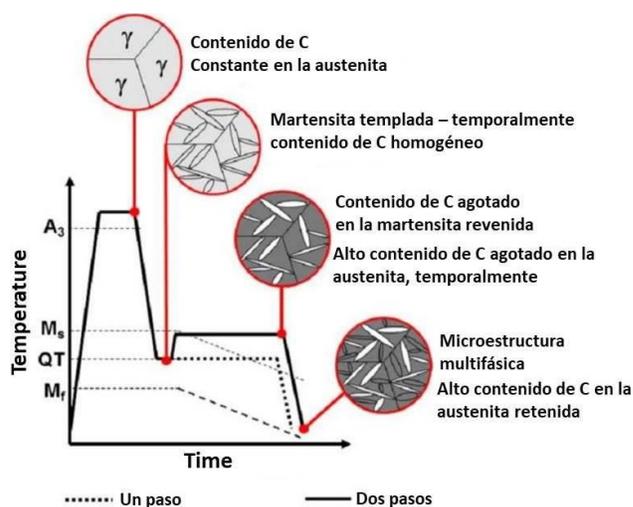
En las últimas décadas, el sector de la industria automotriz ha tenido el desafío de incorporar materiales que cumplan con los lineamientos ambientales globales. Una de las iniciativas más recientes de la industria siderúrgica, el consorcio de la ULSAB-AVC (UltraLight Steel Auto Mody – Advanced Vehicle Concepts) propone soluciones a la industria del acero ante estos retos que enfrentan los fabricantes de automóviles de todo el mundo. Las demandas actuales requieren de automóviles que reduzcan el impacto ambiental, mejoren la seguridad y rentabilidad del vehículo. Así, se logró satisfacer esta demanda, en parte, a través del uso de aceros de alta resistencia, HSS (High Strength Steels), pero se redujo la ductilidad y, por lo tanto, también la conformabilidad. Estas soluciones de diseño lograron un ahorro de combustible, pero no abordaron por completo el alto volumen de fabricación, confiabilidad y seguridad ante los choques y colisiones. Las aplicaciones estructurales en los automóviles requieren materiales caracterizados por su alta resistencia y rigidez, que a menudo se logran con un mayor grosor. El uso de estos materiales no permite una disminución del consumo de combustible ni reducción de las emisiones de gases con efecto invernadero, sino hasta que se reduce el espesor de dichos componentes (Keeler et al., 2017). Una de las soluciones más innovadoras se da con el uso de nuevos aceros denominados aceros de alta resistencia (AHSS), que absorben más energía al impacto que los aceros más convencionales y, que permiten el diseño de los componentes automovilísticos con geometrías más compleja y con espesores más delgados, con mejores propiedades mecánicas y, que, además, permiten cumplir con los nuevos requisitos de seguridad del usuario (Shaw et al., 2002). De esta manera, los aceros AHSS presentan una combinación superior de resistencia y ductilidad.

La primera familia de estos aceros comprende los de doble fase, DP (Dual Phase), aceros de plasticidad inducida por transformación, TRIP (Transformation Induced Plasticity), los aceros martensíticos (MART) y los aceros de fase compleja, CP (Complex Phase).

Los aceros de fase compleja (CP) se caracterizan por presentar una microestructura multifásica que comprende ferrita, bainita, martensita y/o austenita retenida. Estos aceros son microaleados con niobio, titanio y vanadio, para lograr un mayor endurecimiento por precipitación. La combinación de estas fases proporciona a estos aceros una resistencia alta a la tensión, logrando niveles superiores a los 800 MPa. Además, presentan una buena combinación de soldabilidad-resistencia-ductilidad (Nanda, et al., 2016). Para obtener aún mejores propiedades mecánicas, se emplean procesos tales como el tratamiento térmico, que

permite transformar la microestructura de los aceros, generando nuevos comportamientos.

El tratamiento térmico de temple y partición, Q&P (Quenching and Partitioning), es relativamente nuevo; se utiliza para generar microestructuras que contienen austenita retenida, estabilizada por la partición del carbono en martensita (Madias, 2016). 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 de enfriamiento por un tiempo determinado para permitir la partición de carbono desde la martensita templada hasta la austenita. El carbono que enriquece a la austenita tiene el efecto de estabilizarla de manera que ésta permanezca a temperatura ambiente (Thomas et al., 2014). Los investigadores Speer y Streicher-Clarke (Fonstein, 2015) denominaron a este tratamiento térmico como de temple y partición (Q&P) para enfatizar el rol clave de la obtención de martensita por pretempleado parcial y subsecuente partición del carbono entre la martensita y austenita retenida no transformada. En la figura 1 se puede observar el ciclo térmico para realizar el tratamiento de temple y partición en un acero, ya sea de un paso o de dos pasos.



**Figura 1.** Perfil térmico convencional para producir aceros con tratamiento de temple y partición; RT, TA,  $M_s$ ,  $M_f$ , QT, PT y T son a temperatura ambiente, de austenización, temperatura de inicio de transformación martensítica, temperatura final martensítica, temperatura de templado, temperatura de partición y tiempo de partición, respectivamente (Klemradt et al., 2012).

Con lo planteado anteriormente, en el presente trabajo de investigación se estudia el efecto que tiene la aplicación de diferentes tratamientos térmicos convencionales (homogenizado, temple, temple y revenido, recocido y normalizado) y del peculiar tratamiento de temple y partición, en la evolución de la

componente microestructural y de resistencia mecánica, en un acero de fase compleja microaleado con 16 y 60 ppm de boro, partiendo de una condición de colada.

### Metodología

Se emplearon tres aceros experimentales, en la condición de colada, identificados de acuerdo a la cantidad de boro presente en su composición química; a saber, CP-B0 (acero de referencia), CP-B1 (acero microaleado con 16 ppm B) y CP-B3 (acero microaleado con 60 ppm B). La composición química de los aceros de fase compleja se muestra en la tabla 1.

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

Elemento (% en peso)	Acero CP		
	CP-B0	CP-B1	CP-B3
C	0.165	0.143	0.160
Si	0.595	0.583	0.591
Mn	1.930	1.930	1.940
P	0.021	0.020	0.023
S	0.031	0.028	0.029
Cr	0.447	0.446	0.449
Mo	0.401	0.397	0.397
Ni	0.120	0.118	0.120
Al	0.0115	0.0109	0.0102
Cu	0.068	0.064	0.067
Nb	0.151	0.144	0.156
Ti	0.018	0.017	0.0138
V	0.010	0.010	0.010
B	0.000	0.0016	0.0060

A partir de lingotes se obtuvieron probetas seccionadas en dimensiones de 1 cm<sup>3</sup>, de tal manera que se obtuvieron 18 probetas, 3 por cada acero CP, para los 6 tipos de tratamiento térmico.

Para determinar las fases presentes en cada acero CP en la condición de colada, se empleó la técnica de difracción de rayos-X (DRX), que consistió en un ensayo tipo  $\theta/2\theta$ , rango de medición de 20 hasta 120° en 2 $\theta$ , con incrementos de 0.02° y una velocidad de 4.

Para establecer las temperaturas de trabajo para cada ciclo térmico tratamiento térmico, se empleó como referencia el diagrama TTT teórico generado mediante el software JMatPro para cada acero CP.

Lo anterior debido a que el material es experimental se carece de una caracterización más a fondo a través del tiempo. Con este diagrama fue posible definir el tiempo de enfriamiento y predecir las fases que se formarían en según la curva de enfriamiento.

De manera general, la tabla 2 muestra los parámetros experimentales de tratamiento térmico (T.T.) aplicados a cada acero CP.

**Tabla 2.** Parámetros experimentales en cada acero por tipo de tratamiento térmico.

TIPO DE ACERO	TIPO DE T.T.	PARÁMETROS DE T.T.
CP-B0 CP-B1 CP-B3	Homogenizado	T <sub>γ</sub> =1100 °C, v <sub>cal</sub> =5 °C/min, t <sub>γ</sub> =3 hr, v <sub>enf</sub> =1 °C/min, medio <sub>enf</sub> =dentro horno
	Temple	T <sub>γ</sub> = 930 °C, v <sub>cal</sub> =20 °C/min, t <sub>γ</sub> =30 min, v <sub>enf</sub> =35 °C/s, medio <sub>enf</sub> =aceite
	Temple y revenido	T <sub>γ</sub> =930 °C, v <sub>cal</sub> =5 °C/min, t <sub>γ</sub> =30 min, v <sub>enf</sub> =35 °C/s, temple=aceite, T <sub>rev</sub> =400, v <sub>cal</sub> =20 °C/min, t <sub>rev</sub> =30 min, v <sub>enf</sub> =10 °C/s, medio <sub>enf</sub> =aire
	Recocido	T <sub>γ</sub> = 930 °C, v <sub>cal</sub> =20 °C/min, t <sub>γ</sub> =30 min, v <sub>enf</sub> =1 °C/s, medio <sub>enf</sub> =dentro horno
	Normalizado	T <sub>γ</sub> =930 °C, v <sub>cal</sub> =20 °C/min, t <sub>γ</sub> =30 min, v <sub>enf</sub> =10 °C/min, medio <sub>enf</sub> =aire
	Temple y partición de un paso	T <sub>γ</sub> =1100 °C, v <sub>cal</sub> =20 °C/min, t <sub>γ</sub> =1 hr, v <sub>temple</sub> =22 °C/s, T <sub>temple</sub> =400 °C, medio <sub>temple</sub> =sales fundidas, t <sub>partición</sub> =8 min, v <sub>enf-final</sub> =35 °C/s, medio <sub>enf-final</sub> =aceite

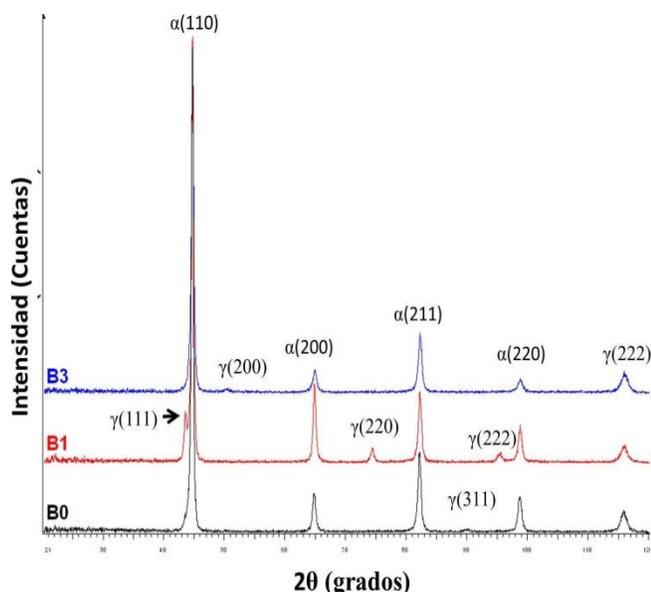
Después de aplicar los tratamientos térmicos, se procedió a realizar la caracterización microestructural en los tres aceros CP. Para ello, las probetas se prepararon metalográficamente mediante la técnica convencional de desbaste con lija de SiC y pulido fino con pasta de diamante de 0.1 μm. Para el análisis mediante microscopía óptica (MO) se realizó un ataque químico con LePera por 15 s.

Para el análisis mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) se realizó un ataque con LePera por 30 s seguido de una limpieza con ácido acético por un minuto. Finalmente, la caracterización mecánica se llevó a cabo usando un Microdurómetro Digital Vickers modelo HVS-1000, aplicando una carga de 0.5 kg durante 10 s. Cada indentación se realizó con una distancia de separación de 1 mm entre sí. Esta técnica permite conocer de manera localizada fases y límites de grano.

## Resultados y discusión

### Difracción de rayos-X

En la figura 2 se presentan los difractogramas que indican las fases presentes en los tres aceros CP en la condición de colada. Se puede observar que las fases encontradas principalmente corresponden a ferrita y austenita (austenita retenida obtenida desde la solidificación), donde todos los aceros la contienen a un ángulo de  $116^\circ$ . Sin embargo, se percibe claramente que el acero con 16 ppm B (CP-B1) es el que contiene la mayor fracción de austenita, al difractar en  $45^\circ$ ,  $74.5^\circ$  y en  $96^\circ$ . Este hecho indica que el alto contenido en boro no necesariamente promueve la retención de austenita en el acero CP durante el enfriamiento. Esto debido a que los átomos de boro retrasan la formación de ferrita al segregarse en los límites de grano de la austenita (Tomerhiro et al., 1987), en consecuencia, existe una disminución de la energía interfacial, con lo que se reducen los sitios preferenciales para la nucleación de la ferrita.



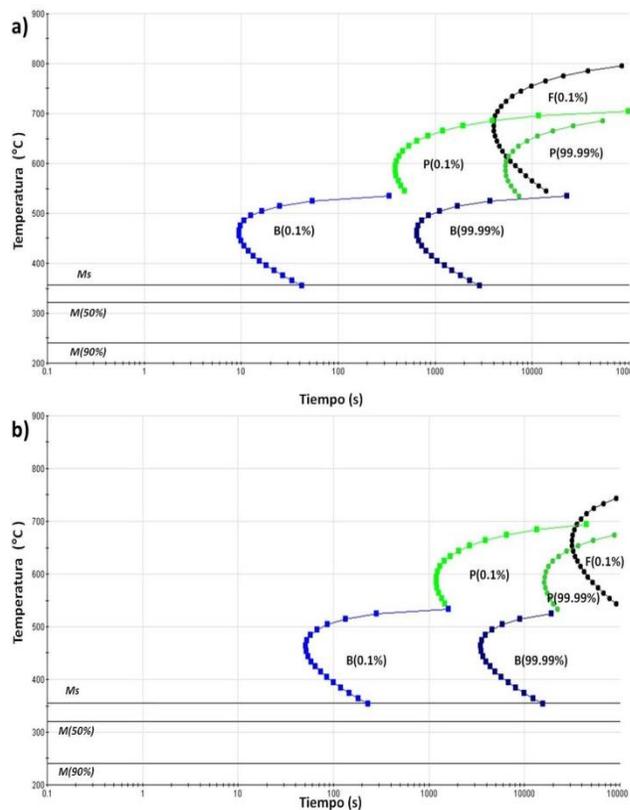
**Figura 2.** Espectros de difracción de rayos-X de los diferentes aceros de fase compleja en la condición de colada.

### Diagramas TTT teóricos

En la figura 3 se presentan los diagramas TTT obtenidos en JMatPro. Éstos indican las fases que se pueden formar a distintas temperaturas durante el enfriamiento, que son críticas para la obtención de microestructuras específicas.

Para el acero CP-B0 se puede notar que la región de la bainita se encuentra desplazada más a la izquierda, en comparación con los aceros microaleados con boro, que la desplazan más hacia la derecha; situación que

corroborar el efecto de templabilidad que genera el boro en los aceros. Por lo tanto, el tiempo disponible para templar el acero CP-B0, antes de tocar la nariz de la curva de la bainita, es de 10 segundos, mientras que para el caso de los aceros CP-B1 y CP-B3 es de 50 segundos, no percibiéndose un mayor efecto en la templabilidad del acero al aumentar de 16 a 60 ppm B en el acero CP. En consecuencia, elementos tales como el B, Mo, Cr y el Mn actúan como gammágenos, ampliando y estabilizando el campo de la austenita.

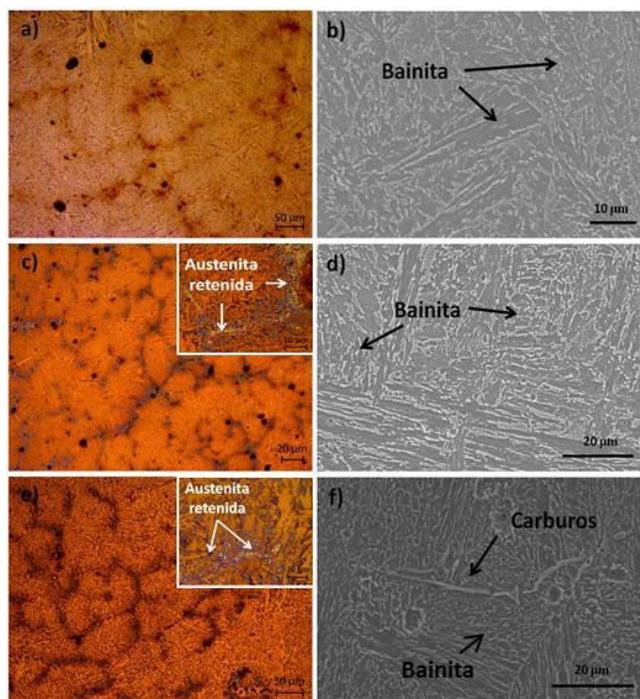


**Figura 3.** Diagramas TTT teóricos obtenidos en JMatPro para el acero: a) CP-B0 y b) CP-B1 y CP-B3.

### Tratamiento de homogenizado

En la figura 4 (a, c, d) se observa la microestructura obtenida después del tratamiento de homogenizado, en donde persiste la componente de colada, con lo que es evidente que el tiempo de permanencia en el horno modificó no tan significativamente la microestructura. Consecuentemente, para lograr destruir por completo la estructura dendrítica, es necesario modificar parámetros del ciclo térmico. Sobrepuesto se encuentran acercamientos a la microestructura, donde se observa austenita retenida en los límites de grano en un color blanco brillante, siendo muy evidente para el acero CP-B1, en menor fracción para CP-B3 y no presente en CP-B0. En efecto, dicho comportamiento ha sido predicho según los resultados de DRX presentados anteriormente.

Por otro lado, en la figura 4 (b, e, f) se presenta a mayor detalle la microestructura, evidenciándose la presencia de microconstituyentes tales como la bainita y la perlita, obtenidas de acuerdo al lento enfriamiento. Adicional a ello, se observan carburos que precipitaron en el acero, por ejemplo, en CP-B3, alojados en los límites de grano.



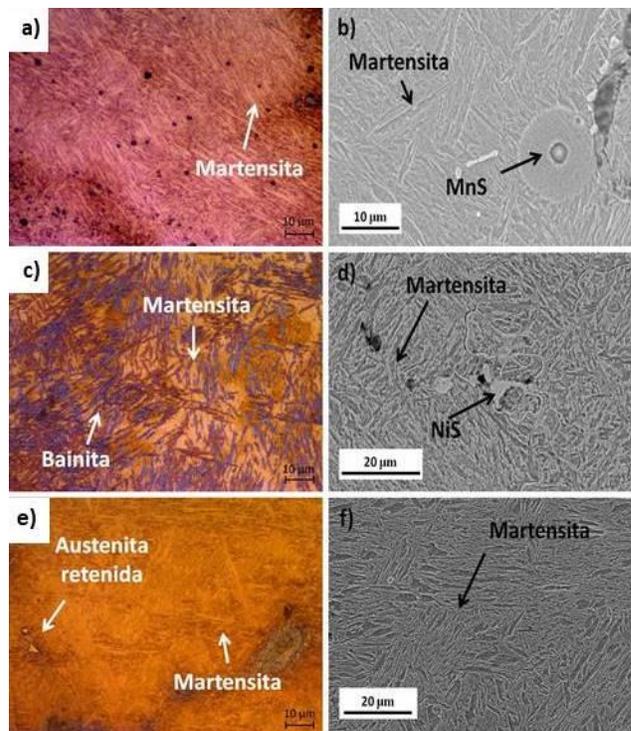
**Figura 4.** Microestructura del acero CP con tratamiento térmico de homogenizado: a, c, e) Micrografías de MO para CP-B0, CP-B1 y CP-B3, respectivamente, y b, d, f) Micrografías de MEB para CP-B0, CP-B1 y CP-B3, respectivamente.

### Temple

En la figura 5 se observa la microestructura después del tratamiento de temple. En general, la conversión de austenita a martensita es evidente, sin embargo, existen pequeñas cantidades de bainita, en mayor proporción y, de ferrita, en menor proporción; conservándose la condición de fase compleja. Este efecto se hace más notable en el acero CP-B1, ya que el boro también promueve a la formación de bainita en aceros con bajo contenido de carbono y alta aleación (Baker, 2016). Así, la martensita tiene la característica forma de "V" y/o "Z". Es bien sabido que para alcanzar una buena transformación martensítica es necesario el enfriamiento rápido para que la austenita metaestable alcance la temperatura  $M_s$  y se inhiban las reacciones difusionales, que nuclean la ferrita, bainita y perlita (Pastor, 2015).

Además, en aceros de alta aleación, la martensita puede adoptar una estructura diferente a la cúbica centrada o tetragonal. En el caso específico de esta investigación, la morfología de la martensita corresponde a placas, una

martensita atérmica, con distintos tamaños y direcciones, como resultado de su crecimiento en la fase austenítica justo hasta su encuentro con un límite, ya sea de otra placa o de grano, que se interponga a su crecimiento (Yue-jun et al., 2006). Es decir, tiene una forma lenticular.

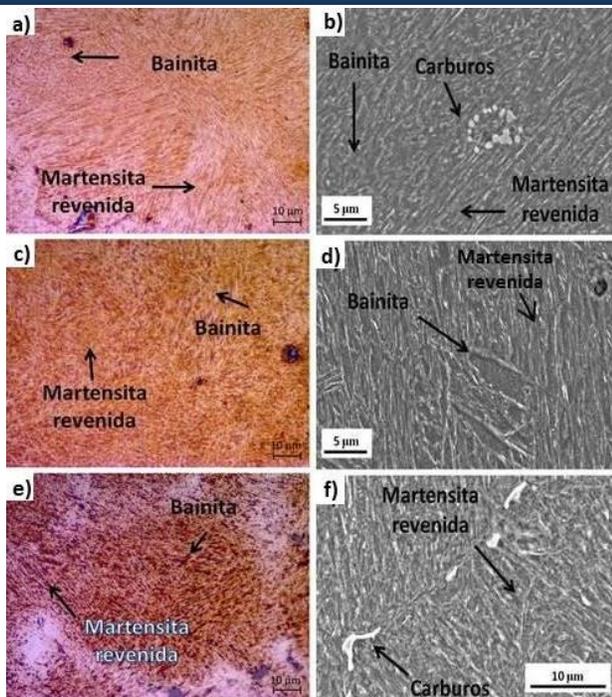


**Figura 5.** Microestructuras de acero CP con tratamiento térmico de temple: a, c, e) Micrografías de MO para CP-B0, CP-B1 y CP-B3, respectivamente, y b, d, f) Micrografías de MEB para CP-B0, CP-B1 y CP-B3, respectivamente.

### Temple y revenido

La figura 6 muestra las micrografías correspondientes a los aceros CP en la condición de temple y revenido. En el CP-B1, además de contener martensita revenida se conserva una fracción apreciable de bainita. Lo que se debe de notar, en total de aceros revenidos, es que la martensita revenida no es una fase ni es ya martensita, sino que en su lugar se han formado finas partículas de cementita en una matriz ferrítica (Di Schino et al., 2018).

Por lo tanto, el efecto primordial del revenido es cambiar la estructura cristalina distorsionada del acero tras el temple para alcanzar microconstituyentes más estables, por causa del proceso difusional durante el calentamiento, obteniéndose una ganancia en propiedades mecánicas, tales como la tenacidad. Estos agregados microestructurales tienen igual morfología que la bainita, tal y como se observa en las micrografías de los tres aceros. Además, las micrografías contienen zonas donde se observan partículas precipitadas burdas, sobretodo alojadas en los límites de grano.



**Figura 6.** Microestructuras de acero CP con tratamiento térmico de temple y revenido: a, c, e) Micrografías de MO para CP-B0, CP-B1 y CP-B3, respectivamente, y b,d,f) Micrografías de MEB para CP-B0, CP-B1 y CP-B3, respectivamente.

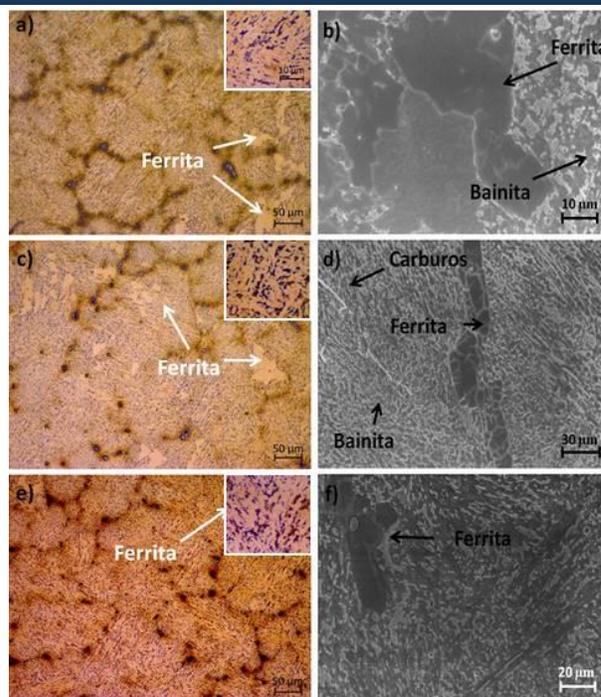
### Recocido

La microestructura que se obtuvo en el tratamiento térmico de recocido fue una mezcla de ferrita con agregados de perlita gruesa y una fracción pequeña de bainita, tal y como se observa en la figura 7, para los tres aceros CP. Para notar a mayor detalle la presencia de la perlita, intencionalmente se ha sobrepuesto un acercamiento a ésta.

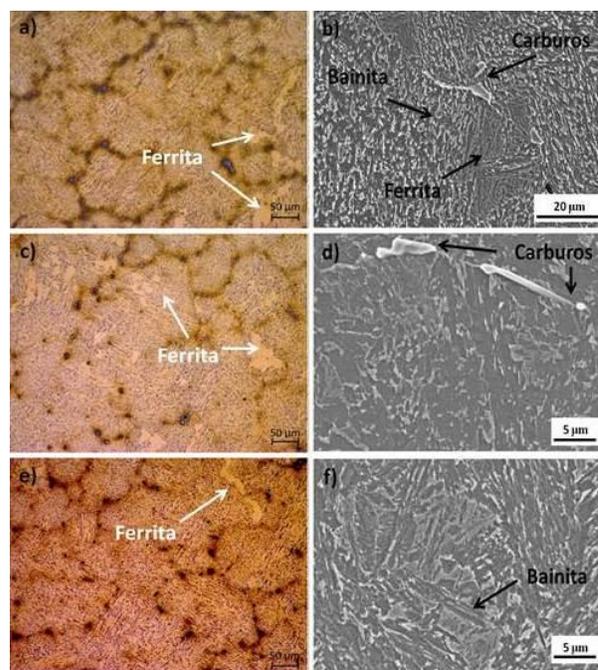
Es evidente que persiste la componente de solidificación, donde el acero CP-B1 contiene la mayor fracción de ferrita, en menor proporción el acero CP-B0 y CP-B3, con el menor contenido. Esta ferrita se ha formado a partir de los límites de grano, a través de la descomposición de la austenita, según lo predicen los diagramas TTT teóricos.

### Normalizado

La figura 8 presenta la microestructura obtenida con el tratamiento térmico de normalizado, donde también se obtuvo perlita y ferrita. La morfología de ésta se muestra más fina en comparación con el tratamiento de recocido. Al realizarse un enfriamiento al aire, se puede promover la formación de austenita retenida que se presenta en los límites de grano. Conforme aumenta el contenido de boro en estos aceros se nota un incremento en el contenido de segundas fases en la microestructura.



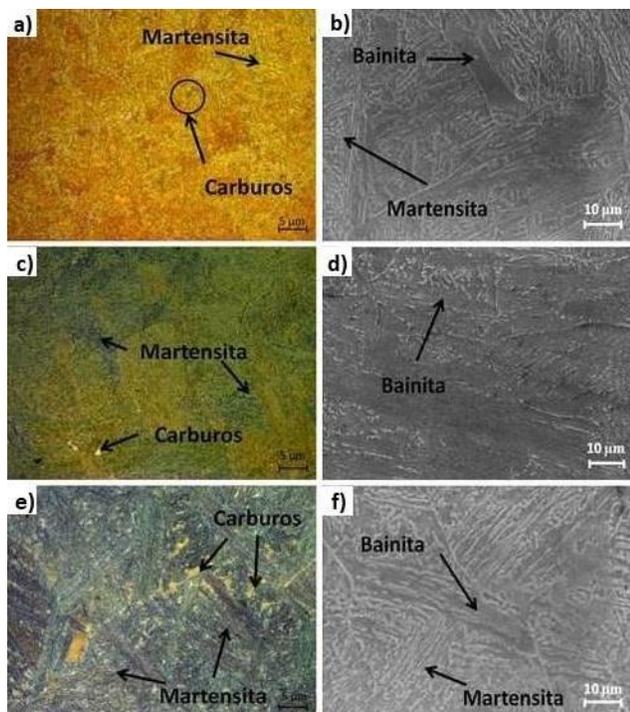
**Figura 7.** Microestructuras de acero CP con tratamiento térmico de recocido: a, c, e) Micrografías de MO para CP-B0, CP-B1 y CP-B3, respectivamente, y b, d, f) Micrografías de MEB para CP-B0, CP-B1 y CP-B3, respectivamente. B1 y CP-B3, respectivamente, y b, d, f) Micrografías de MEB para CP-B0, CP-B1 y CP-B3, respectivamente.



**Figura 8.** Microestructuras de acero CP con tratamiento térmico de normalizado: a, c, e) Micrografías de MO para CP-B0, CP-B1 y CP-B3, respectivamente, y b, d, f) Micrografías de MEB para CP-B0, CP-B1 y CP-B3, respectivamente.

### Temple y partición de un paso

Con este particular tratamiento se pretende formar martensita a partir de austenita retenida. En la figura 9a muestra una notable cantidad de carburos que se formaron durante este tratamiento, se pueden observar con mayor claridad en campo oscuro (ver figura 9b). Este tratamiento muestra martensita en los tres aceros y para aquellos aleados con B exhiben una proporción considerable de carburos (ver figura 9 c-f), en comparación con el acero de referencia.



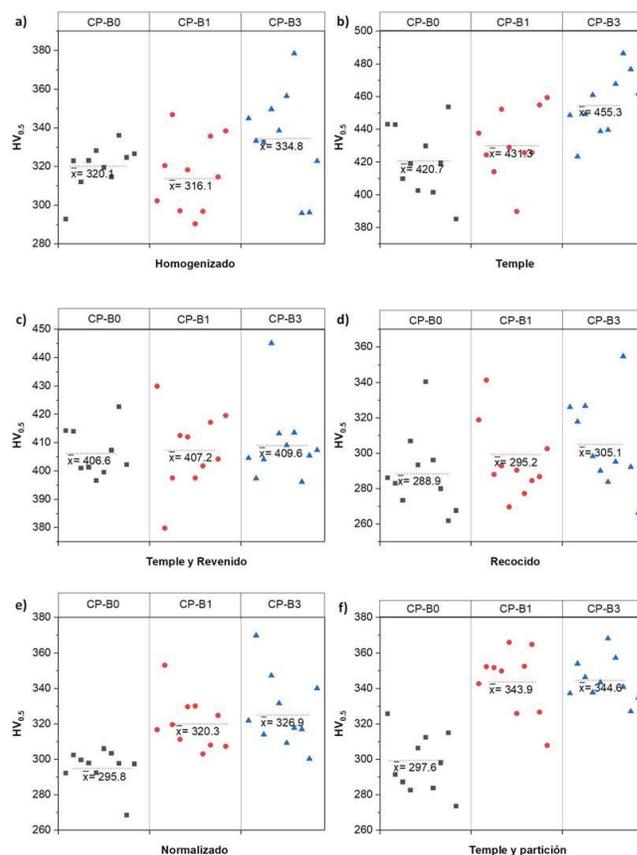
**Figura 9.** Microestructuras de acero CP con tratamiento térmico de temple y partición: a, c, e) Micrografías de MO para CP-B0, CP-B1 y CP-B3, respectivamente, y b, d, f) Micrografías de MEB para CP-B0, CP-B1 y CP-B3, respectivamente.

### Caracterización mecánica

En la figura 10 se muestra el perfil de microdureza de cada acero CP en cada tratamiento térmico. La dureza promedio en el homogenizado es más notoria en el acero CP-B3 (*inciso a*), que contiene mayor porcentaje de boro, con un valor de 334.8 HV. En el caso del temple se presentan las mayores durezas respecto de todos los tratamientos efectuados, alcanzándose el valor más alto de 455.3 HV en el acero CP-B3 (*inciso b*). En este sentido, existe un efecto de endurecimiento, por un lado, dependiendo del contenido de carbono, la martensita es muy frágil y dura, sobretodo porque la martensita formada posee un tamaño de cristal vinculado directamente con el aumento de volumen, lo cual genera tensiones internas. Por el otro, los elementos de aleación y microaleación se disuelven sustitucional e intersticial-

mente en la austenita y martensita, provocando una deformación pequeña, reflejándose esto también sobre la dureza del acero. Además, las tensiones de carácter térmico, debidas a las altas velocidades de enfriamiento, influyen dicha dureza. Es por ello que se hace necesario aliviar dichas tensiones a través del revenido. En el *inciso c*, se puede observar como la dureza disminuye hasta en 40 unidades de dureza HV en el acero CP-B3, respecto de los otros aceros.

En este sentido, es necesario enfatizar que el objetivo de aplicar el revenido no es para eliminar los efectos del temple, sino modificarlos, disminuyendo la dureza y la resistencia, ganando tenacidad. Así, el revenido se produce como consecuencia de la inestabilidad de la martensita, que tiende a volver a fases estables cuando es calentada por debajo de la temperatura intercrítica  $A_{c1}$ . Para el caso de los tratamientos de recocido y normalizado (*incisos d y e*), se observa una tendencia similar debido a la fracción de ferrita formada, siendo más alta la dureza en el acero CP-B3.



**Figura 10.** Perfil de microdureza  $HV_{0.5}$  en aceros CP con diferentes tratamientos térmicos: a) Homogenizado, b) Temple, c) Temple y revenido, d) Recocido, e) Normalizado y f) Temple y partición.

Sin embargo, en el caso específico del tratamiento de temple y partición, los aceros CP-B1 y CP-B3 presentan

las durezas más altas, y muy similares entre sí, en comparación con el acero CP-B0, pero mucho más bajas que aquellas obtenidas únicamente por temple, tal y como se observa en el inciso f. Es sabido que los aceros tratados por temple y partición forman parte de la tercera generación de aceros AHSS y cada día se van abriendo paso para potenciales aplicaciones en la industria automotriz, debido al tipo de propiedades mecánicas que se pueden alcanzar (Speer et al., 2005). Por lo tanto, la diferencia de los resultados alcanzados en el temple y partición, respecto de aquellos reportados en otras investigaciones, recaen en el hecho de la condición microestructural de partida; en este caso de colada.

Finalmente, es evidente que la adición de boro al acero CP mejora notablemente su dureza, sobre todo debido al efecto de endurecimiento por solución sólida, al promoverse la formación tanto de martensita como de bainita, más que por fenómenos de precipitación.

### Conclusiones

Mediante diferentes tratamientos térmicos fue evaluada la evolución microestructural de un acero de fase compleja en condición de colada. Notablemente la microadición de boro mejora la templabilidad del acero, abriendo el campo de la austenita. Microconstituyentes tales como ferrita, martensita, bainita y perlita fueron identificadas, conservándose el carácter multifásico. Sin embargo, es notable la persistencia, en mayor o menor proporción, de la componente de colada tras cada tratamiento.

El hecho de aplicar el temple y partición no causa una mejora en el comportamiento del acero; siendo más relevantes los resultados de microdureza en su similar de temple y revenido, para las condiciones en las cuales se trató térmicamente. Finalmente, existe un efecto benéfico del boro en el acero CP, siendo muy notorio cuando se microalea con 60 ppm, actuando sobre todo en solución sólida, e inclusive, promoviendo la formación de martensita y bainita en todos los casos.

### Agradecimientos

Los autores expresan su agradecimiento a la Facultad de Química - UNAM por el financiamiento del proyecto PAIP 5000-9168. Al profesor I. Guadarrama-Hernández y al profesor F. Gutiérrez-López de 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. Arámburo-Pérez (FQ-UNAM), I. Chaparro-Reyes (FQ-UNAM), J.F. Flores-Álvarez (FQ-UNAM), A. Tejeda (IIM-UNAM), S. Tehucanero-Nuñez (IF-UNAM), P. López (FI-UNAM) y al M.enC. J.R. González-Parra (FI-UNAM) por su apoyo en la parte experimental, al facilitar el uso de equipo e instalaciones.

### Referencias

- Barker T. N. (2016). Microalloyed steels. *Ironmaking and Steelmaking*, 43, 264-307
- Di Schino A., Corradi M. (2018). Quenching and tempering (Q&T) effect on steel for forging with Cr and Mo addition. *Metalurgia*, 4, 307-309
- Fonstein N. (2015). Advanced High Strength Sheet Steel: Physical Metallurgy, Design, Processing and Properties. Ed. Springer, 327, 328
- Keeler S., Kimchi M., Mooney P. J., (2017). Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, Version 6.0.
- Klemradt U., Rieger T., Herrmann K., Carmele D., Meyer S., Lippmann T., Stark A., Bleck W. (2012). Monitoring of heat treatment processes by high energy synchrotron radiation. *Acta Physica Polonica*, 121, 39-43
- Madías J. (2016). Avances tecnológicos: Aceros de temple y partición. *Acero Latinoamericano*, 558, 44-51
- Nanda T., Singh Vishal., Singh Virender., Chakraborty A., and Sharma S. (2016). Third generation of advanced high strength steels: Processing routes and properties. *J. of Materials Design and Applications*, 233, 209-238
- Pastor M. A. (2015). Estudio de la transformación martensítica, optimización de la microestructura y prevención de la rotura frágil en piezas coladas de acero X38CrMoV5-1 de alta resistencia. Tesis de Doctorado, Universidad Complutense de Madrid, España.
- Shaw J., Heenan W., Smith V. (2002). ULSAB-AVC (Advanced Vehicle Concepts): A Solution for Today (Engineering, Life Cycle Inventory and Cost Analyses). *American Council for an Energy-Efficient Economy*, 1, 117-131
- Speer J. G., Rizzo F. C., Matlock D. K., Edmonds D. V. (2005). The "quenching and partitioning" process: Background and recent progress. *Materials Research*, 8, 417-423
- Tamerhiro H., Murata M., Habu R., Nagumo M. (1987). Optimum microalloying of niobium and boron in HSLA steel for thermomechanical processing. *Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan*, 27, 120-129
- Thomas G. A., Danoix F., Speer J. G., Thompson S. W., Cuvilly F. (2014). Carbon Atom Re-Distribution during Quenching and Partitioning. *ISIJ International*, 54, 2900-2906.
- Yue-jun L., Yi-min L., Bo-yun H. (2006). Apparent morphologies and nature of packet martensite in high carbon steels. *International Journal of Iron and Steel Research*, 13, 40-46