

# Efecto de la microadición de boro en un acero TWIP sobre las características de la estructura de colada

López Velazco Graciela Edit<sup>1</sup>, Salas Reyes Antonio Enrique<sup>1\*</sup>, Altamirano Guerrero Gerardo<sup>2</sup>, Barba Pingarrón Arturo<sup>3</sup>, García Robledo Jaime Francisco<sup>1</sup>, Deaquino Rogelio<sup>4</sup>

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

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

<sup>3</sup>UNAM, Facultad de Ingeniería, Centro de Ingeniería de Superficies y Acabados (CENISA). Circuito Exterior. Ciudad Universitaria, 04510, Ciudad de México, México.

<sup>4</sup>Centro de Investigación y de Estudios Avanzados del Instituto Politécnico Nacional, Unidad Saltillo. Av. Industria Metalúrgica 1062, Parque Industrial Saltillo-Ramos Arizpe, Coahuila, 25900, México.

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

## Recibido:

20/marzo/2020

## Aceptado:

23/octubre/2020

## Palabras clave:

Acero TWIP,  
microadición de boro,  
solidificación coherente e  
incoherente

## Keywords:

TWIP steel,  
Boron microaddition,  
Incoherent and coherent  
solidification

## RESUMEN

Recientemente, los aceros TWIP han recibido mucha atención científica debido a que presentan propiedades mecánicas sobresalientes, cumpliendo así con las regulaciones internacionales que se demanda a la industria automotriz. En este trabajo de investigación se estudia el efecto de la microadición de boro sobre la evolución del patrón de la estructura de colada en un acero TWIP. Para ello, se fabricó y caracterizó microestructuralmente un acero con dos concentraciones de boro empelando técnicas convencionales. La resistencia mecánica se estimó mediante ensayos de microdureza. Los resultados indican que el acero TWIP de referencia presenta una solidificación incoherente, mientras que los microaleados con boro presentan una coherente. Además, a mayor concentración de boro se genera mayor refinamiento tanto de la estructura dendrítica como del tamaño de grano austenítico, sin embargo, la dureza disminuye. En consecuencia, el grado de segregación puede reducirse y con ello la componente de fragilidad.

## ABSTRACT

Recently, TWIP steels have received considerable scientific attention due their outstanding mechanical properties, achieving the international regulations demanded to the automotive industry. In this research work it is studied the effect of boron microaddition over as-cast structure evolution in TWIP steel. For this purpose, steel containing two boron concentrations was fabricated and microstructurally characterized by conventional techniques. Mechanical resistance was estimated throughout microhardness tests. Results indicate that the reference TWIP steel presents an incoherent solidification, while steels microalloyed with boron have a coherent structure. Besides, as boron concentration increases it is generated a major dendritic structure and austenitic grain size refinement, but hardness diminishes. In consequence, segregation degree can be reduced and with it the fragility component.

## Introducción

Cuando la industria automotriz empezó a presentar al mercado modelos de automóviles basado en la tecnología "aluminium space frame" en 1994, el uso del acero como material dominante para la fabricación de la carrocería de los vehículos tuvo que replantearse. Esto porque la carrocería completamente fabricada en aluminio redujo considerablemente su peso en comparación con las hechas en acero. En ese momento los grados de acero disponibles eran en su mayoría aceros al carbono y aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA). Por ello, en un esfuerzo para reaccionar al desafío de la reducción de peso y aligerar los vehículos, se lanzaron proyectos dentro del consorcio internacional de fabricantes de acero ULSAB - AVC (Ultra-Light Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts, por sus siglas en inglés) en 1995, cuyo objetivo se centró en lograr un ahorro másico del 25%, al emplear aproximadamente el 10% de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) en la carrocería (Ludovic y Daniel, 2012; Keele, 2014).

Como resultado del desarrollo de dichos proyectos, hoy en día las estructuras del automóvil, de nuevo diseño, se benefician de la aplicación de aceros de alta resistencia (HSS), aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) y aceros de ultra alta resistencia (UHSS). La aplicación de estas innovaciones en las calidades de diferentes grados de acero modernos permite reducciones de masa, la que a su vez reduce la densidad específica, permite el conformado de formas geométricas complejas y, por lo tanto, se han logrado reducciones considerables de emisiones de gases contaminantes a la atmósfera a costos asequibles. En la figura 1 se presenta una comparación del uso de materiales metálicos en un automóvil de alto desempeño, como lo es el Tesla modelo 3, donde la resistencia mecánica de los componentes oscila entre los 250 y los 1500 MPa.



**Figura 1.** Diagrama de materiales que componen la carrocería del Tesla Model 3 (Tesla Motors Inc., 2018).

Una de las innovaciones más prometedoras dentro de los aceros AHSS corresponde a un tipo de acero, de fase austenítica estable a temperatura ambiente, de plasticidad inducida por maclaje, conocidos como aceros TWIP (Twinning Induced Plasticity, por sus siglas en inglés), que presentan un alto contenido de manganeso, entre 15 - 30% en peso.

Este tipo de aceros presenta excelentes propiedades mecánicas para su aplicación a gran escala en la industria automotriz, la construcción naval, la exploración de petróleo, gas y aplicaciones estructurales no magnéticas. Además de resistir grandes cargas también puede soportar severas deformaciones plásticas sin fallar. Este comportamiento está definido por el maclado del grano austenítico, donde la formación de finas maclas resulta en obstáculos extras para el libre movimiento de las dislocaciones, a través de un mecanismo dinámico tipo Hall-Petch. Este mecanismo de deformación está dominado por la Energía de Falla de Apilamiento (EFA), la cual está gobernada principalmente por la composición química y la temperatura (Allain et al., 2004). Los valores para obtener el efecto TWIP están comprendidos entre 20-40 mJ/m<sup>2</sup>. Los principales elementos de aleación en los aceros TWIP son el Mn, C, Al y Si, los cuales ayudan a alcanzar la EFA dentro del rango deseado y a estabilizar la fase austenítica (Mesquita et al., 2013). Por otra parte, elementos de microaleación tales como el Ti, B, V y Nb, son usados para incrementar su resistencia mecánica a través de un mecanismo de endurecimiento por precipitación (Kim, 2012).

Sin embargo, un inconveniente de estos aceros es la estructura de colada altamente segregada, derivada por el alto contenido tanto de Mn como de Si, principalmente (Salas, 2014). Así, el tema de la solidificación y de la evolución de la microestructura (morfología dendrítica y tamaño de grano austenítico) representan una limitante respecto de la ocurrencia de diversos fenómenos suscitados durante su conformado mecánico. La estructura de solidificación de aceros con alto contenido de Mn es controlada por las condiciones de colada, involucrándose otras variables tales como la adición de los elementos de aleación y microaleación, temperatura de colada, cantidad de masa a colar, características de los moldes, entre otras. Entre estas condiciones, el control de la temperatura de vaciado es uno de los métodos para controlar la estructura de grano (columnar y equiaxial) de las fundiciones de acero con alto contenido de Mn. Sin embargo, heterogeneidades acompañan a dicha estructura de colada a nivel interdendrítico, generando fragilidad en las subsecuentes etapas del procesamiento del acero.

Una forma de mitigar dichas heterogeneidades es a través de la adición de elementos microaleantes tales

como V, Mo, Nb, Ti y B, que actúan como centros de nucleación para la formación de cristales mediante un mecanismo de inoculación, además de contribuir al mejoramiento de las propiedades mecánicas (Grajcar, 2012; Haldar, 2009).

En función del conocimiento que se tiene en la actualidad acerca del papel que juega la química en los aceros TWIP, sobre todo de la microadición en conjunto de Ti y B, se generan comportamientos interesantes en la relación microestructura – propiedades mecánicas, con grandes expectativas en la industria automotriz. No obstante, pocos son los trabajos que abordan estudios centrados en el ajuste químico, sobre todo por encarecer el precio del acero. Es por ello que en el presente trabajo de investigación se estudia el efecto de la microadición de B sobre el desarrollo de la estructura de colada en un acero TWIP categorizado como de alta aleación.

### Metodología

En este proyecto de investigación se emplearon tres aceros TWIP en la condición de colada con diferentes contenidos de boro. Éstos fueron identificados como TW-0 (acero de referencia), TW-1 (acero microaleado con 180 ppm de B) y TW-2 (acero microaleado con 470 ppm de B), cuyas composiciones químicas se presentan en la tabla 1.

**Tabla 1.** Composición química de los acero TWIP (% en peso).

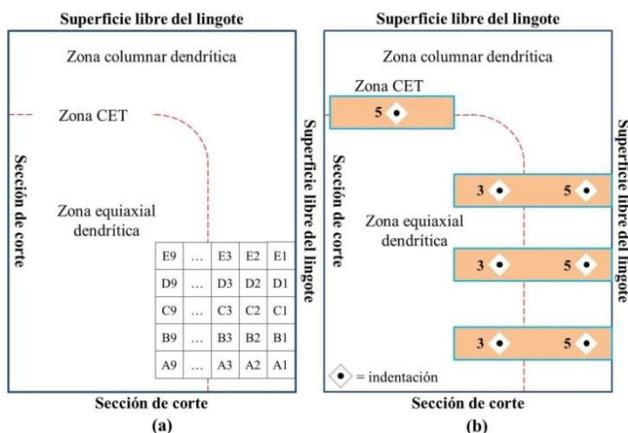
Elemento	TW-0	TW-1	TW-2
C	0.096	0.092	0.092
Mn	28.0	28.0	28.0
Al	3.0	3.0	3.0
Si	1.92	1.92	1.92
Cr	1.73	1.70	1.70
Ni	0.855	0.856	0.856
Mo	0.28	0.29	0.28
Cu	0.20	0.195	0.20
Ti	0.033	0.032	0.032
B	-	0.018	0.047
S	0.02	0.02	0.02
N	0.012	0.012	0.012
Fe	Bal.	Bal.	Bal.

Posteriormente, se empleó la técnica de difracción de rayos-X (DRX), basado en un ensayo tipo  $\theta/2\theta$  con un

rango de medición desde  $40^\circ$  hasta  $130^\circ$  en  $2\theta$ , con incrementos de  $0.02^\circ$  y a una velocidad de 4, para determinar las fases presentes en cada acero TWIP, en la condición de colada. En conjunto, usando la información de la composición química de los aceros TWIP, se realizó un cálculo usando el software JMatPro con la base de datos de “general steels” para predecir las transformaciones de fase y precipitación de segundas fases en función de la temperatura, obteniendo datos cada  $10^\circ\text{C}$  en el rango de temperatura desde  $1600^\circ\text{C}$  hasta temperatura ambiente.

Por otro lado, para caracterizar la estructura de colada en cada acero, se emplearon probetas de un cuarto de cada lingote de acero TWIP, seccionadas de la parte del fondo de cada lingote, con dimensiones de  $3 \times 3 \times 1$  cm. Así, mediante el procedimiento estándar de preparación metalográfica usando lija de SiC de agua y pulido con pasta de diamante, se realizó el ataque químico en caliente (a  $60^\circ\text{C}$ ) con el reactivo químico Nital a una concentración del 10% por 45 segundos, seguido de un segundo ataque en Gliceregia al 10% a temperatura ambiente por 2 minutos. Especial atención se puso en la limpieza de las probetas, realizando limpieza en ultrasonido por al menos 30 minutos. Mediante el uso de microscopía óptica, usando un microscopio óptico con banco para observación metalográfica Olympus PMG3, se tomaron una serie de micrografías a bajos aumentos para realizar el análisis del patrón de solidificación en cada zona del lingote, es decir, zona columnar y equiaxial, respectivamente, tal y como se indica en el arreglo matricial en la figura 2a. Además, con la intención de estimar la resistencia mecánica de las zonas del patrón de solidificación, se realizaron mediciones de microdureza Vickers, aplicando una carga de 4.9 N durante 10 s. Cada indentación se realizó con una distancia de separación entre indentaciones de 0.5 mm (ver figura 2b).

Usando las micrografías obtenidas por microscopía óptica se reconstruyó el patrón de solidificación en cada acero TWIP en un arreglo tipo collage. De esta manera, empleando el software SigmaScan Pro, fue posible realizar la medición de la longitud tanto de los brazos dendríticos primarios, en la zona columnar y equiaxial, respectivamente, como de los brazos dendríticos secundarios, en la zona columnar y equiaxial, respectivamente. Además, también se realizó la medición del tamaño de grano austenítico, tanto en la zona columnar como en la equiaxial, respectivamente. Además, también se midió la distancia a la cual se encuentra la zona de transición columnar- equiaxial (CET) desde la superficie libre del lingote, en cada acero TWIP. El valor promedio de estas mediciones fue tomado para realizar las comparaciones entre las zonas columnar y equiaxial.



**Figura 2.** a) Imagen del procedimiento experimental para analizar el patrón de solidificación y la microestructura dendrítica y b) Metodología para la medición de microdureza Vickers.

Finalmente, una caracterización detallada tanto de la microestructura como de partículas precipitadas alojadas en la matriz y en los límites de grano austenítico. Para ello, probetas de 1x1x1 cm fueron preparadas metalográficamente, adicionando un pulido fino con silica coloidal de 60 nm por varios minutos, con lo cual el acabado superficial fue mejorado. Siguiendo el ataque químico descrito anteriormente, un tercer ataque químico fue realizado con Nital al 10% durante 10 s a 60 °C, seguido de una limpieza en ultrasonido por 30 min.

De esta manera, las probetas fueron analizadas en un microscopio electrónico de barrido JEOL JSC-6000 Plus Neoscope operado a varios voltajes, desde 10 hasta 20 keV. Análisis químicos elementales se realizaron en conjunto con barridos en línea, con la finalidad de estimar el grado de segregación en la estructura de colada de los aceros TWIP.

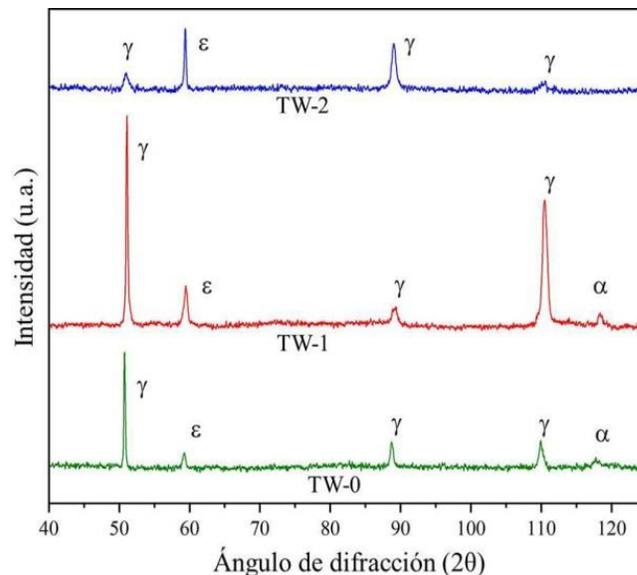
## Resultados y discusión

### Difracción de rayos-X

En la figura 3 se presenta los patrones de difracción obtenidos en los tres aceros TWIP. Se puede observar que los aceros TWIP presentan los picos característicos de la fase austenita, y a su vez una tendencia a la formación de la fase ferrita ( $\alpha$ ) y martensita épsilon ( $\epsilon$ ) es evidente. La formación de estas fases se promueve como consecuencia del fenómeno de segregación, ocurrido durante la solidificación y el enfriamiento posterior del acero.

En general, se pueden presentar reacciones peculiares de transformación de fase  $\gamma_{fcc} \rightarrow \epsilon_{hcp} \rightarrow \alpha_{bcc}$  derivadas de la misma composición química, debido a que los elementos en soluto logran modificar las distancias interplanares al

entrar en solución sólida como elementos sustitucionales o intersticiales y, por ende, modifican la energía interna de la red, lo cual modifica también localmente la energía de falla de apilamiento (EFA) (Salas, 2020b).



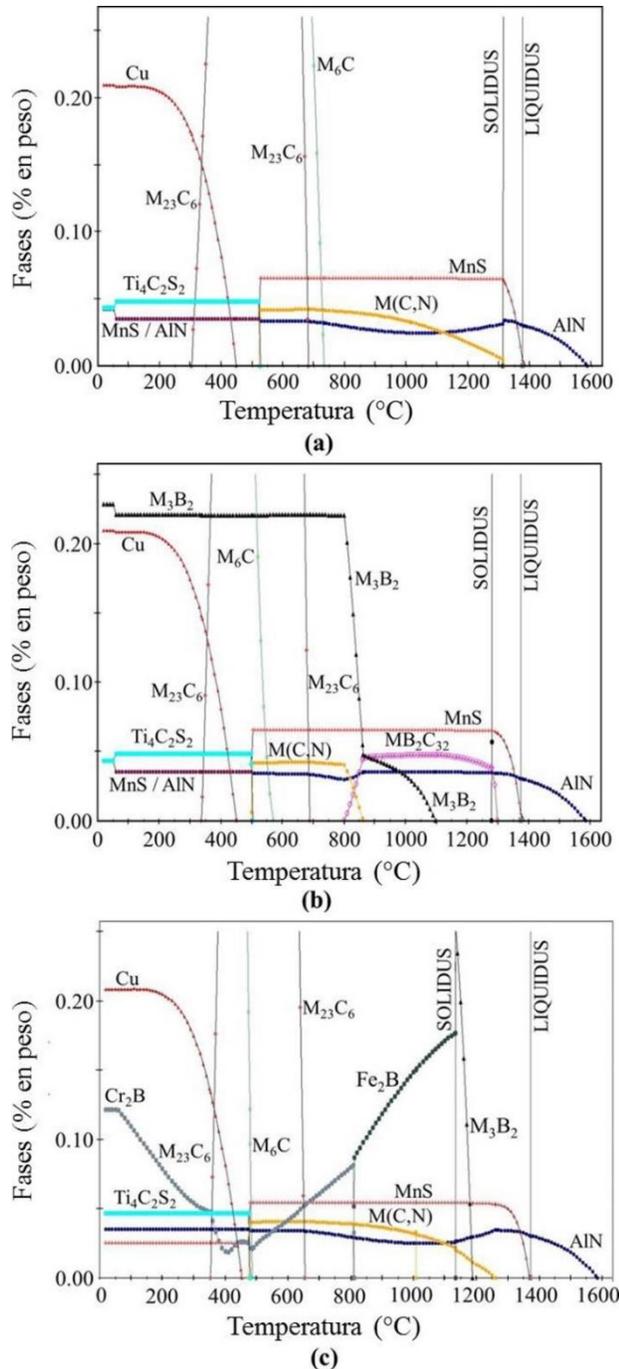
**Figura 3.** Patrones de difracción de rayos-X en la condición de colada en cada uno de los aceros TWIP.

A medida que el contenido de boro en el acero TWIP se incrementa, se observa que la intensidad de la fase  $\alpha$  permanece constante en los aceros TW-0 y TW-1, sin embargo, la intensidad de la fase  $\epsilon$  aumenta en los tres aceros. Inclusive, en el acero con la máxima concentración de boro (TW-2) ya no presenta la fase  $\alpha$  y se hace muy intensa la intensidad de la fase  $\epsilon$  en comparación con la fase  $\gamma$ .

### Predicción de fases en JMatPro

La figura 4 muestra los cálculos termodinámicos teóricos para la transformación de fases y la formación de otras segundas fases en condiciones de equilibrio, en función de la temperatura. En los tres aceros TWIP se observa que la temperatura de liquidus, temperatura a la cual inicia el proceso de solidificación es de 1375.83 °C. Sin embargo, a medida que aumenta el contenido de boro, la temperatura de término de la solidificación (línea de solidus) varía en cada acero, presentando una mayor temperatura en TW-0 (1312.78 °C), seguida de TW-1 (1280°C) y al último TW-2 (1190°C).

Este comportamiento indica que la presencia de boro provoca el aumento de la zona bifásica líquido-sólido, también conocida como zona de mushy, provocándose así un mayor grado de segregación en la estructura de solidificación, debido al mayor tiempo en alcanzarse la cristalización en el acero.



**Figura 4.** Diagramas de transformación de fases y de formación de segundas fases calculados mediante el software JMatPro en el acero TWIP: a) TW-0, b) TW-1 y c) TW-2.

Por otro lado, el compuesto AlN se forma desde el estado líquido en los tres aceros, y prácticamente permanece constante en 0.045% hasta temperatura ambiente. Se ha indicado que la tasa a la cual este compuesto precipita es controlada por una fuerza motriz química que afecta la estructura de solidificación, es decir, promueve el aumento de la zona columnar y, en consecuencia, su

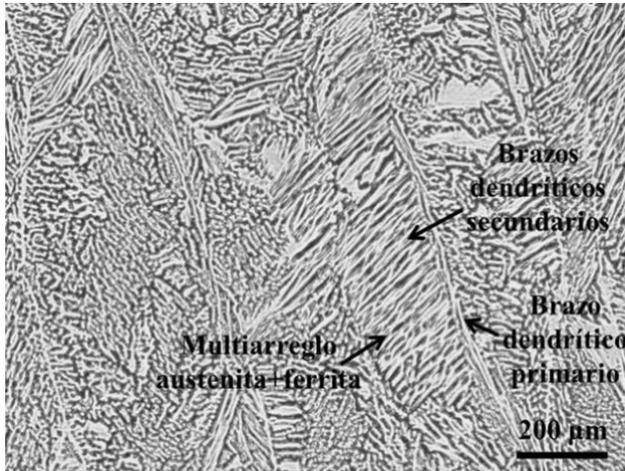
precipitación en los límites de grano genera fragilización (Wilson, 1988). Respecto a la precipitación del compuesto MnS, una inclusión no-metálica, se observa que éste se forma justo al inicio de la solidificación en los tres aceros en una cantidad igual a 0.070%. Se observa que parte del S del MnS se descomponga para formar el compuesto  $Ti_4C_2S_2$  en los aceros TW-0 y TW-1, a las temperaturas de 510 y 500 °C. Sin embargo, un comportamiento diferente sucede en TW-2, comportamiento atribuido al efecto del contenido de boro en el acero TWIP.

En el acero TW-0 también se observa la presencia de precipitados del tipo M(C,N), además de carburos del tipo  $M_{23}C_6$  y  $M_6C$ . Este tipo de precipitados nuclean en los límites de grano y en zonas interdendríticas dentro de los granos de austenita. Lo que puede producir: (i) la disminución de la concentración en solución sólida y por ende la disminución la EFA; (ii) cementita precipitada en los límites del grano, perjudicando la tenacidad del material (Dong, 2018). En el acero TW-1 se puede observar la aparición de boruros del tipo  $M_3B_2$  a una temperatura aproximada de 1100°C, cuya concentración aumentan conforme disminuye la temperatura. También se observa la presencia de carboboruros del tipo  $MB_2C_{32}$ , los cuales afectan las propiedades del material, al igual manera que lo hacen los carburos. Finalmente, respecto al acero TW-2, se observa la misma tendencia de formación de precipitados, sin embargo, se observa la presencia del precipitado  $Fe_2B$ , los cuales son dañinos para el material debido a que es habitual la formación de microgrietas en la superficie. Estas microgrietas pueden llevar a que el material se fracture al aplicar un esfuerzo mecánico, por tanto, se debe evitar la presencia de estos precipitados.

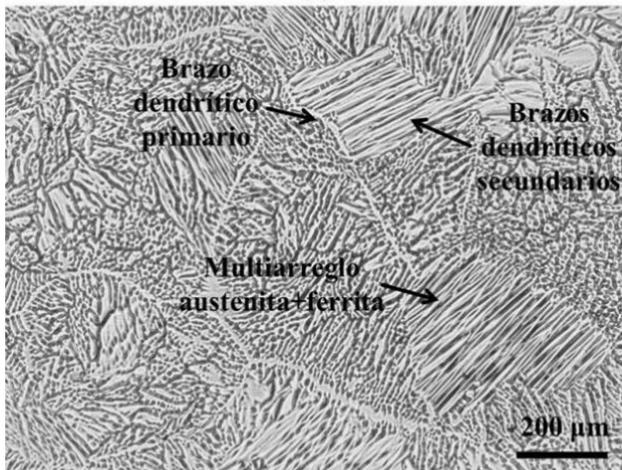
También se observa la formación del compuesto  $Cr_2B$ , el cual, tal y como se percibe, se forma al sustituir al hierro en la formación de boruros. Estos boruros provocan un incremento en la dureza del material, a mayor cantidad de cromo mayor será la difusión de boro hacia los borde de grano. Sin embargo, se ha indicado que su presencia de compuesto de boro con estequiometría compleja en el acero TWIP promueven una disminución de la resistencia a la corrosión en las condiciones de colada y de laminado en frío (Salas, 2020). Por otro lado, es muy importante mencionar que la formación del compuesto BN se ha suprimido gracias a la presencia del Ti en el acero. El hecho de microaleaer con Ti el acero TWIP permite que el N disuelto en el metal líquido por afinidad química reaccione con la mayor cantidad de Ti, dejando libre una mayor cantidad de átomos de boro para que formen otro tipo de precipitados a para que difunda a los límites de grano de la austenita, aumentando la fuerza de cohesión de éstos y disminuyendo la fragilidad provocada por microcavidades.

### Caracterización de la estructura de colada

La figura 5 muestra la estructura de solidificación del acero TW-0, en la cual se diferencian entre sí la zona columnar de la equiaxial.



(a)



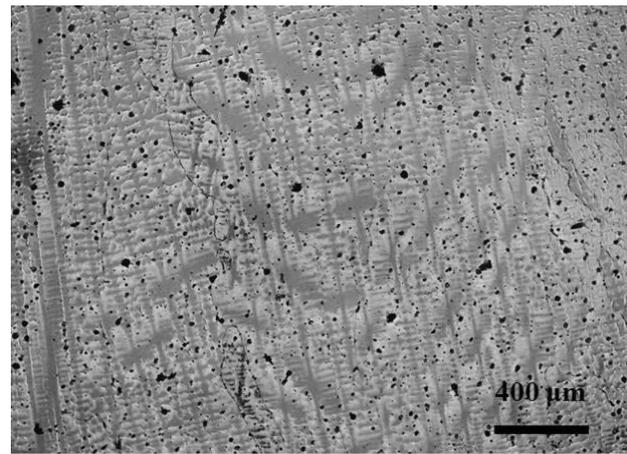
(b)

**Figura 5.** Microestructura del patrón de solidificación en el acero TW-0: a) Zona columnar y b) Zona equiaxial.

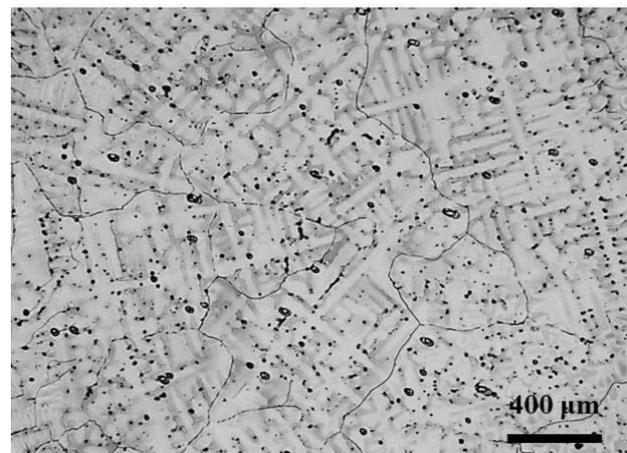
Se observa que la microestructura de solidificación es diferente a la típica encontrada en la mayoría de los aceros colados, consistiendo de dendritas ramificadas tanto en la zona columnar como en la equiaxial (Kurz, 2018). En su lugar, se han formado dendritas conteniendo en un solo lado del brazo primario brazos dendríticos secundarios. Además, el tronco principal de la dendrita que no tiene brazos dendríticos secundarios forma parte del límite de grano de la austenita. Anteriormente, a este tipo de morfología de las dendritas se le ha llamado cristalización incoherente (Salas, 2020). Así, este comportamiento ayuda a visualizar el límite de grano en el acero TW-0.

Otra característica importante de mencionar es que se han desarrollado a lo largo de la microestructura, tanto en la zona columnar como en la equiaxial, brazos dendríticos secundarios burdos y finos. Los burdos son cortos en longitud, en comparación de los finos, que son más largos. En el caso de que se presenten brazos secundarios dendríticos finos, se puede observar una especie de multiarreglo compuesto por capas alternadas de austenita+ferrita, yendo a lo largo del grano austenítico. Sin embargo, en el caso de los brazos secundarios burdos, el resto de la microestructura dentro del grano austenítico está compuesto por puntas de dendritas fracturadas durante la solidificación (Wang, 2019), promovido esto por fenómenos convectivos en el flujo del metal líquido durante la solidificación del acero.

Por otro lado, las figuras 6 y 7 muestran la estructura de solidificación en los aceros microaleados con boro, TW-1 y TW-2, respectivamente.



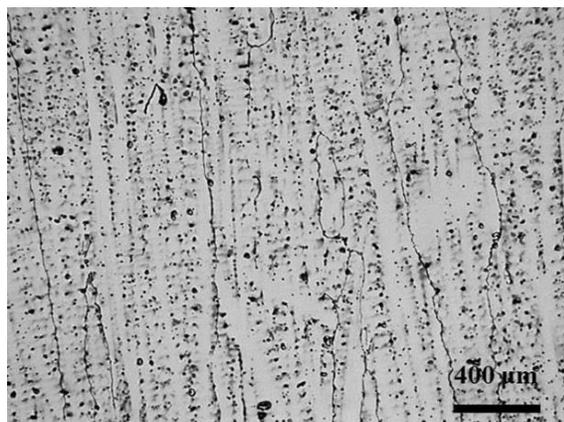
(a)



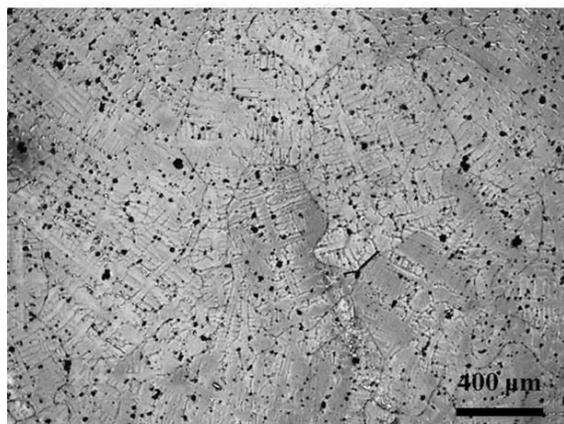
(b)

**Figura 6.** Microestructura del patrón de solidificación en el acero TW-1: a) Zona columnar y b) Zona equiaxial.

En ambos aceros se observa el típico patrón de solidificación compuesto por dendritas ramificadas, tanto en la zona columnar como en la equiaxial.



(a)



(b)

**Figura 7.** Microestructura del patrón de solidificación en el acero TW-2: a) Zona columnar y b) Zona equiaxial.

Además, a simple vista se observa un efecto de la adición de boro en la refinación de la estructura de solidificación, es decir, al incrementarse el contenido de boro se percibe un mayor refinamiento, tanto en las dendritas columnares como equiaxiales. Este refinamiento se puede alcanzar gracias a que los átomos de boro pueden servir como sitios de nucleación para la cristalización de la austenita a través de un mecanismo de inoculación. De igual manera, al tratarse de un acero altamente aleado, la presencia de precipitados durante la solidificación también promueve el mismo mecanismo de inoculación. Sobre todo, para que suceda esto último, el precipitado debe de contener la misma estructura atómica que la matriz de la aleación.

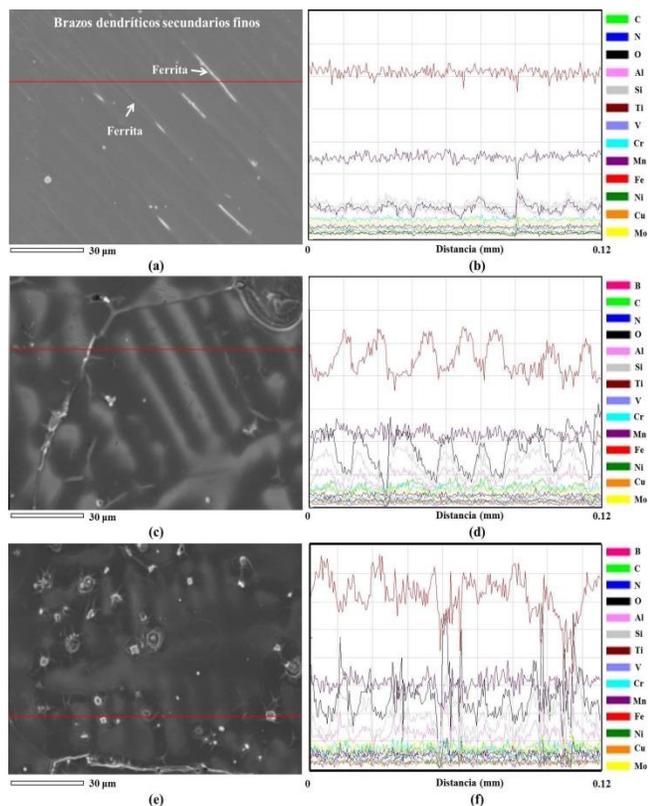
La tabla 2 resume los resultados de las mediciones realizadas en los brazos dendríticos primarios y secundarios a lo largo de las zonas columnar y equiaxial;

así como del tamaño de grano en las mismas zonas. En términos generales, el efecto de refinamiento en la estructura de solidificación debido a la adición de boro se confirma. Los brazos dendríticos secundarios en la zona equiaxial tienen mayor longitud que los de la zona columnar. Esto debido al grado de homogeneidad en la microestructura al alcanzarse la solidificación. El acero TW-0 tiene un tamaño de grano austenítico promedio de 770.09  $\mu\text{m}$  en la zona columnar y de 531.86  $\mu\text{m}$  en la zona equiaxial. En el caso de TW-1, estos valores corresponden a 656.24 y 423.02  $\mu\text{m}$ , respectivamente. Finalmente, para el acero TW-2, se alcanzan valores de 577.20 y 344.87  $\mu\text{m}$ , respectivamente. Esta misma tendencia sucede en el caso de las mediciones realizadas en los brazos dendríticos primarios y secundarios.

**Tabla 2.** Valores promedio de las mediciones realizadas en la estructura de colada de los aceros TWIP.

Descripción		TW-0	TW-1	TW-2
Zona Columnar	Longitud de brazo dendrítico primario ( $\mu\text{m}$ )	766.59	705.71	601.25
	Longitud de brazo dendrítico secundario ( $\mu\text{m}$ )	338.99	180.83	99.81
	Tamaño de grano austenítico ( $\mu\text{m}$ )	770.09	656.24	577.20
Zona Equiaxial	Longitud de brazo dendrítico primario ( $\mu\text{m}$ )	518.08	455.67	304.37
	Longitud de brazo dendrítico secundario ( $\mu\text{m}$ )	365.85	192.80	118.10
	Tamaño de grano austenítico ( $\mu\text{m}$ )	531.86	423.02	344.87
CET	Longitud desde la superficie libre del lingote hasta la zona de transición (mm)	10	7	6

En la figura 8 se puede comparar el perfil de segregación entre los tres aceros TWIP. La concentración tanto de Fe como de Mn disminuye en las regiones interdendríticas. Por el contrario, un incremento de los elementos Al, Si y C se presenta en las mismas regiones interdendríticas. Se remarca de nuevo que esta segregación puede generar fragilidad en el acero, sobre todo debido a la formación de partículas de segundas fases, tal y como se indicó anteriormente en la figura 4. De acuerdo a las capacidades del microscopio electrónico de barrido para captar la señal del boro, es que se puede percibir un ligero incremento de este elemento en los límites de grano.



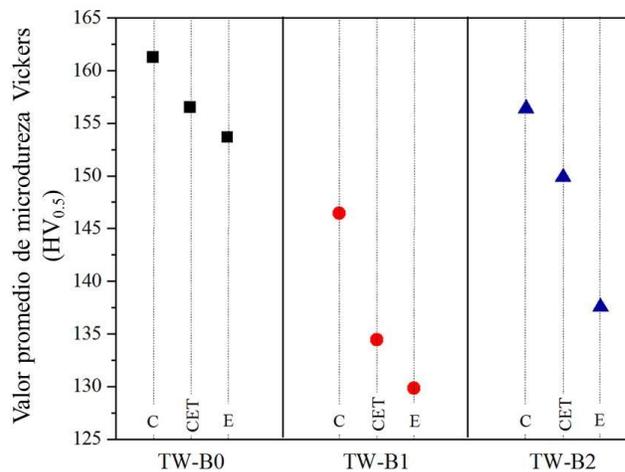
**Figura 8.** Perfil de segregación mediante análisis químico elemental por barridos en línea en la zona equiaxial del lingote de acero TWIP para: a-b) TW-0, c-d) TW-1 y e-f) TW-2.

### Caracterización mecánica

De manera general para los tres aceros TWIP, en el perfil de microdureza mostrado en la figura 9 se puede observar que las zonas columnares presentan la mayor microdureza, debido a que son las zonas más cercanas a la pared del molde, donde se da una mayor cantidad de extracción de calor durante el enfriamiento y solidificación del acero (Wang, 2019).

Por otro lado, en la zona CET existe una disminución de la microdureza, debido al cambio que representa pasar

de la zona columnar a la equiaxial. Finalmente, en la zona equiaxial la microdureza disminuye y se uniformiza por efecto del tiempo consumido durante la solidificación al centro del lingote.



**Figura 9.** Perfil de microdureza en cada una de las zonas del lingote de acero TWIP en función del contenido de boro.

Así mismo, los altos valores de dureza en el acero TW-0 se pueden explicar en función del efecto que proporciona contar con una estructura dendrítica incoherente, ya que las regiones de brazos dendríticos secundarios finos propician una resistencia a la penetración debido al multiarreglo de las fases de austenita y ferrita. Ahora bien, en el caso de los aceros que contienen boro, el acero TW-2 presenta los mayores valores en comparación con TW-1. Esto se debe al hecho de que se ha promovido un mayor refinamiento de la estructura de colada, en términos del tamaño de grano austenítico como de las mismas dendritas. Además, se debe tener en cuenta que los cálculos realizados en JMatPro han indicado la formación de una mayor población de partículas de boro, lo cual también incrementa la dureza del acero.

### Conclusiones

Los resultados del presente trabajo de investigación muestran un efecto benéfico de la microadición de boro al acero TWIP al promover la refinación de la estructura de colada por un mecanismo inoculante, ya que el boro aumenta la región líquido-sólido, disminuyendo la temperatura de la línea de solidus, donde el efecto de otros elementos soluto también promueve la cristalización. Además, se encontró que en el acero sin microalea predomina una estructura dendrítica incoherente, tanto en la zona columnar como en la equiaxial. El tronco principal de la dendrita delimita el límite de grano austenítico y los brazos dendríticos secundarios crecen hacia el interior del grano en formas burdas y finas; donde éstas últimas se caracterizan por presentar un arreglo tipo multicapa austenita+ferrita.

Por el contrario, en los aceros que contiene boro se obtuvo una estructura dendrítica coherente bien establecida.

### Agradecimientos

Investigación realizada gracias al Programa UNAM-PAPIIT No. IA104219. Los autores también agradecen al Dr. F. Chávez-Alcalá y a los profesores I. Guadarrama-Hernández y F. Gutiérrez-López de la ESQIE-IPN por el apoyo en la fabricación del acero. Así mismo, expresan su agradecimiento a los profesores G. González-Mancera, S. García-Galán y G. Arámburo-Pérez, I. Chaparro-Reyes y F. Flores-Álvarez de la FQ-UNAM por su apoyo en la parte experimental, al facilitar el uso de equipo e instalaciones.

### Referencias

- Allain S., Chateau J., Bouaziz O., Migot S., Guelton N. (2004). Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanism in Fe-Mn-C alloys. *Materials Science and Technology A*, 387- 389, 158-162.
- Dong Y., Sun Z., Xia H., Feng J., Du, J., Fang W., Liu B., Wang G., Li L., Zhang X. (2018). The influence of warm rolling reduction on microstructure evolution, tensile deformation mechanism and mechanical properties of an Fe -30Mn-4Si-2Al TRIP/TWIP steel. *Metals*, 8, 742.
- Grajcar A., Kalinowska-Ozgowicz E., Opiela M., Grzegorzcyk, B., Kalinowska-Ozgowicz E. (2012). Segregation of alloying elements in thermomechanically rolled medium-Mn multiphase steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 55, 256-264.
- Haldar Arunansu, Suwas, Satyam, Bhattacharjee, Debashish. (2009). *Microstructure and Texture in Steels: And Other Materials*, E-Publishing, Springer-Verlag, Londres.
- Keele S. (2014) World Auto Steel: "Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines", Version 3, International, pp. 27-276.
- Kim X. (2012). Multiphase particle-size grouping model of precipitation and its application to thermal processing of microalloyed steel. Tesis de doctorado. Universidad de Illinois, USA.
- Kurz W., Fisher D.J., Trivedi R. (2018). Progress in modelling solidification microstructures in metals and alloys: Dendrites and cells from 1700 to 2000. *International Materials Reviews*, 64, 311-354.
- Loveday S. (2017). Tesla Model 3 Aluminum, Steel, High-Strength Steel Mix Revealed. Recuperado el 20 de Septiembre de 2020, de <https://insideevs.com/news/334582/tesla-model-3-aluminum-steel-high-strength-steel-mix-revealed/>
- Ludovic S., Daniel K. (2012). Steel – material of choice for automotive lightweight applications. *Conference Paper*, 5, 23 - 25.
- Mesquita R., Schneider R., Steineder K., Samek L. Arenholz E. (2013). On the austenite stability of a new quality of twinning induced plasticity steel, exploring new ranges of Mn and C. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44, 4015-4019.
- Salas A.E. (2014). Estudio de la ductilidad en caliente de aceros Fe-Mn-C-Al-Si de plasticidad inducida por maclaje (TWIP). Tesis de doctorado, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, México.
- Salas A.E., Altamirano G., Flores J., Chávez F., Salinas A., Figueroa I., Lara G. (2020). Influence of the 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.
- Wang T. (2019). Multi-dimensional characterization and controlling of microstructure evolution during solidification of metallic alloys. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 580, 012013.
- Wilson F.G., Gladman T. (1988). Aluminum nitride in steel. *International Materials Reviews*, 33, 221-286.