

## ESTUDIO MICROESTRUCTURAL DE UN ACERO ALTO CARBONO-ALTO SILICIO FUNDIDO SOMETIDO A TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE AUSTEMPERADO Y Q&P



*C. Tobón<sup>1\*</sup>, O. Ríos<sup>2</sup>, R. Aristizábal<sup>3</sup>*

1: Ingeniera de Materiales, Universidad de Antioquia, Medellín, Colombia

2: Ph.D. en Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia, Medellín, Colombia

3: Ph.D. Profesor Asociado, Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales, Universidad de Antioquia, Medellín, Colombia

\* [catheryne.tobon@udea.edu.co](mailto:catheryne.tobon@udea.edu.co)

PALABRAS CLAVE	RESUMEN
Austemperado Temple y partición de carbono Austenita retenida Segregación Aceros fundidos	Las estructuras obtenidas a partir de la aplicación de tratamientos térmicos como austemperado y/o temple y partición de carbono (Q&P) surgen como resultado de diferentes mecanismos: precipitación de carbono, segregación y partición de carbono en la austenita, entre otros. Generalmente estas estructuras son complejas y están directamente ligadas a la composición química del acero y a las condiciones de procesamiento. Razón por la cual en el presente trabajo se analiza el efecto que genera la microestructura de partida en un acero alto C- alto Si sobre el desarrollo microestructural al aplicar ciclos térmicos de baja temperatura. Para tal fin, el acero fue evaluado mediante ciclos de austemperado y Q&P, partiendo de microestructuras resultado del ciclo de fundición (as-cast), deformada (conformada en caliente) y homogeneizada. Los resultados obtenidos, indican como la inhomogeneidad en la composición química del acero, afecta las transformaciones en estado sólido que resultan de los procesos térmicos de austemperado y Q&P, lo que impide un desarrollo homogéneo de las fases producto de transformación, ya que estas transformaciones son fuertemente dependientes de la composición química y de las características de la austenita de alta temperatura: tamaño de grano y estabilidad química.

## MICROSTRUCTURAL STUDY OF A HIGH CARBON- HIGH SILICON CAST STEEL SUBMITTED TO AUSTEMPERING AND Q&P HEAT TREATMENTS

### KEYWORDS

Austempering  
Quenching and Partitioning  
Retained Austenite  
Segregation  
Cast Steel

### ABSTRACT

Usually, structures obtained by austempering and/or quenching methods application, and carbon partitioning (Q&P) as well, are complex heat treatments, resulting from different mechanisms: carbon precipitation, segregation and carbon partitioning in the austenite, among others. Besides being complex structures, they are directly blinded to the steel chemical composition and to the processing conditions too. Because of that, this work analyses the effect generated by the starting microstructure in a high carbon -high silicon steel on the microstructural development when low temperature thermal cycles are applied. On this purpose, steel through austempering and Q&P cycles was evaluated, starting from microstructures what was resulting from the casting cycle (as-cast), deformed (hot-formed) and homogenized. Results shows how the inhomogeneity in the chemical composition of the steel affects the transformations in the solid state that were a result from the thermal processes of austempering and Q&P, in turns, it prevents a homogeneous development of the transformation phases that resulted, since these transformations are strongly dependable of the chemical composition and characteristics of the high temperature austenite: grain size and chemical stability.

## 1. INTRODUCCIÓN

En los últimos años ha habido un gran interés en el desarrollo de aceros de alta resistencia mecánica para sectores como la industria automotriz, minera y agrícola, entre otras. Dentro de los aceros de alta resistencia desarrollados se destacan los aceros bainíticos libres de carburo (CFB – por sus siglas en ingles) y los de temple y partición de carbono (Q&P – por sus siglas en inglés). El estudio de estos aceros se ha centrado en materiales conformados, razón por la cual hay muy poca información disponible sobre la obtención de estos aceros para piezas fundidas [1, 2]. El desarrollo de estos aceros para piezas fundidas permitiría obtener piezas, semiterminadas o terminadas, con geometrías complejas, que no se pueden lograr fácilmente mediante deformación plástica como laminado o forja, por lo que desarrollar aceros fundidos CFB o Q&P es una forma de mejorar las aplicaciones potenciales de las microestructuras en

cuestión. Además, en el último tiempo los aceros fundidos, a partir del desarrollo de mejoras en el ciclo de fundición y tratamiento térmico, ofrecen una muy buena versatilidad metalúrgica, en el sentido de poder equiparar las propiedades logradas por los aceros forjados y/o laminados [3].

Un aspecto relevante de los aceros fundidos es la segregación química, resultado de las condiciones de solidificación, donde la matriz metálica puede presentar diferentes composiciones químicas punto a punto y es de esperar que las transformaciones en estado sólido para obtener estructuras bainíticas o martensíticas se desarrollen de manera no homogénea en el volumen de las piezas, ya que estas transformaciones son fuertemente dependientes de la composición química y de las características de la austenita de alta temperatura ( $\gamma$  - tamaño de grano y estabilidad) [3]. Por lo cual, para optimizar las propiedades mecánicas del acero fundido y lograr equipararlas con aceros tratados



termo-mecánicamente se puede recurrir a la disminución de los defectos asociados al proceso de fundición y a la modificación de los parámetros de tratamiento térmico [4]. En función de esto y de acuerdo con lo reportado en la literatura hasta el momento, el presente trabajo pretende abordar el efecto de la microestructura de partida sobre la microestructura final, al aplicar ciclos de transformación bainítica y Q&P. Lo anterior, sin duda ayudará a contribuir de forma significativa al entendimiento y desarrollo de piezas fundidas de manera que se pueda ampliar el nicho de aplicaciones y mejorar las propiedades mecánicas de los aceros fundidos.

## 2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

### 2.1. Material de partida

El material utilizado en el presente trabajo fue fundido en un horno de inducción marca INDUCTOTHERM de 50 KW, situado en el laboratorio de Fundición de la Universidad de Antioquia. Durante el proceso se llevó a cabo un análisis de la composición química previo a la colada, mediante un equipo de espectrometría de emisión óptica (EEO) marca BRUKER MAGELLAN modelo Q8, con el fin de ajustar la composición final. El acero fundido fue vaciado en moldes de arena aglomerados con silicato de sodio y CO<sub>2</sub>. La composición química del acero fundido se puede ver en la Tabla 1.

*Tabla 1. Composición química del acero alto carbono-alto silicio*

Elemento	C	Si	Mn	Cr	S	P
%P/P	0,7	1,8	0,6	1,3	0,0024	0,0027

Una vez fundido el material, con el fin de poder evaluar el efecto de la microestructura

de partida sobre los tratamientos térmicos a baja temperatura (austemperado y Q&P), se procedió a generar dos condiciones adicionales a la estructura as-cast (AC) de partida: (1) deformada en caliente (DC) y (2) homogeneizada (H).

#### 2.1.1 Deformación en caliente

El proceso de deformación en caliente se realizó al material colado en dos pasos: (1) Proceso inicial de forja, con el fin de disminuir el espesor del lingote en un 30% del espesor inicial (18 mm). El proceso de forja se efectuó calentando el lingote a una temperatura de 1070 °C, a una velocidad de 10 °C/min, con un sostenimiento de 20 min. El proceso de calentamiento y deformación se repitió hasta obtener la reducción de espesor requerida, y (2) se realizó un proceso de laminación en caliente, el cual se efectuó calentando el lingote a 1070 °C durante 20 min, y posterior paso por la laminadora. Entre cada 2 ciclos de laminación se disminuyó la apertura de los rodillos un milímetro, con el fin de no generar una deformación severa que pudiera agrietar la pieza. Este proceso se repitió hasta obtener un espesor final de 9 mm, lo que representa una deformación total del 64 % (forja+ laminación). Vale la pena destacar que una vez terminado el proceso de deformación la muestra se dejó enfriar dentro de una mufla, a una velocidad de 4 °C/min, hasta llegar a temperatura ambiente.

#### 2.1.2 Homogeneización

El tratamiento térmico de homogeneizado se realizó al acero colado bajo las siguientes condiciones: una velocidad de calentamiento de 10 °C/min, hasta llegar a una temperatura de 1100 °C en un horno tubular en atmósfera de Ar. El proceso se realizó durante 24 horas.

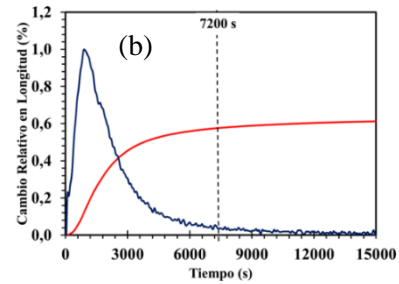
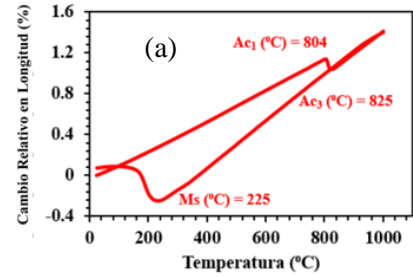


Una vez concluido el ciclo, el material se dejó enfriar en el horno, hasta temperatura ambiente y conservando la atmósfera protectora para evitar procesos de descarburación.

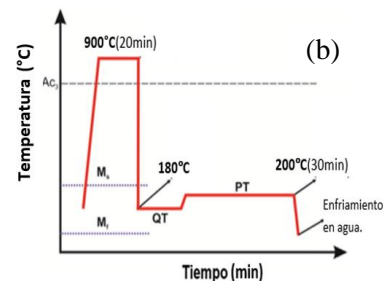
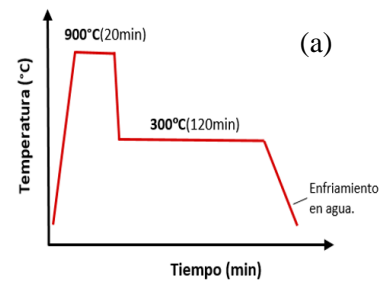
## 2.2 Condiciones de tratamiento térmico

Con el fin de establecer las condiciones iniciales de procesamiento, se hizo uso de ensayos dilatométricos realizados en trabajos previos llevados a cabo por el grupo de investigación GIPIMME de la Universidad de Antioquia [5, 6], y cuyos resultados se observan en la Figura 1. En función de los resultados arrojados por la curva dilatométrica se eligió una condición de austenización de 900 °C durante 20 min, y a partir del valor de Ms (225 °C – calculado de acuerdo con la metodología de Sourmail et al., [7]), se establecieron las temperaturas para llevar a cabo el tratamiento de austemperado y Q&P, los cuales se esquematizan en la Figura 2.

En la Figura 1(b) se presenta la curva que representa el cambio relativo en longitud (RCL) vs el tiempo, para la transformación isotérmica del acero en estado homogenizado a dicha condición.



**Figura 1.** Curvas dilatométricas (a) RCL vs Temperatura y (b) RCL vs Tiempo para transformación isotérmica a 300 °C.



**Figura 2.** Esquemas de tratamiento térmico aplicados (a) austemperado y (b) temple y partición de carbono (Q&P).

De esta imagen se logra determinar que el tiempo final de transformación es de 120 minutos, calculado según la metodología descrita por Santajuana et al. [8], valor dado



por la derivada de la curva. Posteriormente, se realizó tratamiento térmico de austemperado a 300 °C durante 120min, con el fin de promover la transformación de las microestructuras de partida objeto de estudio.

En el caso del tratamiento de Q&P se eligieron dos temperaturas de procesamiento: temple (QT) y partición (PT). Para la etapa QT se eligió una temperatura de 180 °C. Se espera obtener una fracción no mayor a 0,4 de martensita durante el ciclo de QT, de manera que, con el ciclo de PT, se permita una estabilización de la  $\gamma_{ret}$  al final del ciclo térmico, lo que garantice un buen balance resistencia/ductilidad, en función del contenido nominal de carbono que presenta el acero objeto de estudio y en función de la variación en los gradientes químicos, producto de la microestructura de partida. En este sentido, vale la pena destacar que de acuerdo a la ecuación de K-M [9], se espera que justo a las condiciones seleccionada para realizar el ciclo de QT se obtenga un porcentaje de martensita de 38%. Por su parte, el ciclo de PT se realizó a una temperatura justo por debajo de Ms (200 °C), con el fin de promover el enriquecimiento en carbono de la  $\gamma$  que no transformó durante el ciclo de QT, a partir de la martensita que se está reviniendo durante el ciclo de PT.

### 2.3 Caracterización microestructural

Con el fin de identificar las fases presentes en las muestras en estado de entrega y después de los tratamientos térmicos, se realizaron análisis vía microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB).

Para tal fin las muestras se prepararon metalográficamente tal y como lo indica la norma ASTM E3 [10]. Las muestras fueron atacadas con dos tipos de reactivos: Nital al 2% P/V y reactivo de Motz, también llamado

reactivo a color. El ataque con el reactivo de Motz (10g de hidróxido de sodio + 40g de hidróxido de potasio + 10g de ácido pícrico + 50 ml de agua destilada) se realizó a 100 °C por 240 s. Este reactivo permite revelar la segregación química del material en especial la segregación del Si [3, 11]. Para llevar a cabo el análisis microestructural, se trabajó con probetas cuadradas de 10x10mm.

Las micrografías MEB tomadas a 10000 aumentos sirvieron para determinar el espaciamiento dendrítico, el cual se midió por medio del software ImageJ y fue reportado como el valor promedio de las mediciones entre cada dendrita secundaria del acero de partida y da idea de la segregación presente en el material.

Por otro lado, también fue posible medir los espesores de las placas bainítica y austenítica, parámetro importante para analizar la microestructura producto del austemperado. Para determinar los espesores de placa se hizo uso de la metodología descrita por García-Mateo et al. [12]. Por su parte mediante difracción de rayos X (DRX) se determinó el porcentaje de  $\gamma_{ret}$  presente en el material y su respectivo contenido de C. Las muestras analizadas se eligieron a partir de la caracterización por MO y MEB. La preparación de las muestras para DRX finalizó con la aplicación de varios ciclos de pulido y ataque, con el fin de eliminar cualquier deformación que pudiera alterar los resultados. Para el ensayo de DRX se utilizó un equipo marca BRUKER DB Advance ECO (Modelo 2019). Se utilizó un ángulo  $2\theta$ , entre 35° y 120°, un paso de 0,013° y fuente de Cu (1.5406 Å). El tratamiento de los datos se realizó por medio del software X' PERT HIGH SCORE PLUS. Finalmente, se realizaron medidas de microdureza Vickers dentro de las regiones FTF y LTF en cada muestra, bajo una carga de 100 gf, para lo que se utilizó un equipo SHIMADZU HMV-G



20DT y siguiendo los parámetros establecido por la norma ASTM E92-82 [13].

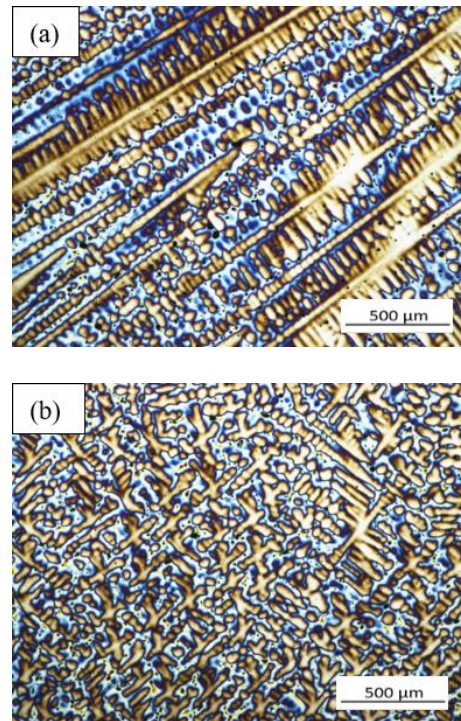
### 3. RESULTADOS Y ANALISIS

#### 3.1. Microestructuras de partida

##### 3.1.1. As-cast

En la Figura 3 se pueden observar las características de la microestructura de solidificación, la cual muestra un carácter dendrítico. Gracias a la acción del reactivo de ataque (Motz), se logran identificar patrones columnares y equiaxiales, debido a la nucleación heterogénea, producto de los gradientes térmicos que se maximizan por la segregación química [3, 5, 11], aunque la nucleación para los dos tipos de dendritas sucede de forma similar, la diferencia en la morfología radica en los gradientes de temperatura presentes en la zona de formación dendrítica. La solidificación columnar se identifica en los bordes de la pieza, debido al mecanismo regulado por la extracción de calor en las zonas donde el metal está cerca y/o en contacto con el molde, presentando dendritas columnares influenciadas por la dirección de la extracción de calor (Figura 3 (a)). De otro lado, en el centro de la pieza predominan las dendritas equiaxiales (Figura 3 (b)), patrón de solidificación común en aleaciones binarias. En estas zonas se presentan gradientes de temperatura bajos, que promueven un crecimiento dendrítico más homogéneo en todas las direcciones [14].

Para los aceros fundidos resulta más apropiado tener la medida del espaciado dendrítico secundario que la medida del tamaño de grano [4], ya que este valor brinda una idea más clara de los patrones de microsegregación presentes en el material.



**Figura 3.** Microestructura de solidificación para el acero alto C- alto Si: (a) Borde de la pieza fundida. (b) Centro de la pieza fundida.

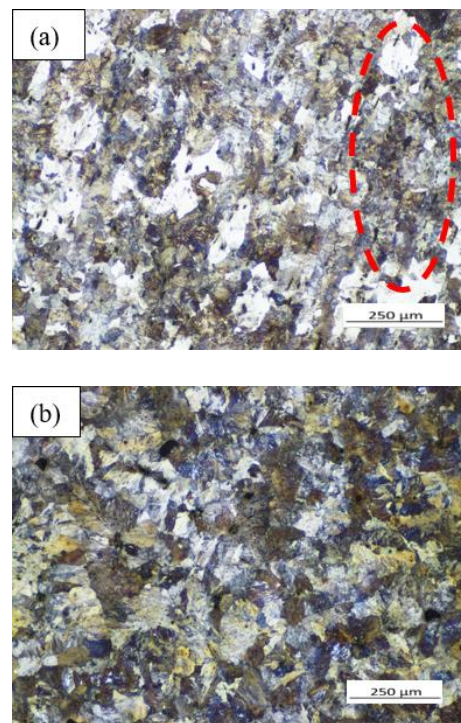
Vale la pena recalcar en este punto, que un mayor espaciado dendrítico secundario posibilita tener una microestructura más heterogénea a lo largo del volumen de la pieza, mientras que para un menor espaciado se tiene una disminución en los patrones de segregación, lo que se traduce en una matriz metálica más homogénea [4]. En este sentido, las zonas centrales presentaron un espaciado dendrítico secundario de  $72 \pm 16 \mu\text{m}$ , mientras que las zonas ubicadas hacia los extremos presentaron un espaciado de  $44 \pm 22 \mu\text{m}$ . Estos resultados concuerdan con estudios previos [3, 11, 15] los cuales aseguran que el espaciado dendrítico secundario se ve influenciado por la velocidad de enfriamiento de la pieza. Por último, vale la pena destacar que el patrón de segregación identificado

coincide con investigaciones realizadas por Basso et al., [16] donde se tiene que la zona azul hace referencia a la última zona en solidificar (LTF), por lo general estas zonas son ricas en Si, Cr y Mn, mientras, que las zonas marrones hacen referencia a las primeras zonas en solidificar (FTF), regiones pobres en estos elementos de aleación. Esta microsegregación presente en las microestructuras de partida será un factor importante en el análisis de la cinética y productos de transformación de fase en los tratamientos térmicos de austemperado y Q&P [11].

### 3.1.2. Microestructura deformada en caliente y homogenizada

En la Figura 4 se presentan las micrografías características del acero en estado DC y H. Se puede observar que para ambas condiciones se tiene una microestructura perlítica. La principal diferencia entre la microestructura del acero DC y el acero AC, radica en la deformación sufrida durante el proceso termomecánico, en este punto vale la pena recalcar que dicho proceso se dividió en dos etapas, como se expuso en el apartado metodológico. Dicha secuencia de procesamiento genera una deformación no uniforme del grano austenítico, lo cual presumiblemente tendrá un impacto importante sobre las microestructuras producto de la transformación en este material. Finalmente, vale la pena comentar que la microestructura perlítica, en esta condición, se caracteriza por presentar estructuras de grano fino, lo cual es representativo del proceso de recristalización que ha sufrido el acero y otras regiones que no presentan una morfología de grano bien definida (ver circunferencia roja en Figura 4(a)). De otra parte, la condición que involucra el proceso de homogeneización en

su ruta de procesamiento, presenta una microestructura de grano uniforme ( $\sim 40 \mu\text{m}$ ), además, de acuerdo a lo reportado por [5, 6], en aceros de composición química similar a la utilizada en este trabajo, y con ciclo de homogeneización en su ruta de procesamiento, es de esperar una disminución en los gradientes de segregación química inherente a los aceros en estado as-cast, lo cual tendrá un efecto positivo en la cinética de transformación, en comparación con las otras microestructuras de partida analizadas.



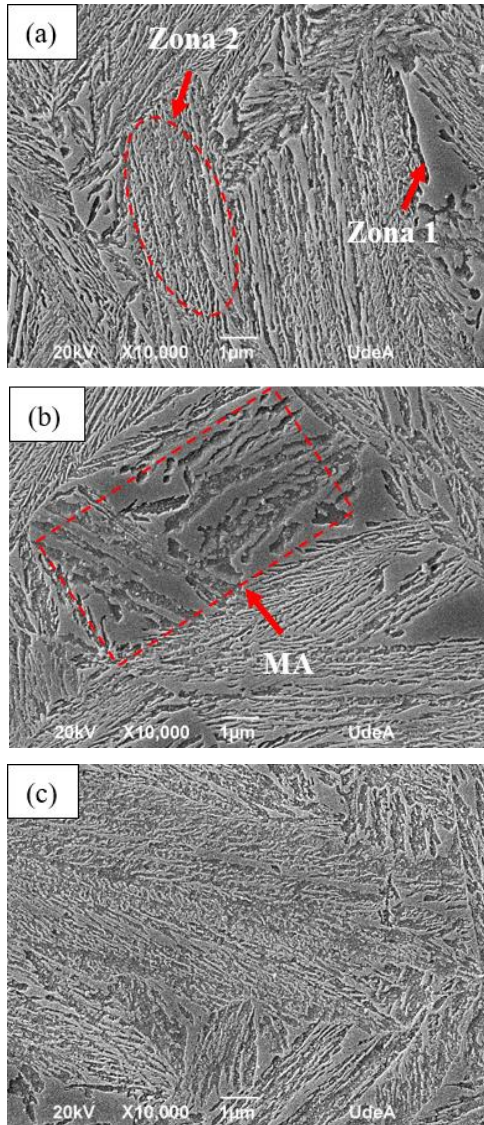
**Figura 4.** Micrografías ópticas microestructura de partida para el acero alto C- alto Si: (a) deformado en caliente y (b) homogenizado.

## 3.2 Tratamientos térmicos

### 3.2.1. Austemperado

En la Figura 5 se presentan las micrografías MEB representativas de la transformación

bainítica para el acero alto C- alto Si, en función de la microestructura de partida.



**Figura 5.** Micrografías MEB acero austemperado en función de la estructura de partida: (a) acero en estado as-cast, (b) acero deformado mecánicamente y (c) acero homogenizado.

En la micrografía correspondientes al acero con estructura de partida en estado AC, Figura 5(a), y DC, Figura 5(b), se logra identificar en ambas situaciones la presencia de dos regiones, que corresponden a zonas

con diferentes gradientes de segregación química, lo cual modifica las temperaturas de transformación (especialmente  $M_s$ ), entre ambas zonas y por ende, las microestructuras producto de la reacción bainítica [17]. Dicha heterogeneidad química, presumiblemente favorece la formación de una mayor cantidad de  $\gamma_{ret}$  en las zonas LTF, ya que en estas zonas queda una mayor concentración de elementos sustitucionales (Si, Cr y Mn), lo cual promueve la estabilización de la  $\gamma$  con morfología de bloques [18]. En la muestra DC las zonas de mayor segregación son aquellas donde se denota la formación de un agregado con morfología de bloque de mayor tamaño al que presenta la estructura AC y que de acuerdo con [19] corresponde a islas formadas por  $\gamma_{ret}$  más martensita (MA), como se logra identificar en la Figura 5(b). Además, un aspecto a tener en cuenta en el desarrollo microestructural [19] es el efecto que presenta el Mn, en la disminución de la temperatura de transformación  $Ac_3$ , lo que favorece un retraso de la descomposición de la  $\gamma$ , lo cual aumenta la probabilidad de formar durante el enfriamiento martensita en las bandas con un mayor contenido de Mn y bainita en las bandas con un menor contenido de Mn. Por su parte, en las zonas FTF se identifica un empobrecimiento en elementos aleantes, lo que permite a la  $\gamma$  ser enriquecida con mayor contenido de C, posibilitando la formación característica de la estructura bainítica (constituida por láminas de  $\gamma_{ret}$  en el rango nanométrico separadas por placas de ferrita bainítica también en el rango nanométrico), como se logra apreciar de manera general en la Figura 5. Un aspecto relevante es que cuando la estructura de partida fue H, la estructura bainítica fue la más fina y uniforme (ver Tabla 2 y Figura 5(c)), sin presencia de bloques de MA, lo cual está relacionado con la disminución en los gradientes químicos que provoca el tratamiento de



homogenización en la estructura previa al ciclo de austemperado [4, 5].

Finalmente, en la Tabla 2 se presentan los resultados de la caracterización de las microestructuras obtenidas, en función de cada condición de partida. Para la muestra AC, las zonas FTF presentan una mayor microdureza, lo cual está relacionado con el enriquecimiento en elementos aleantes, lo que promueve la estabilización de una mayor cantidad de  $\gamma_{ret}$  en estas zonas, lo que a su vez promueve una disminución en la dureza de la zona LTF-AC.

**Tabla 2.** Caracterización microestructural muestras austemperadas en función de la estructura de partida. Dónde: *t* - es espesor de placa, *V* - contenido en volumen, *C* - contenido de *C* en  $\gamma$  y *HV* - microdureza Vickers.

	$t\gamma$ (nm)	$t\alpha b$ (nm)	$V\gamma$ (%)	$C\gamma$ (%)	FTF HV	LTF HV
AC	53±14	64±18	11	1,44	588±28	516±25
DC	49±11	64±14	15	1,23	524±5	548±18
H	49±14	57±14	15	1,64	585±20	

Contrario a esto, las muestras DC muestran un incremento de la microdureza en las zonas LTF, lo cual se atribuye a la presencia de islas de MA, con un desajuste mecánico menor al que presenta la condición AC. Un aspecto importante que se deriva de la Tabla 2, es la bajo contenido de  $\gamma_{ret}$  que presenta la condición AC, lo cual está relacionado con los gradientes químicos que persisten en este material producto del proceso de colada, que a su vez promueve la formación de una mayor fracción de islas de MA, en comparación con las otras condiciones evaluadas. Lo anterior repercute en la distribución de fases que presenta esta condición. Por su parte, la condición DC, a pesar de que posibilita la formación de un contenido similar de  $\gamma_{ret}$  a la condición H, los gradientes en elementos sustitucionales a lo largo de las bandas de laminación, promueven la formación de

bloques de  $\gamma_{ret}$ , y no en la formación de una estructura austenítica más fina (láminas).

### 3.2.2. Temple y partición de carbono – Q&P

En el caso del tratamiento de Q&P en las tres condiciones evaluadas la microestructura es esencialmente martensítica, la cual se divide en martensita revenida (MT) y martensita fresca (MF), como se aprecia en las micrografías de la Figura 6. Esta última fase se caracteriza por su alto contenido en C y su morfología en forma de placa [6]. Usualmente la MF se identifica en la microestructura, por aparecer acompañada de una pequeña cantidad de  $\gamma_{ret}$  entre sus placas (AR-MF) [20, 21]. De la micrografía MEB, se destaca la presencia de una pequeña cantidad de bainita (B) en las muestras. Se distingue por su morfología en forma de listones, su presencia posiblemente está asociada a los gradientes térmicos y mecánicos que manifiestan la microestructura AC y DC en su ruta de procesamiento [5, 6].

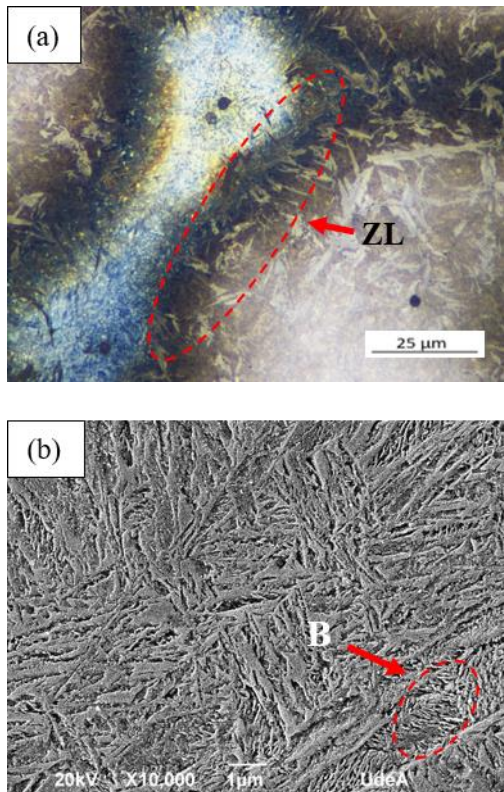
Los resultados de la caracterización presentados en la Tabla 3, permiten dilucidar el desarrollo microestructural para cada condición de Q&P en función de la microestructura de partida. Se denota que las regiones LTF de la muestra AC, que son ricas en elementos aleantes y que de acuerdo con lo discutido hasta el momento, se caracteriza por la presencia de  $\gamma_{ret}$ , ofrece bajos niveles de dureza en comparación con las zonas FTF de la misma muestra., la cual se caracteriza por la formación de altas fracciones de martensita. La martensita presente en estas zonas se caracteriza por una morfología de placa, como se logra apreciar en la Figura 6. En cuanto a la distribución de durezas, la zona FTF, se caracteriza por la presencia de lajas voluminosas de martensita, propias de la martensita con alto contenido en C, y presumiblemente de acuerdo con su



morfología y a la cinética de reacción que se ha expuesto, formada durante el último temple. Por lo tanto, estas zonas son las que se caracterizan por tener la dureza más elevada, pues tiene presencia de martensita MT y MF. Por último, para la zona límite (ZL - ver Figura 6(a)) la dureza se presenta en un rango intermedio de  $700 \pm 13$  HV, ya que aquí coexisten la MT y la MF, con mayores fracciones de esta última.

**Tabla 3.** Caracterización microestructural muestras tratadas vía Q&P en función de la microestructura de partida. Dónde: V - contenido en volumen, C - contenido de C en  $\gamma$  y HV - microdureza Vickers.

	V $\gamma$ (%)	C $\gamma$ (%)	FTF HV	LTF HV
AC	10	0,54	845 $\pm$ 15	794 $\pm$ 21
DC	7	0,99	545 $\pm$ 25	582 $\pm$ 18
H	10	0,61	729 $\pm$ 12	



**Figura 6.** Micrografías acero tratado vía Q&P en función de la microestructura de partida: (a) acero en estado as-cast y (b) acero homogenizado.

Finalmente, vale la pena destacar que de acuerdo con el cálculo al aplicar la ecuación de K-M, la cual establece que durante la etapa de QT se espera la formación de una fracción de 0,38 de martensita, la cual entrará en proceso de revenido y servirá para enriquecer en C la  $\gamma$  remanente durante el ciclo de PT. En este sentido, los resultados de DRX (Tabla 3) permiten tener una aproximación para comprender lo que ha sucedido durante el tratamiento de Q&P. Como era de esperar, cuando la microestructura de partida fue AC, se evidenció un mayor grado de heterogeneidad en la microestructura producto de transformación, lo que favoreció la estabilización de una mayor cantidad de  $\gamma_{ret}$  (~11%), en comparación con la condición DC. En función de la ruta de deformación en caliente que se siguió (forja + laminación) y asumiendo que el tiempo de recrystalización de la microestructura no fue el adecuado (corto periodo de sostenimiento), es factible que en el material procesado bajo esta condición persistan algunos defectos de red en su microestructura, los cuales posiblemente estén actuando como trampas del C que se está moviendo durante el ciclo de partición, lo que disminuye la posibilidad de encontrar una alta cantidad de  $\gamma_{ret}$  en esta condición [9].

#### 4. CONCLUSIÓN

En este trabajo se logró fabricar un acero fundido alto C- alto Si de composición química: 0,7C- 1,8Si- 0,6Mn- 1,3Cr (% P/P), para lo cual fue posible seleccionar los parámetros adecuados de austenización, transformación isotérmica y de temple y Q&P, para favorecer la formación de estructuras bainíticas y martensíticas, en función de la microestructura de partida: AC, DC y H. A partir del análisis de los patrones de segregación obtenidos en la condición AC y DC, es importante resaltar como estas condiciones presentaron mayor heterogeneidad química en comparación con la condición H, lo cual promueve unas cinéticas de transformación bainítica y de Q&P más heterogéneas. En este sentido, vale la pena resaltar como la presencia de elementos aleantes como el Mn y el Cr, cambian el potencial químico del C en la  $\gamma$ , disminuyendo la probabilidad de encontrar  $\gamma_{ret}$  en las primeras zonas en solidificar, lo que promueve que estas zonas presenten altas fracciones de martensita, regulando los niveles de dureza en el material. Por su parte, en la microestructura que ha sido homogenizada previamente (H) la cinética de difusión del C se desarrolla de manera más homogénea, lo que promueve una mejor distribución de las fases producto de reacción.

#### 5. AGRADECIMIENTOS

Al CODI de la Universidad de Antioquia por la financiación del presente trabajo a través del proyecto 20-2-07.

#### 6. REFERENCIAS

[1] E. Tenaglia, E. Boeri, M. Massone, D. Basso, “Assessment of the austemperability

of high-silicon cast steels through Jominy hardenability tests”, *Material Science and Technology*, vol. 34, no. 16, pp. 1990–2000, 2018

[2] C. Theyssier, *Manufacturing of advanced high-strength steels*”. *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*, 2015

[3] A. Basso, I. Toda-Caraballo, D. San-Martín, F. G. Caballero, “Influence of cast part size on macro- And microsegregation patterns in a high carbon high silicon steel”, *Material Science and Technology*, vol. 9, no. 3, pp. 3013–3025, 2020

[4] A. F. Santacruz-londoño, O. Rios-Diez, J. A. Jiménez, C. Garcia-mateo, and R. Aristizábal-sierra, “Microstructural and mechanical characterization of a nanostructured bainitic cast steel”, *Metals*, vol. 10, no. 5, pp. 14–17, 2020

[5] O. Rios-Diez, “Determinación del Comportamiento en Fatiga y Desgaste de un acero con Bainita Nanoestructurada Libre de Carburos en la Capa Carbo- Austemperada y Microestructura Multifásica en el Núcleo”, Tesis de Doctorado, Universidad de Antioquia, Medellín, Colombia, 2020

[6] A. Santacruz, “Relación Entre la Microestructura y las Propiedades Mecánicas en un Acero Fundido con Estructura Bainítica Libre de Carburos”, Tesis de Maestría, Universidad de Antioquia, Medellín, Colombia, 2020

[7] T. Sourmail, “Determination of Ms temperature: methods, meaning and influence of ‘slow start’ phenomenon”. *Mater. Sci. Technol.*, vol. 29:7, pp. 883–888, 2013

[8] M. Santajuana, A. Castellanos, V. Ruiz,



S. Allain, G. Geandier, F. Caballero, M. Garcia, “Quantitative assessment of the time to end bainitic transformation”. *Metals*. Vol. 9, no. 9, pp. 925, 2019

[9] A. Navarro, M. Santofimia, “Effect of prior athermal martensite on the isothermal transformation kinetics below Ms in a low-C high-Si steel”. *Metallurgical and Materials Transactions. A.*, vol. 47, pp. 1028–1039, 2015

[10] E3-11 ASTM International, “Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens Conshohocken, ASTM International, West Conshohocken, PA”. 2017

[11] N. Tengalia, “Aceros colados bainíticos libres de carburos: estudio solidificación, cinética de transformación y propiedades mecánicas”, Tesis de Doctorado, Universidad Nacional Mar del plata, Argentina 2020

[12] M. Garcia, J. Jimenez, B. Lopez, R. Rementeria, L. Morales, F. C. Charact, “Analyzing the scale of the bainitic ferrite plates by XRD, SEM and TEM”, *Materials Characterization*, Vol. 122, pp. 83–89, 2016

[13] ASTM. E 92-82. Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials 1”. 2003

[14] A. Valencia, R. Aristizábal, *Ciencia de los Metales*, Universidad de Antioquia, Colombia, 2020

[15] G. Krauss, “Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels,”

*Metallurgy and Materials Transactions B*, vol. 34, no. 6, pp. 781–792, 2003

[16] A. Basso, I. Caraballo, A. Castellanos, D. San-martin, J. A. Jimenez, F. G. Caballero, “Effect of the microsegregation on martensitic and bainitic reactions in a high carbon-high silicon cast steel”. *Metals*, vol. 10, no. 5, 2020

[17] K. Putatunda, “Austempering of a silicon manganese cast steel”. *Materials Manufacturing Process*, vol. 16, no. 6, pp. 743–762, 2001

[18] H. Bhadeshia, R. Honeycombe, *Steels: microstructure and properties*, university of Cambridge, 4th ed. 2017

[19] J. Cornide, “Aceros bainíticos avanzados: Mecanismos de transformación y propiedades mecánicas” Doctoral Thesis, Universidad Complutense de Madrid, 2012

[20] P. Kantanen, M. Somani, A. Kaijalainen, O. Haiko, D. Porter, J. Kömi, “Microstructural characterization and mechanical properties of direct quenched and partitioned high-aluminum and high-silicon steels,” *Metals*, vol. 9, no. 2, 2019

[21] S. Pashangeh, M. C. Somani, S. S. Ghasemi, H. R. Karimi, P. Kaikkonen, D. A. Porter, “On the decomposition of austenite in a high-silicon medium-carbon steel during quenching and isothermal holding above and below the Ms temperature,” *Materials Characterization*, vol. 162, pp. 110224, 2019

