

## EVALUACIÓN DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE TEMPLE Y PARTICIÓN (Q&P) SOBRE ACEROS FUNDIDOS MEDIO CARBONO-ALTO SILICIO



*M. J. Oyola*<sup>1\*</sup>, *R. Aristizábal*<sup>2</sup>, *O. Ríos*<sup>3</sup>

- 1: Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia, Grupo GIPIMME, Medellín, Colombia  
2: Profesor Asociado, Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales, Universidad de Antioquia, Grupo GIPIMME, Medellín, Colombia.  
3: Ph.D. en Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia, Grupo GIPIMME, Medellín, Colombia  
\*E-mail: [maria.oyola@udea.edu.co](mailto:maria.oyola@udea.edu.co)

PALABRAS CLAVE	RESUMEN
Q&P Patrones de segregación Austenita retenida Aceros fundidos.	Se investigó la influencia de los patrones de segregación sobre las transformaciones en estado sólido obtenidas a partir de un tratamiento de Q&P, realizado en un acero fundido con 0,52 % en peso de C, aleado con Cr, Mn y Si. El esquema de tres tratamientos térmicos fue llevado a cabo partiendo de la austenización total de las muestras a 900 °C, seguido por un temple QT=250 °C y una partición (PT)= 270 °C, 300 °C y 350 °C. Posteriormente, se llevó a cabo la caracterización microestructural de las muestras tratadas con Q&P mediante microscopía óptica (MO) y Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), en conjunto con un análisis de difracción de rayos X (DRX), con el cual se cuantificó un nivel máximo de 19 % en peso de austenita retenida. Finalmente, se analizó la microsegregación de los elementos sustitucionales empleando espectroscopía de rayos X de energía dispersiva (MEB-EDX) para la condición de PT= 300 °C, con lo que se estableció la relación entre la composición química de las primeras zonas en solidificar (FTF) y las últimas zonas en solidificar (LTF), con la microestructura observada y la microdureza medida sobre cada región.

## EVALUATION OF QUENCHING AND PARTITIONING (Q&P) HEAT TREATMENTS ON MEDIUM CARBON-HIGH SILICON CAST STEELS

KEYWORDS	ABSTRACT
Q&P Segregation patterns Retained austenite Cast steel	In this paper the influence of segregation patterns on the solid-state phase transformations obtained by a Q&P heat treatment performed on a 0.52 wt. % of C cast steel alloyed with Cr, Mn and Si was investigated. A heat treatment scheme was carried out by total austenitization of the samples at 900 °C, followed by QT=250 °C quenching and partitioning (PT)= 270 °C, 300 °C and 350 °C. Microstructural characterization of the Q&P treated samples was performed with optical microscopy (OM) and Scanning Electron Microscopy (SEM). A maximum level of 19 wt.% of retained austenite was quantified by using the results obtained with X-ray diffraction analysis (XRD). Finally, the microsegregation of the substitutional elements was analyzed using energy dispersive X-ray spectroscopy (SEM-EDX) for the condition of PT= 300 °C, which led to establish the relationship between the chemical composition of the first to freeze (FTF) and the last to freeze zones (LTF), the microstructure observed, and the microhardness measured in each region.



## 1. INTRODUCCIÓN

En la actualidad los materiales se han ajustado a los nuevos requerimientos energéticos y ambientales, la industria automotriz ha sido protagonista de esta necesidad ya que dentro de sus productos demandan materiales ligeros que disminuyan el consumo de combustible y en consecuencia las emisiones de CO<sub>2</sub>. Entre otros requerimientos, estos materiales deben poseer un balance atractivo entre resistencia y ductilidad, lo cual tiene una estrecha relación con la microestructura [1]. Es así como en función de las necesidades tecnológicas se han desarrollado los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS-por sus siglas en inglés), que hasta el momento cuentan con tres generaciones. En cuanto a la tercera generación, se han establecido líneas de investigación en: aceros bainíticos libres de carburos (CFB-por sus siglas en inglés), los aceros de medio Mn y los Q&P, en torno a los cuales se ha centrado el desarrollo de las recientes investigaciones, gracias a sus prestaciones y versatilidad al momento de ser incorporados a procesos industriales [2].

El tratamiento de Q&P fue propuesto por Speer *et al.* [3] con el objetivo de obtener una microestructura constituida por martensita ( $\alpha'$ ) que aporta a la resistencia mecánica, y austenita retenida ( $\gamma_r$ ), la cual favorece el incremento de la ductilidad, ante la aplicación de cargas mecánicas [4]. A partir de esta combinación microestructural los aceros tratados mediante Q&P se han enfocado en las aplicaciones automotrices. De acuerdo con Jirková *et al.* [4], para un acero medio C que cuenta con los porcentajes de aleantes adecuados y que fue sometido a Q&P, es posible alcanzar resistencias finales de 2000 MPa y alargamientos del 17 %, con un 20 % en peso de  $\gamma_r$ .

Los aceros Q&P se obtienen usualmente por medio de ciclos térmicos de cuatro etapas: 1)

austenización total o intercrítica, 2) temple (QT), 3) partición de C (PT), la cual involucra un sostenimiento isotérmico por debajo de la temperatura de inicio de la transformación martensítica ( $M_s$ ), y finalmente, 4) temple a temperatura ambiente. Con la partición de C, se busca estabilizar la austenita a través del mecanismo de difusión de C, haciendo que este elemento que se encuentra en mayor concentración en la martensita obtenida en el temple inicial (QT), migre hacia la austenita remanente, lo cual favorece la disminución de  $M_s$  por debajo de la temperatura ambiente, lo que evita que ocurra la transformación martensítica con facilidad una vez cesa el ciclo térmico [3, 4]. Si bien, en el esquema original del tratamiento de Q&P no se consideraba la transformación bainítica o la formación de carburos durante el revenido de la martensita [3], en investigaciones recientes se han incluido con el propósito de tener un panorama más realista sobre este tratamiento [5]. Gracias a esto, ha sido posible evidenciar a partir de resultados experimentales que la presencia de bainita puede favorecer la estabilidad de la austenita [4, 6].

Debido a la importancia de la composición química dentro de las formulaciones de los aceros Q&P, se contempla la adición mínima de 1,5 % en peso de Si, el cual retrasa la formación de cementita, lo que brinda estabilidad a la austenita haciendo que el C se difunda directamente hacia esta fase [7, 8]. Aun así, se han presentado evidencias de que, a pesar de la presencia de Si, no es posible retrasar la aparición de carburos durante la etapa de PT para tiempos prolongados de tratamiento.

Por su parte, otros elementos como el Cr brindan templabilidad a la austenita, además que retrasa la formación de transformaciones reconstructivas y al igual que el Mn mejora la solubilidad del C en la austenita [9].



Si bien se han realizado modificaciones sobre el esquema original del tratamiento de Q&P, como material de partida se emplean usualmente láminas de acero conformado que han sido sometidas a procesos térmicos que disminuyen sus niveles de segregación [1-2]. Sin embargo, no hay suficiente información reportada sobre la aplicación de este tratamiento en aceros fundidos, los cuales tienen como ventaja su facilidad de fabricación y la posibilidad de adquirir geometrías complejas en un solo paso [10]. Por este motivo, en esta investigación se planteó el proceso de fabricación de un acero fundido medio C-alto Si, aleado con Cr y Mn que fue tratado con Q&P. Adicionalmente, se efectúa un estudio microestructural junto a un análisis químico, para examinar el efecto de los patrones de segregación, conformados por las zonas FTF (first to freeze- por sus siglas en inglés) y las zonas LTF (last to freeze- por sus siglas en inglés) sobre las cinéticas de transformación.

## 2. METODOLOGÍA

### 2.1 Fabricación

Se fabricaron 50kg de acero en un horno de inducción marca INDUCTOTHERM de 50 kW, para lo cual se utilizó como material de partida: acero 1030 y 1040 alto Si (1,8 % en peso), FeCr, FeMn y grafito, para el ajuste de la composición química.

El metal fundido se vertió a una temperatura de 1673 °C en moldes en Y (Figura 1), que fueron elaborados con arena de sílice mediante el método silicato de sodio-CO<sub>2</sub>.

Para el análisis de la composición química del acero obtenido se utilizó un espectrómetro de emisión óptica (EEO), marca Bruker modelo Q8 MAGELLAN, cuyo resultado se presenta en la Tabla 1.

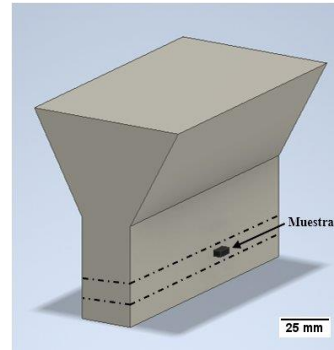


Figura 1. Bloque con geometría de Y.

Tabla 1. Composición química del acero material de estudio.

Elemento	C	Si	Mn	Cr	P	S
% p/p	0.52	1.82	0.50	0.95	0.021	0.016

### 2.2 Tratamientos térmicos

El material de partida presentó una estructura constituida por perlita laminar y pequeñas fracciones de ferrita alotriomórfica, la cual presentó una dureza de 299 HV10. Con base en lo anterior y considerando la naturaleza del acero, se estableció el esquema de tratamientos térmicos. Primero, se realizó el cálculo de las temperaturas críticas en función de la composición química nominal presentada en la Tabla 1, para esto se determinaron las temperaturas críticas inferior (AC<sub>1</sub>) y superior (AC<sub>3</sub>) de la transformación austenítica, a partir de las ecuaciones de Kasatkin [11], con lo cual se estableció la temperatura de austenización. Mientras que para el cálculo de Ms, se hizo uso de la ecuación de Nehrenberg [11]. Para estimar la temperatura de QT, se empleó la ecuación de Koistinen-Marburger [12], fijando una fracción volumétrica de martensita ( $\alpha'_1$ ) de 0,28, la cual fue elegida buscando obtener un balance entre resistencia/ductilidad en función del



contenido medio de C, de modo que se pueda formar  $\gamma_r$  estable.

Luego de establecer las temperaturas críticas, se diseñaron dos rutas de tratamiento térmico. Para la ejecución de estas se utilizaron probetas de dimensiones 10mm x 10mm en la sección transversal. En la Figura 2, se presenta el esquema de los ciclos ejecutados: un primer ciclo con una temperatura de PT por debajo de  $M_s$  (270 °C), y dos ciclos con PT por encima de  $M_s$  (300 y 350 °C). Para la realización de las etapas de QT y PT, se empleó un baño de sales con composición 50 % en peso de nitrito de sodio + 50 % en peso de nitrato de potasio (50 %  $\text{NaNO}_2$  + 50 %  $\text{KNO}_3$ ). El tiempo de sostenimiento ( $t_p$ ) para las etapas de PT, mencionadas anteriormente, fueron seleccionadas de acuerdo con las evidencias halladas por O. Ríos-Diez [13].

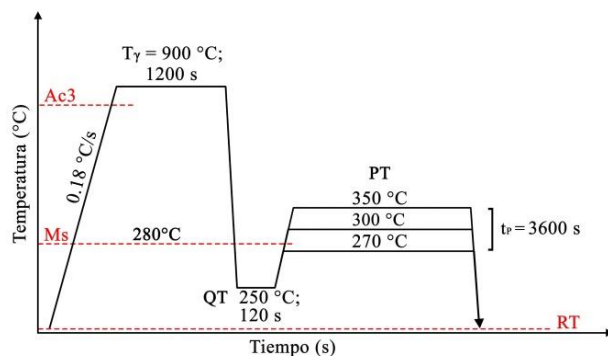


Figura 2. Esquema de tratamientos térmicos.

## 2.3 Caracterización

Para revelar los patrones de segregación presentes en el acero en estado *as-cast* y de las muestras que fueron tratadas térmicamente mediante Q&P, se empleó el reactivo Motz: solución compuesta por 5 g de NaOH, 20 g KOH, 5 g de ácido pícrico y 50 mL de agua desionizada. Los ataques se realizaron a una temperatura de 100 °C durante 150 s.

Se observó la microestructura de las condiciones de tratamiento térmico, haciendo uso de un Microscopio Electrónico de Barrido (termoiónico) JEOL-JSM 6490LV, con voltaje de funcionamiento de 20 kV, configurado en modo de electrones secundarios. Para esto, las superficies de las muestras se prepararon de acuerdo con la norma ASTM E3 [14] y se reveló la microestructura con Nital 1% P/V. Posteriormente, se realizó la cuantificación manual de la fracción volumétrica de bainita, siguiendo los lineamientos dispuestos por la norma ASTM E562-19e1 [15]. Además, sobre estas imágenes se realizaron mediciones de espesor de las placas de ferrita bainítica ( $\alpha_b$ ), y  $\gamma_r$ , siguiendo la metodología reportada por García-Mateo et al. [16].

Para conocer la composición química puntual de las zonas de segregación, se empleó la técnica de espectroscopía de rayos X de energía dispersiva (EDX) haciendo uso de un Microscopio Electrónico de Barrido JEOL JSM-7100 (Field Emission Gun, FEG), empleando un voltaje de 20 kV. En cada zona FTF y LTF se analizaron 4 puntos simultáneamente para determinar los porcentajes de los elementos sustitucionales: Si, Cr y Mn.

Con el análisis por Difracción de Rayos X (DRX), se llevó a cabo la cuantificación de la fracción volumétrica de  $\gamma_r$ , realizando la comparación directa con los picos correspondientes a los planos de difracción de esta fase, basados en la norma ASTM E975-13 [17]. Además, se calculó el contenido de C presente en la austenita ( $C_\gamma$ ), siguiendo la metodología reportada por Dyson & Holmes [18]. Las mediciones fueron llevadas a cabo en un difractómetro de Rayos X Bruker D8 Advance ECO 2018 con radiación de Cu  $K\alpha$ . Los datos obtenidos a partir del DRX se recopilaron en el rango de  $2\theta$  desde 35° hasta 120°, recorriendo los planos atribuidos a la ferrita: (110)  $\alpha$ , (200)  $\alpha$ , (211)  $\alpha$  y a la



austenita: (111)  $\gamma$ , (200)  $\gamma$  y (220)  $\gamma$ , con una velocidad de 0,013 °/s. Para realizar el análisis, la superficie de las muestras fue desbastada y pulida con alúmina de 1  $\mu\text{m}$  y 0,3  $\mu\text{m}$ , posteriormente fue atacada con Nital 1 % P/V para eliminar cualquier deformación generada durante la preparación de la muestra y fue pulida de nuevo con alúmina de 0,05  $\mu\text{m}$ .

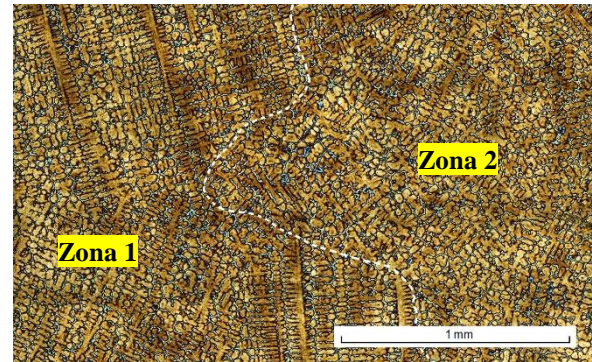
Adicionalmente, se midió la dureza de las muestras en estado *as-cast* y las tratadas térmicamente empleando un durómetro NOVOTEST TB-BRV-D, con una carga de 10 kgf seleccionada a partir de la norma ASTM E92 [19]. Finalmente, se realizó la medición de la microdureza Vickers (HV) sobre la superficie de las muestras sometidas a tratamiento térmico y sobre las zonas FTF y LTF, que fueron reveladas con el reactivo Motz. El ensayo se llevó a cabo con un microdurómetro SHIMADZU serie HMV-G20 con una carga de 100 gf.

### 3. ANÁLISIS Y RESULTADOS

#### 3.1 Material de partida

Empleando el reactivo Motz, fue posible revelar las estructuras de solidificación del material en estado *as-cast*. En la Figura 3, se observan estructuras de tipo columnar (Zona 1) que corresponden a las regiones aledañas a las paredes del molde, donde la velocidad de enfriamiento es superior. Mientras que las estructuras equiaxiales indicadas en la zona 2, corresponden a la morfología esperada como consecuencia de un enfriamiento más lento dado por la ubicación en la región central del bloque (Figura 1). En la Figura 3, se logran identificar dos tonalidades: una primera que corresponde a la región dendrítica, que se denomina como FTF (first to freeze- primera zona en solidificar) y que se caracteriza por presentar una coloración amarilla. Por su parte, la segunda zona observada,

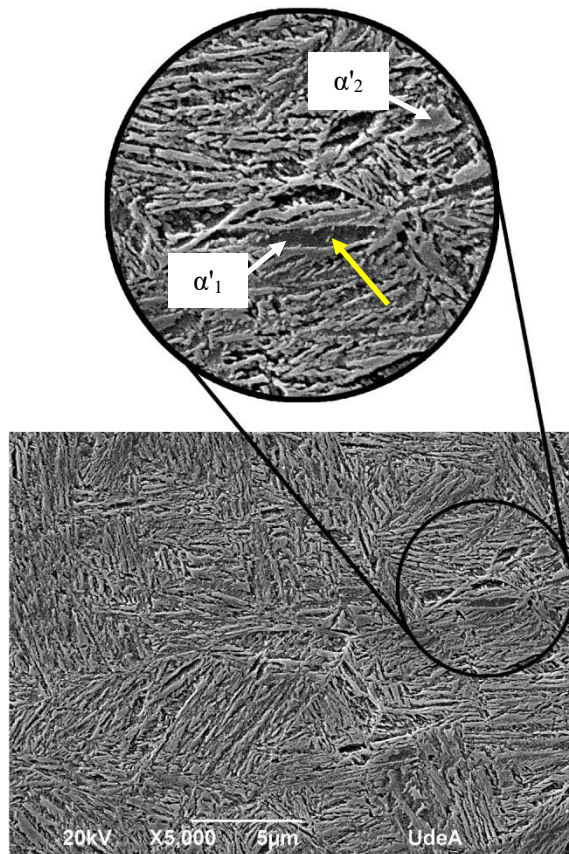
corresponde a las regiones interdendríticas, denominada LTF (last to freeze- última zona en solidificar), la cual exhibió una coloración azul, que según estudios previos sobre aceros fundidos [10, 20], se relaciona con una mayor concentración de Si.



**Figura 3.** Micrografía óptica de estructuras de solidificación. Magnificación: 50X.

#### 3.2 Tratamientos térmicos

En la Figura 4, se muestran las dos morfologías de martensita observadas al utilizar un PT de 270 °C. La primera es  $\alpha'_1$ , que presenta una tonalidad oscura y que corresponde a la martensita atérmica, fase que se reviene al transcurrir la etapa de PT. La segunda morfología es  $\alpha'_2$ , que se obtiene como producto de la transformación de la austenita que no logró estabilizarse al final del ciclo de Q&P. La diferenciación entre las dos morfologías fue posible ya que  $\alpha'_2$  presenta un mayor contenido de C con respecto a  $\alpha'_1$ , por lo que es difícil de atacar con un grabado químico, lo cual a su vez se observa con mayor relieve en la superficie.

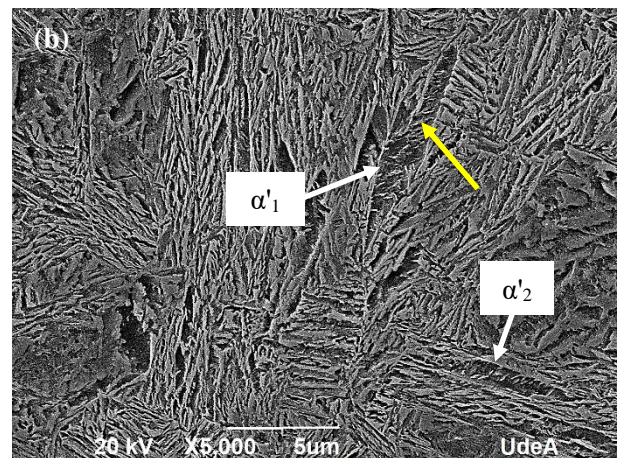
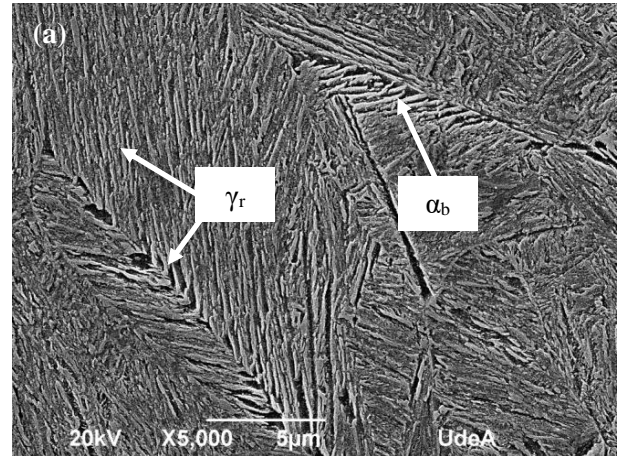


**Figura 4.** Micrografía MEB de tratamiento de Q&P para PT=270°C.

Adicionalmente, en esta micrografía se observó la presencia de carburos (ver flecha amarilla), los cuales se identificaron a partir de la comparación con micrografías MEB de aceros tratados mediante Q&P, publicadas por C. Celada-Casero et al. y Y. Toji et al. [20, 21]. En estas investigaciones, al igual que en la Figura 4, se evidenció la presencia de carburos distribuidos al interior de  $\alpha'_1$  y que se identifican además por presentar una inclinación respecto al eje longitudinal, exhibiendo una morfología de placas de color blanco que contrasta con  $\alpha'_1$ .

En la Figura 5a, correspondiente a la muestra con un tratamiento de PT de 300 °C se observa la presencia de placas de ferrita bainítica ( $\alpha_b$ ), que se hallan separadas por láminas delgadas de  $\gamma_r$ , que, al nuclearse a

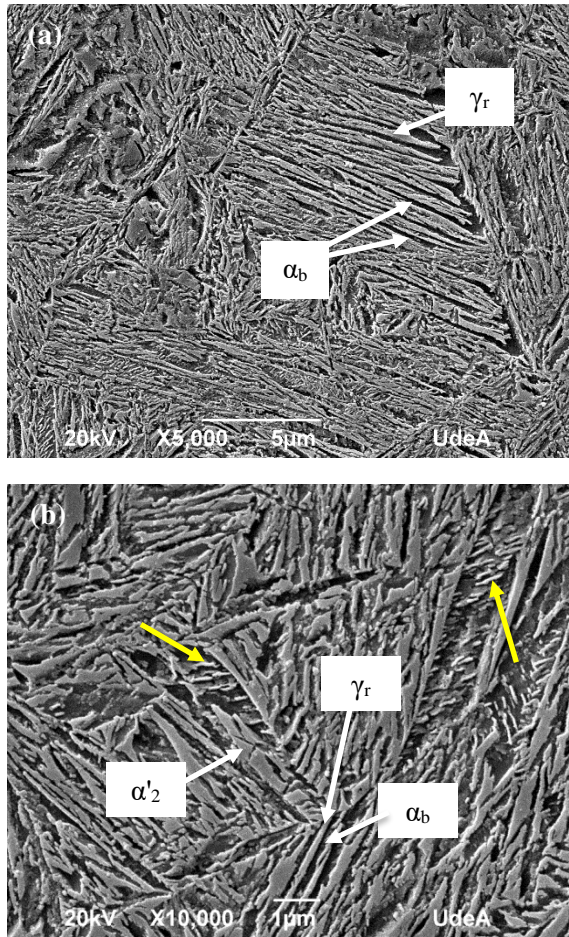
partir de los límites de grano austenítico previo, y al estar agrupadas con la misma orientación de crecimiento, adoptaron la morfología de plumas.



**Figura 5.** (a) Micrografía MEB del tratamiento térmico para PT= 300°C con plumas de bainita y 5(b) con precipitación de carburos.

Además, en la Figura 5b se observó algo de  $\alpha'_1$  y  $\alpha'_2$  junto a la presencia de carburos precipitados sobre  $\alpha'_1$  (ver flecha amarilla).

Por su parte, en la muestra con el tratamiento realizado a PT=350 °C, mostrada en la Figura 6a, se observaron placas de  $\alpha_b$  y  $\gamma_r$  principalmente.

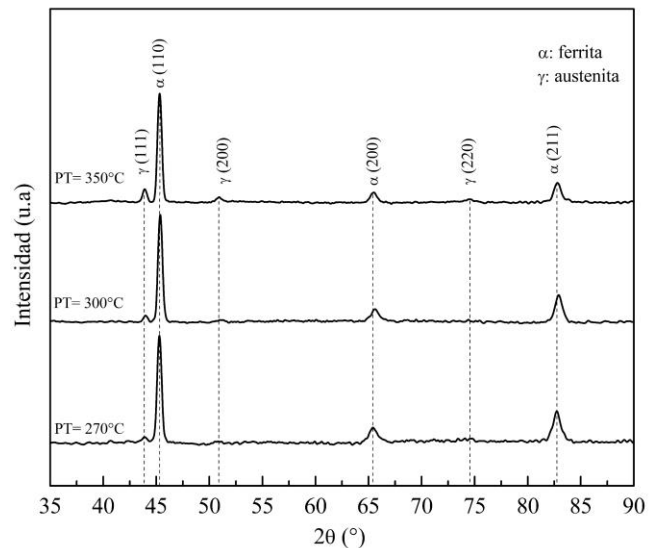


**Figura 6.** (a) Micrografía MEB de muestra con tratamiento térmico a PT=350 °C. y 6(b) Micrografía MEB a mayores aumentos.

Para visualizar con mejor detalle la microestructura de este tratamiento, en la Figura 6b se presenta una micrografía a mayores aumentos donde se pueden evidenciar claramente bloques de  $\alpha'_2$ , además de  $\gamma_r$  con morfología de láminas y bloques, junto a carburos con morfología de placas al interior de  $\alpha'_1$ , los cuales son indicados por las flechas amarillas.

En la Figura 7, se presentan los difractogramas, a partir de los cuales se logró determinar la fracción volumétrica de la austenita para cada condición de tratamiento térmico de Q&P. Además, en la Tabla 2, se resumen los resultados relacionados con la

cuantificación de las demás fases, así como los valores de macro dureza global medida sobre cada condición de tratamiento térmico.



**Figura 7.** Difractogramas de los tratamientos de Q&P.

De acuerdo con el difractograma, a PT= 270 °C, se observa un pico correspondiente a  $\gamma$  (111), como evidencia de la presencia de  $\gamma_r$  en la microestructura, sin embargo, esta fase no pudo ser cuantificada debido a que su fracción másica es demasiado baja. Para las demás condiciones (PT= 300 °C y 350 °C), se cuantificó la  $\gamma_r$ , y se observó el aumento de esta fase en función del incremento de PT, lo que se relacionó con una mayor difusividad del C, dando como resultado, 0,90 % en peso de  $C_\gamma$  para la condición de PT=300 °C y 1,47 % en peso para PT= 350°C. Estos contenidos de C en la austenita, sugieren un alto nivel de estabilidad, ya que como se encuentra reportado en la literatura, niveles mayores a 0,5 %  $C_\gamma$  [4], avalan tasas de resistencia y transformación inducida por deformación a cargas elevadas, lo que repercute de manera positiva sobre el balance resistencia mecánica/tenacidad en este tipo de materiales, lo que a su vez amplifica su posibilidad de aplicación industrial.

**Tabla 2.** Porcentajes de fases y espesores de placa para las fases austenita y ferrita bainítica.

PT(°C)	270	300	350
$\alpha'_1$ (%)		28	
$\alpha'_2$ (%)	72	37	33
$\alpha'_b$ (%)	-	32	20
$\gamma_r$ (%)	-	$3.0 \pm 0.5$	$19.0 \pm 0.5$
$C_\gamma$ (% en peso)	-	0.90	1.47
$t_\gamma$ (nm)	-	$91 \pm 11$	$106 \pm 8$
$t_{ab}$ (nm)	-	$96 \pm 10$	$98 \pm 11$
HV10	$590 \pm 28$	$530 \pm 11$	$535 \pm 10$

Por su parte, la dureza más alta se presentó para la condición con PT= 270 °C, lo cual es consecuente al considerar la influencia de la martensita que predominó en la estructura.

Por otra parte, cuando se observan los resultados de dureza en conjunto, no se presenta una diferencia apreciable, lo que puede estar relacionado con tiempos de partición prolongados, que dieron como resultado la descomposición de la estructura martensítica, ocasionando el revenido de esta fase y por ende una pérdida en los niveles de dureza. Además, en cuanto a los tratamientos con PT superior a la temperatura de Ms, los espesores de placa de la ferrita bainítica, los contenidos de C y la fracción de la austenita, explican los niveles de dureza de ambas condiciones: a mayor espesor de placa, hay una caída en los niveles de dureza (espacio para el libre movimiento de las dislocaciones) [13], y a mayor contenido de C en la austenita, más estabilidad mecánica y química, y por ende mayor nivel de resistencia mecánica.

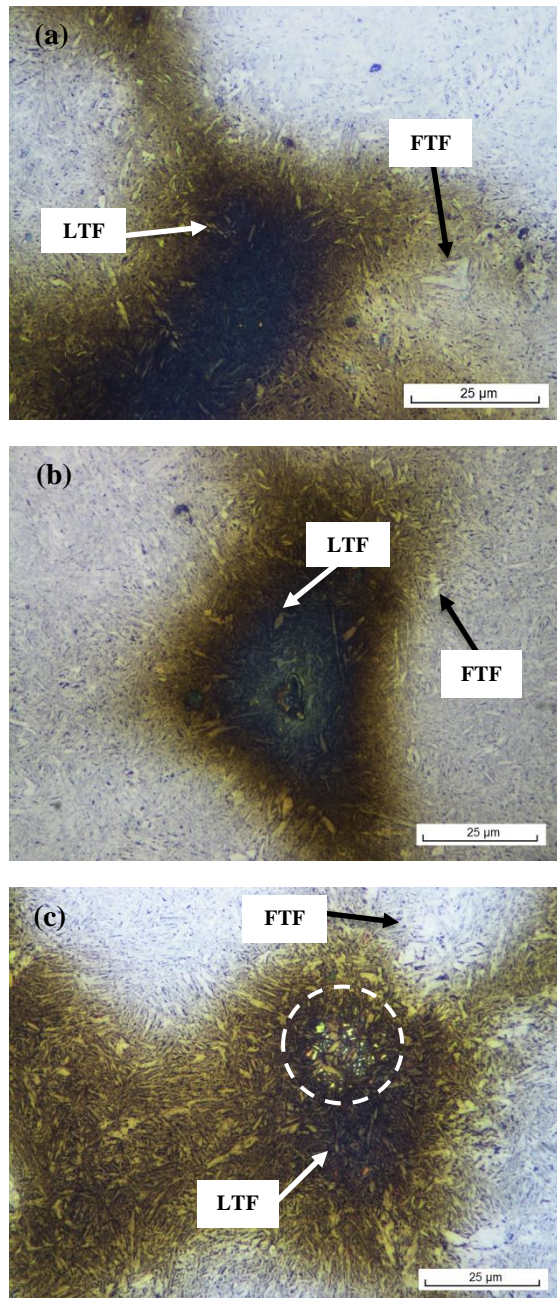
### 3.3 Análisis de la microsegregación

Debido a la incidencia que presentan los patrones de segregación en el desarrollo microestructural, se realizó un ataque con reactivo Motz. En la Figura 8, se observan para las tres condiciones de tratamiento de Q&P dos regiones: una zona clara, la cual corresponde a la zona FTF y una oscura que corresponde a la zona LTF. Al interior de la zona FTF de las Figuras 8a-c, se formaron bloques de  $\alpha'_2$  en mayor proporción con respecto a la zona LTF. Adicionalmente, para la condición de PT= 350 °C en la Figura 8c, se indica al interior de las líneas punteadas sobre la zona LTF la  $\gamma_r$ . Este hallazgo concuerda con la cuantificación de fases presentada en la Tabla 2, donde se evidenció la fracción más alta de austenita entre las tres condiciones de tratamiento térmico de Q&P.

A partir de las observaciones previas, se realizó una medición de microdureza en las respectivas zonas (FTF y LTF). En la Figura 9, se muestran los resultados obtenidos, donde se presentó una menor microdureza en las zonas LTF respecto a las FTF, lo que se explica en la diferencia de concentración de elementos sustitucionales como el Si, Cr y Mn entre estas zonas.



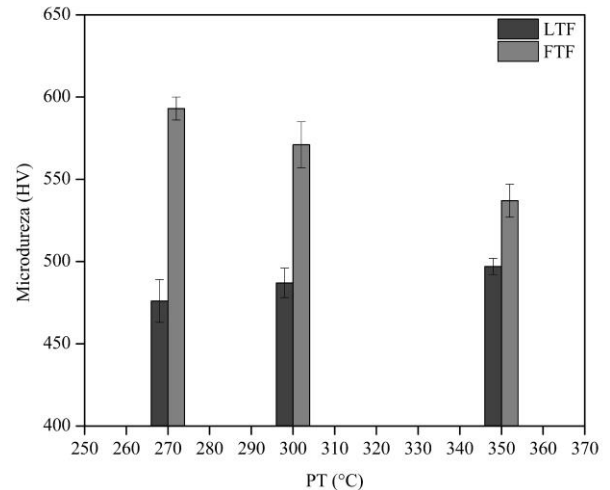




**Figura 8.** Micrografías ópticas de los tratamientos con  $QT=250^{\circ}C$ , (a)  $PT=270^{\circ}C$ , (b)  $PT=300^{\circ}C$  y (c)  $PT=350^{\circ}C$ .

Para constatar las evidencias obtenidas con el análisis microestructural y los ensayos de microdureza, se efectuó un análisis químico mediante MEB-EDX, empleando la muestra correspondiente al tratamiento con  $PT=300$

$^{\circ}C$ . En la Tabla 3, se muestran las composiciones medidas en cada zona de interés y su respectivo coeficiente de microsegregación.



**Figura 9.** Microdureza de las zonas FTF y LTF.

**Tabla 3.** Composición química y coeficientes de microsegregación para  $PT=300^{\circ}C$ .

Elemento	FTF (%p/p)	LTF (%p/p)	$K_{ef}$
Mn	$0.45 \pm 0.02$	$0.57 \pm 0.09$	0.79
Cr	$0.86 \pm 0.07$	$1.43 \pm 0.30$	0.60
Si	$1.50 \pm 0.05$	$1.98 \pm 0.40$	0.76

Con base en los coeficientes de microsegregación, se pudo notar que todos los elementos sustitucionales presentaron segregación positiva ( $K_{ef} < 1$ ), lo que quiere decir que los elementos sustitucionales se encuentran en mayor concentración en la zona LTF, además, con la composición química reportada se empleó la ecuación de Nehrenberg para recalcular  $M_s$ , manteniendo constante el porcentaje de C. Como resultado se obtuvo que para las zonas FTF y LTF,  $M_s$  fue de  $291^{\circ}C$  y  $270^{\circ}C$  respectivamente. El resultado anterior evidencia cómo se ve afectada  $M_s$ , siendo mayor en las zonas FTF,

por lo que se espera que en esta región la fracción de martensita ( $\alpha'_2$ ) y bainita sea mayor como consecuencia de una cinética de transformación más rápida. En contraste con lo anterior, en la zona LTF, se espera una fracción superior de  $\gamma_r$  debido a la estabilidad que brindan el Mn y el Cr, además de que favorecen la solubilidad del C en la austenita [9]. Finalmente, con el porcentaje superior de Si en la zona LTF se espera que haya una obstaculización en el frente de formación de cementita, favoreciendo así la difusión del C hacia la austenita.

#### 4. CONCLUSIONES

Con los parámetros térmicos definidos se observó que a temperaturas de partición por debajo de Ms se presentaron microestructuras constituidas por  $\alpha'_1$ ,  $\alpha'_2$  y fracciones bajas de  $\gamma_r$ . Mientras que, a PT llevados a cabo por encima de Ms, se obtuvieron estructuras multifásicas ( $\alpha'_1 + \alpha'_2 + \alpha_b + \gamma_r$ ). Además, con el incremento de PT, la austenita logró enriquecerse en mayor medida, exhibiendo morfologías de láminas y bloques, gracias al aumento de la difusividad del C, elemento que fue suministrado por las fases  $\alpha'_1$  y  $\alpha_b$ .

En función de la dureza presentada por las tres condiciones del tratamiento de Q&P, se concluyó que no existen diferencias estadísticamente significativas, lo cual se debió a la poca variación de los espesores de placa y a tiempos de partición prolongados que conllevaron al revenido de  $\alpha'_1$ , haciendo que se disminuyera la dureza a medida que se aumentaba PT, con lo cual se debe hacer un ajuste en el tiempo de PT, en función de disminuir este a medida que aumenta la temperatura de partición, buscando favorecer el desarrollo microestructural enfocado en el balance entre la resistencia mecánica y la ductilidad.

El análisis químico con MEB-EDX en la condición PT=300 °C, permitió corroborar la influencia de los patrones de segregación sobre la cinética de transformación, donde las variaciones de concentración de los elementos sustitucionales afectaron la estabilidad de la austenita (niveles de templabilidad). Como consecuencia, se presentó una Ms superior en las zonas FTF respecto a las zonas LTF, y esto se vio reflejado en las microestructuras desarrolladas.

#### 5. AGRADECIMIENTOS

Al grupo de Investigaciones Pirometalúrgicas y de Materiales (GIPIMME). Al Comité para el Desarrollo de la Investigación (CODI) y a la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Antioquia, por el presupuesto para llevar a cabo la investigación del proyecto con código PR20-2-06.

#### 6. REFERENCIAS

- [1] J. N. Hall, J. R. Fekete, *Steels for auto bodies: a general overview*, *Automot. Steels Des. Metall. Process. Appl.*, Elsevier Inc, 2017
- [2] L. Wang, J. G. Speer, "Quenching and partitioning steel heat treatment", *Metallogr. Microstruct. Anal.*, vol. 2, pp. 268–281, 2013
- [3] J. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman, *et al.*, "Carbon partitioning into austenite after martensite transformation", *Acta Mater.*, vol. 51, no. 9, pp. 2611–2622, 2003
- [4] H. Jirková, B. Mašek, M. F. X. Wagner, *et al.*, "Influence of metastable retained austenite on macro and micromechanical properties of steel processed by the Q&P process", *J. Alloys Compd.*, vol. 615, no. S1, pp. S163–S168, 2014
- [5] F. HajyAkbari, J. Sietsma, G. Miyamoto, *et*



*al.*, “Interaction of carbon partitioning, carbide precipitation and bainite formation during the Q&P process in a low C steel”, *Acta Mater.*, vol. 104, pp. 72–83, 2016

[6] S. Samanta, S. Das, D. Chakrabarti, *et al.*, “Development of multiphase microstructure with bainite, martensite, and retained austenite in a co-containing steel through quenching and partitioning (Q&P) treatment”, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 44, no. 13, pp. 5653–5664, 2013

[7] B. Kim, J. Sietsma, M. J. Santofimia, “The role of silicon in carbon partitioning processes in martensite/austenite microstructures”, *Mater. Des.*, vol. 127, pp. 336–345, 2017

[8] Y. Toji, G. Miyamoto, D. Raabe, “Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation”, *Acta Mater.*, vol. 86, pp. 137–147, 2015

[9] F. HajyAkbari, J. Sietsma, R. H. Petrov, *et al.*, “A quantitative investigation of the effect of Mn segregation on microstructural properties of quenching and partitioning steels”, *Scr. Mater.*, vol. 137, pp. 27–30, 2017

[10] A. D. Basso, I. Toda-Caraballo, A. Eres-Castellanos, *et al.*, “Effect of the microsegregation on martensitic and bainitic reactions in a high carbon-high silicon cast steel”, *Metals (Basel)*, vol. 10, p. 574, 2020

[11] A. A. Gorni, *Steel Forming and Heat Treating Handbook*, Socorro, 2019

[12] E. J. Seo, L. Cho, B. C. De Cooman, “Modified methodology for the quench temperature selection in quenching and partitioning (Q&P) processing of steels”, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 47, no. 8, pp. 3797–3802, 2016

[13] O. Ríos-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", Universidad de Antioquia, 2020

[14] ASTM International, “E3-11 standard guide for preparation of metallographic specimens,” West Conshohocken, PA, 2011

[15] ASTM International, “E562-19e1 standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count”, 2020

[16] C. Garcia-Mateo, J. A. Jimenez, B. Lopez-Ezquerria, *et al.*, “Analyzing the scale of the bainitic ferrite plates by XRD, SEM and TEM”, *Mater. Charact.*, vol. 122, pp. 83–89, 2016

[17] ASTM International, “E975-13 standard practice for X-ray determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation,” West Conshohocken, PA, 2013

[18] D. J. Dyson, B. Holmes, “Effect of alloying additions on the lattice parameter austenite”, *J. Iron Steel Inst.*, vol. 208, pp. 469–474, 1970

[19] ASTM International, “E92-17 standard test methods for vickers hardness of metallic materials,” West Conshohocken, PA, 2017

[20] C. Celada-Casero, C. Kwakernaak, J. Sietsma, *et al.*, “The influence of the austenite grain size on the microstructural development during quenching and partitioning processing of a low-carbon steel”, *Mater. Des.*, vol. 178, p. 107847, 2019

[21] Y. Toji, H. Matsuda, D. Raabe, “Effect of Si on the acceleration of bainite transformation by pre-existing martensite”, *Acta Mater.*, vol. 116, pp. 250–262, Sep. 2016

