



**UNIVERSIDAD  
DE ANTIOQUIA**

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

**Autor**

**Catheryne Tobón Aguirre**

**Universidad de Antioquia**

**Facultad de Ingeniería, Departamento de Ingeniería de Materiales.**

**Medellín, Colombia**

**2021**



Estudio Microestructural de una Acero Fundido Alto Carbono-Alto Silicio Sometido a  
Tratamientos Térmicos de Austemperado y Q&P

**Catheryne Tobón Aguirre**

Trabajo de grado presentado como requisito parcial para optar al título de:

**Ingeniera de Materiales**

Asesores:

Ricardo Emilio Aristizábal Sierra, PhD

Oscar Eduardo Ríos Diez, PhD

Línea de Investigación:

Procesamiento de Materiales Metálicos a Altas Temperaturas

Grupo de Investigación:

Grupo de Investigaciones Pirometalúrgicas y de Materiales (GIPIMME)

Universidad de Antioquia

Facultad de ingeniería, Departamento ingeniería de materiales

Medellín, Colombia

2021.

## TABLA DE CONTENIDO

RESUMEN .....	5
I. INTRODUCCIÓN.....	6
II. OBJETIVOS .....	9
III. MARCO TEORICO.....	11
A. Estructura de solidificacion .....	11
1) <i>Macrosegregación y Microsegregación</i> .....	12
2) <i>Aceros fundidos</i> .....	15
3) <i>Aceros conformados-deformación termomecánica</i> .....	16
4) <i>Aceros homogeneizados</i> .....	17
B. Tratamientos termicos a baja temperatura .....	18
1) <i>Tratamiento térmico Q&amp;P</i> .....	19
2) <i>Transformación bainítica-Austemperado</i> .....	21
IV. METODOLOGIA.....	24
A. Revision bibliografica .....	24
B. Material de partida.....	24
1) <i>Deformación en caliente</i> .....	26
2) <i>Homogeneizado</i> .....	27
C. Dilatometria .....	27
D. Tratamientos termicos	
E. Difraccion de rayos X (DRX).....	31
F. Ensayo de dureza.....	31
V. RESULTADOS.....	32
A. Estructura de partida as-cast .....	32

B. Estructura homogeneizada y deformada en caliente .....	35
C. Tratamiento termicos.....	36
1) <i>Austemperado</i> .....	38
2) <i>Temple y partición de carbono (Q&amp;P)</i> .....	44
VI. CONCLUSIONES .....	50
REFERENCIAS .....	51

## RESUMEN

En los últimos años los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) han llamado el interés de diversos sectores, gracias a la excelente relación resistencia-ductilidad que presentan. En este sentido, vale la pena resaltar las ventajas que representa la utilización del acero en estado fundido, menores tiempos de proceso, variedad de geometrías en las piezas finales y reducción de costos. Razón por la cual, en este trabajo se decidió estudiar la influencia de la estructura de partida, as-cast, deformado en caliente y homogenizada, sobre la estructura final de un acero alto C- alto Si sometidos a tratamientos térmicos de baja temperatura: austemperado y Quenching and Partitioning (Q&P). Las muestras fueron austemperadas a 300°C durante 2 horas y tratadas vía tratamiento de Q&P, con el ciclo de temple a 180°C y partición a 200°C, destacando que la temperatura  $M_s$  del material es de 225°C, según los resultados dilatométricos realizados sobre el material en estado homogenizado. La caracterización del material se realizó por medio de microscopía óptica (MO), donde por medio de la interacción del acero con los reactivos Nital y Motz fue posible identificar el patrón dendrítico de solidificación y zonas de segregación. También se tomaron micrografías electrónicas de barrido (MEB) para evaluar el tamaño de placa bainítica de las muestras austemperadas y poder identificar las fases presentes. Además, mediante análisis de difracción de rayos X (DRX) se logró cuantificar la cantidad de austenita retenida y su contenido de carbono, de acuerdo al ciclo térmico ejecutado. Toda la caracterización llevada a cabo permitió correlacionar las características microestructurales con las condiciones de los ciclos térmicos utilizados. Los resultados mostraron que las muestras en donde se utilizó la estructura de partida as-cast y deformada en caliente presentaron patrones de segregación marcados, lo que afectó las cinéticas de transformación en estado sólido y por ende favoreció un alto grado de heterogeneidad en la estructura final. Por su parte, las muestras con estructura de partida homogenizada, no evidenciaron patrones de segregación y los niveles de transformación presentaron un alto grado de homogeneidad en las estructuras bainíticas y martensítica producto de los ciclos térmicos aplicados.

***Palabras clave* — Austemperado, temple y partición de carbono, austenita retenida, segregación.**

## I. INTRODUCCIÓN

El acero es uno de los materiales más utilizados a nivel industrial, gracias a su versatilidad, derivada de las diferentes microestructuras que se pueden obtener durante los ciclos de transformación en estado sólido, lo que posibilita abarcar un amplio rango de propiedades mecánicas. Los aceros con microestructuras complejas, mezcla de martensita, ferrita bainítica y austenita retenida, que permiten un endurecimiento por transformación, han marcado el foco de desarrollo en los últimos años [1], Se trata de los aceros obtenidos mediante un tratamiento de temple y distribución de carbono (Q&P - Quenching and Partitioning) y los aceros bainíticos libres de carburos (CFB - Carbide-Free Bainite). Estos aceros presentan valores de resistencia máxima a la tracción del orden de 1.6- 2.2 GPa y alargamientos del orden del 20% [3]. El gran inconveniente con estos materiales es su alto contenido en carbono (0.6-1% peso) lo que ha impedido su uso en sectores como el automovilístico, debido a los inconvenientes en soldabilidad y conformado, pero sus excelentes propiedades y su estructura nanométrica han despertado un gran interés tecnológico, en diversos sectores industriales como el minero/energético, civil, militar y agrícola [2].

Una alternativa, para el aprovechamiento de estas estructuras, y por ende de sus prestaciones mecánicas, es la utilización del acero en estado fundido y no forjado. El desarrollo de aceros CFB y Q&P se ha centrado en materiales laminados y/o tratados termomecánicamente, razón por la cual hay muy poca información disponible para aceros en estado fundido [4, 5], es bueno resaltar que el proceso de fundición permite 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 sus aplicaciones potenciales. 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 [6].

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 (tamaño de grano y estabilidad) [6]. Por lo cual, para optimizar las propiedades del acero fundido y lograr equiparlas 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 [7].

En este sentido, en los últimos años se ha prestado cada vez más atención al papel del carbono en el fortalecimiento del acero. En la transformación martensítica y bainítica, en aceros con alto contenido de carbono y silicio, se sabe que el carbono se difunde desde la martensita o bainita, recién formadas, hasta la austenita circundante, lo que incrementa su estabilidad, y favorece un mejor balance en los niveles finales de resistencia/tenacidad. En general, las estructuras obtenidas a partir de la aplicación de ciclos de transformación bainítica o Q&P, son complejas, resultado de diferentes mecanismos: precipitación de carbono y segregación, partición de carbono en la austenita, etc., lo cual está directamente ligado con la composición química del acero y las condiciones de procesamiento. Razón por la cual en el presente trabajo se estudió el efecto que presenta la microestructura de partida de un acero alto C-alto Si en las transformaciones de fase producto de aplicar tratamientos térmicos de baja temperatura – austemperado y Q&P. Lo que 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.

## II. OBJETIVOS

### *A. Objetivo general*

Determinar la influencia de la microestructura de partida sobre las transformaciones de fase al aplicar los ciclos de tratamiento térmico de austemperado y Q&P en un acero fundido alto carbono-alto silicio.

### *B. Objetivos específicos*

Establecer las condiciones de procesamiento necesarias para favorecer la formación de estructuras bainíticas y martensíticas mediante la aplicación de tratamientos de austemperado y Q&P en un acero fundido alto carbono-alto silicio.

Estudiar el efecto de los parámetros de procesamiento sobre la microestructura final de un acero fundido alto carbono-alto silicio sometido a tratamientos térmicos de austemperado y Q&P.



### III. MARCO TEÓRICO

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) pertenecientes a la tercera generación de aceros, poseen una composición química muy similar entre sí, con una microestructura compuesta por dos o más fases: ferrita ( $\alpha$ ), bainita ( $\alpha_b$ ), austenita ( $\gamma$ ) y martensita ( $\alpha'$ ), en diferentes proporciones, dependiendo de la aplicación final del componente. Usualmente estas fases se obtienen a partir de tratamientos térmicos como el temple y distribución de carbono (Q&P, por sus siglas en inglés) y austemperado [2]. Aunque se tiene bastante información sobre los AHSS, las posibles variantes tanto en composición, como en métodos de fabricación y parámetros de proceso abren un amplio nicho de investigación para este tipo de aceros.

Con vista en lo anterior, en la presente sección se estudiarán conceptos básicos de diferentes métodos de procesamiento utilizados para la fabricación de aceros AHSS, con alto contenido de carbono y silicio, haciendo especial énfasis en los ciclos de Q&P y transformación bainítica, así, como los defectos químicos característicos asociados a las rutas de procesamiento que sufre el acero, tales como la macro y micro segregación, los cuales toman gran importancia en el desarrollo de este trabajo, ya que las variaciones punto a punto de los elementos de aleación pueden afectar la cinética de transformación y la microestructura final, producto de aplicar tratamientos térmicos de baja temperatura.

#### A. *Estructura de solidificación en aceros*

Durante el proceso de solidificación de los aceros se produce una distribución no homogénea de los elementos aleantes, denominada microsegregación, la cual genera diferencias de composición química a lo largo del volumen de la pieza. Los aceros en su mayoría son producidos mediante colada continua y procesos posteriores de forja, laminación en caliente y/o frío. En este tipo de procesos los patrones de segregación formados durante la etapa de solidificación se ven atenuados por las altas temperaturas y deformaciones, generando una composición química más homogénea. Por otro lado, cuando se tienen piezas fabricadas por medio de fusión y colada en moldes para obtener piezas con geometrías complejas, difícilmente procesables por procesos que impliquen laminación o forja, por la

naturaleza del proceso se presenta microsegregación, lo cual influye notablemente en la cinéticas de transformación en estado sólido del acero [2].

### 1) *Macrosegregación y Microsegregación*

La macrosegregación es una consecuencia de la redistribución de los solutos y se ve afectada por el flujo de fluidos y el transporte de los fragmentos sólidos dentro y fuera de la zona blanda durante los procesos de solidificación [3]. El resultado es la existencia de una distribución no homogénea de los elementos de aleación a nivel macroscópico, es decir, a escala milimétrica. Esta macrosegregación provoca importantes variaciones de las propiedades físicas y mecánicas de las piezas de acero fundido, degradando sus posibles aplicaciones. La microsegregación, por su parte, es el resultado de la división de los solutos entre las fases sólida y líquida, a escala dendrítica (micrométrica), durante el proceso de solidificación. El nivel de microsegregación de cada elemento químico depende principalmente de la naturaleza química y la concentración de cada elemento de aleación, la fracción solidificada y la temperatura de solidificación [4], [5].

Además, las variaciones en las velocidades de solidificación debidas a los cambios en el tamaño de la pieza fundida, pueden promover diferentes patrones de microsegregación [6]. Se ha observado que la microsegregación puede promover la precipitación de fases indeseables, como carburos, y afectar la cinética de las transformaciones en estado sólido durante los tratamientos térmicos subsiguientes. Así pues, esta microsegregación puede inducir inhomogeneidades microestructurales entre diferentes áreas de las piezas fundidas, las cuales pueden deteriorar las propiedades mecánicas y de uso, como la resistencia al desgaste [4], [7].

Como se ha mencionado la segregación se ve altamente influenciada por el tipo de aleantes y la cantidad presente en el acero, los niveles de segregación aumentan a medida que el coeficiente de partición de cada elemento aumenta (composiciones en la interfaz sólido-líquido) mientras que el coeficiente de difusión disminuye como se muestra en la Fig. 1. Los coeficientes de difusión de los elementos en estado sólido usualmente son más bajos en la fase austenítica que en la ferrítica, por lo tanto, cuando se tienen contenidos altos de

carbono, se tiene mayor cantidad de austenita estabilizada a temperatura ambiente, generando mayor microsegregación en el material [8].

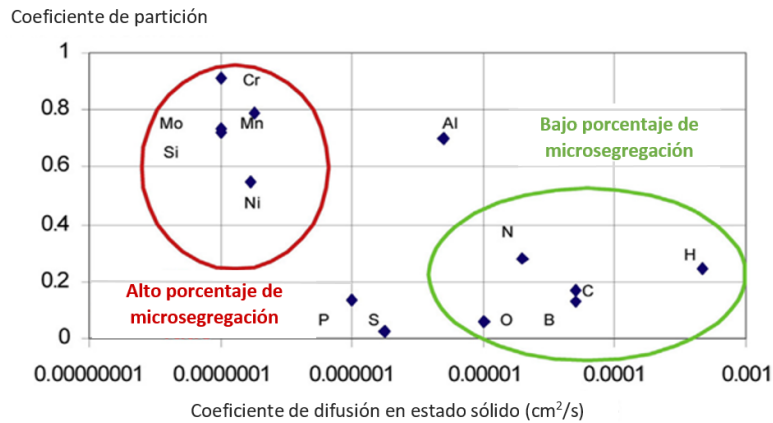


Fig. 1. Información del comportamiento de la microsegregación en diferentes elementos dependiendo del coeficiente de partición y el coeficiente de difusión en estado sólido [8].

Más allá de la influencia de la composición química en la macro y micro segregación del acero, también existe una influencia del proceso de fabricación utilizado y la forma en que se desarrolla. En el método de fundición influyen aspectos como el tipo de horno (horno de inducción o de arco eléctrico), el tipo de fundición (lingote o colada continua), la forma y tamaño de la pieza (productos con geometrías sencillas o complejas) [8]. En general interfieren procesos relacionados directamente con la solidificación y extracción de calor de la pieza; velocidades de enfriamiento y gradientes de temperatura entre el líquido y el molde [2], [8]. En referencia a los trabajos que se encuentran en la literatura sobre aceros AHSS, en su mayoría, la ruta de procesamiento involucra un proceso de homogeneización o conformación en caliente (laminación). Aquí vale la pena resaltar, que, en función de la ruta de procesamiento, mecánica o térmica, que registre el acero, se pueden presentar implicaciones a nivel estructural, los cuales en procesos posteriores (ej. tratamientos térmicos) pueden alterar las cinéticas de transformación. Por ejemplo, en los aceros laminados en caliente, las altas temperaturas implicadas en el proceso y las altas deformaciones propias de la etapa de conformado, provocan la desaparición o reacomodación de los patrones de segregación generados durante la fundición y posterior solidificación, dando lugar a materiales más homogéneos microestructuralmente a lo largo

del volumen de la pieza [8]. El calentamiento y la deformación constante en el proceso de laminación, presenta un impacto directo en la difusión del carbono y otros aleantes generando una mejor distribución. Un aspecto importante, es la dependencia de la severidad de las condiciones del proceso, sobre los niveles de segregación, como se logra apreciar en la Fig. 2, donde a medida que aumenta la severidad de la deformación e incrementa la temperatura de trabajo, se va dando una mejor distribución de los elementos, por ende, se tiene una estructura más homogénea [9]. Por otro lado, si los procesos no son tan severos se generarán patrones de segregación en forma de bandas longitudinales, de diferentes componentes microestructurales paralelas a la dirección de la laminación, las cuales también van a depender en gran medida de la manera como se enfríe el acero [8]. En el caso de los aceros sometidos a tratamientos de homogeneización, las altas temperaturas y tiempos de sostenimiento, posibilitan que los patrones de segregación formados en el proceso de colada se minimicen, generando un material con mayor grado de homogeneidad química [2], [8]. En el caso de los aceros fundidos, al no tener un proceso posterior de deformación o tratamientos termomecánicos, como en las dos condiciones mencionadas anteriormente, se tiene una mayor heterogeneidad química, a causa de su estructura de solidificación dendrítica, la cual presenta altas tasas de segregación, estas heterogeneidades conllevan a que el acero fundido presente anisotropía en sus propiedades a tensión y fractura [10].

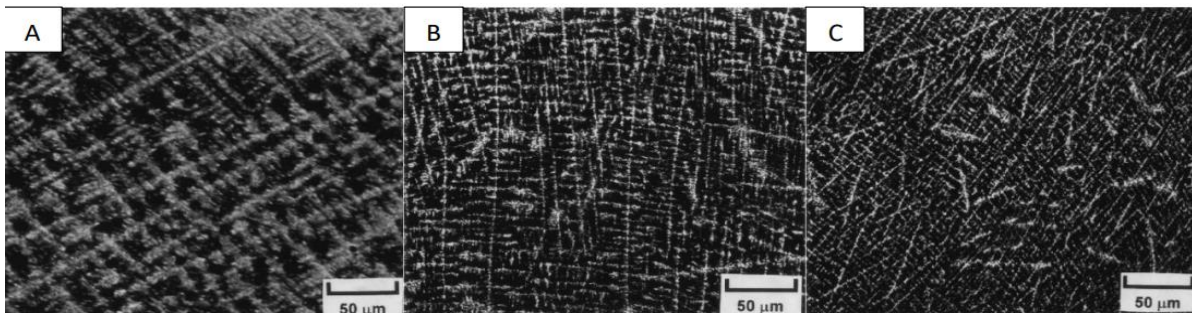


Fig. 2. Microsegregación en función del laminado en caliente [31].

Las investigaciones en este apartado, se han centrado en determinar la influencia de la microsegregación de los elementos de aleación sobre las fases obtenidas mediante tratamientos térmicos. La estructura dendrítica de un acero fundido alto carbono-silicio presenta dos zonas bien marcadas, como se muestra en la Fig. 3, una correspondiente a las

primeras zonas en solidificar (FTF, por sus siglas en inglés), zona de color café que se caracteriza por presentar mayor concentración de aleantes y una segunda zona referente a las últimas zonas en solidificar (LTF, por sus siglas en inglés), de color azul claro que se caracteriza por tener menor cantidad de aleantes.. En cuanto a la influencia de las zonas FTF y LTF sobre las fases resultantes del tratamiento térmico de austemperado y temple, se ha observado en las zonas interdendríticas, la presencia de alto contenido de Mn, el cual contribuye a retrasar la transformación bainítica, mientras que en las zonas dendríticas, donde hay menor concentración de aleantes, la bainita se nuclea y crece con mayor rapidez [10].

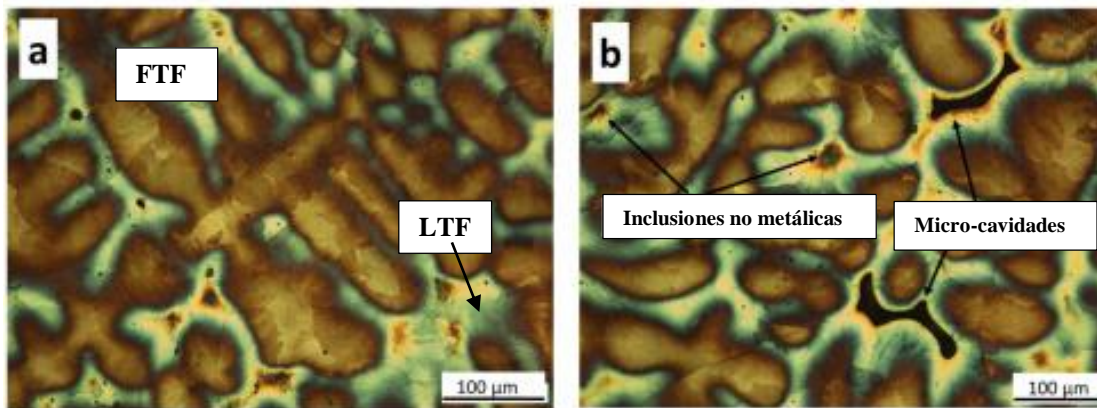


Fig. 3. Identificación de zonas LTF y FTF para un acero bainítico libre de carburos [6].

Como se explicó anteriormente, la ruta de procesamiento a utilizar para la fabricación del acero tiene una alta influencia sobre los procesos de macro y microsegregación en el acero. A continuación, se realiza una breve descripción de los métodos de conformado que se utilizarán para fabricar el material de estudio (acero alto carbono- alto silicio) en el presente trabajo, dando una breve introducción y exponiendo las principales características de cada proceso.

## 2) Aceros fundidos

La técnica de fundición es uno de los métodos más antiguos de fabricación de metales. Consiste en fundir el metal o aleación para posteriormente vaciarlo en un molde donde adquirirá la geometría y dimensiones de este, justo después del proceso de solidificación. Generalmente los aceros se funden en hornos de inducción o de arco eléctrico y se depositan

en moldes de arena, fabricados por el mezclado con diferentes tipos de resinas [2]. Fabricar acero por medio de fundición no resulta un proceso tan sencillo, ya que la alta temperatura de fusión del metal trae consigo problemas como la corrosión de hornos y moldes, oxidación del metal en la superficie y solubilización de gases, aspectos que afectan la calidad final de la pieza fundida. A pesar de las dificultades planteadas hasta el momento, la producción de acero fundido presenta ciertas ventajas, como la creación de geometrías complejas, la fabricación de piezas de gran tamaño, flexibilidad de producción tanto en serie como en pocas unidades y la obtención de partes terminadas o semiterminadas, ideales para varios sectores de la industria como la minera, petrolera y automotriz. Gracias a estas ventajas, se han desarrollado avances tecnológicos para mejorar las técnicas en todos los subprocesos de obtención de piezas coladas, desde el tratamiento del metal base, hasta la creación de software que permiten diseñar moldes, sistemas de alimentación y simular procesos de solidificación, logrando reducir los defectos en la pieza asociados al proceso [2].

Sin embargo, aun con todas las ventajas que trae procesar acero mediante técnicas de fundición, no es el método dominante en el mercado, actualmente el 75% del acero comercializado en la industria es el acero conformado, fabricado mediante procesos de colada continua y un posterior conformado mecánico como laminado o forja, en frío o caliente dependiendo del material [12].

### *3) Aceros conformados- deformación termomecánica*

La laminación en caliente se considera uno de los procesos más importantes en la fabricación de productos de geometrías sencillas como placas, varillas o láminas. El proceso consiste en llevar el material justo después de ser colado a una temperatura por encima de la temperatura de austenización, entre 900-1200°C, en la cual se da un aumento de la conformabilidad y la reducción de tensiones internas. A estas temperaturas, el acero es sometido a deformación plástica por medio de pasos sucesivos en uno o más pares de rodillos, encargados de reducir el área transversal de la pieza y generar un espesor uniforme [13].

Durante el laminado en caliente, la microestructura y las propiedades mecánicas del material cambian, estos cambios están determinadas por condiciones como la composición química del material, el porcentaje de reducción al realizar la laminación, el espesor de las bandas, la velocidad de las bandas y la transferencia de calor del material. Durante el proceso de laminado en caliente se producen ciertos cambios en la microestructura como se muestra en la Fig. 4, donde los granos austeníticos comienzan a deformarse al entrar a los rodillos y dan lugar a una recrystalización, mientras están bajo la acción de los rodillos se presenta recrystalización dinámica y en el paso entre rodillo y rodillo se va dando una recrystalización estática. La recrystalización implica la nucleación de nuevos granos, en los límites de granos y cuando se da en la fase estática, el tamaño de grano tiende a ser más fino, lo que proporciona al acero un mejor comportamiento bajo tensión [13]. Aparte de esto, las dendritas y las inclusiones se reorientan en el sentido de laminación, dando origen al bandeado y generando un aumento en la ductilidad final en la dirección de laminación.

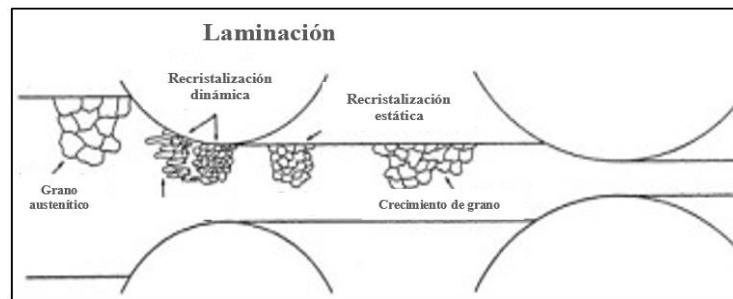


Fig. 4. Diagrama esquemático de los cambios microestructurales que se producen durante el laminado en caliente [13].

#### 4) Aceros homogeneizados

El tratamiento de homogeneización es un tipo de recocido utilizado principalmente en piezas de acero moldeado, las cuales después de la etapa de solidificación presentan una composición química heterogénea a lo largo del volumen de la pieza debido a los procesos naturales de segregación. La homogeneización consiste en someter el acero a temperaturas que se encuentran dentro del campo austenítico (entre 1050- 1200°C) y un tiempo que puede variar entre 2 y 48 horas aproximadamente, esto dependiendo de la composición química del

material. A estas condiciones los elementos de aleación adquieren mayor movilidad causada por un aumento en las tasas de difusión, lo que permite obtener una disminución en la segregación de la pieza y por ende una matriz metálica más homogénea [2], [14].

El proceso de homogenización implica la difusión de átomos, los cuales se desplazan en dos sentidos, desde el núcleo a la superficie de las dendritas y desde las dendritas hacia el núcleo. El proceso de difusión es activado por temperatura y aumenta exponencialmente al elevarla. Por lo tanto, cuanto mayor sea la temperatura en el tratamiento mayor será el grado de homogenización de la estructura homogeneizada. La difusividad de los átomos varía de una aleación a otra, por lo cual, el tiempo y la temperatura requeridos para la homogeneización cambiará según el tipo de aleación, el grado de segregación y el tamaño de grano de la pieza fundida [9].

#### *B. Tratamientos térmicos a baja temperatura*

En los últimos años el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), se ha enfocado en el mejoramiento de la relación resistencia- ductilidad-tenacidad. El desarrollo de estos aceros radica tanto en la adición de cierto tipo de aleantes, Si, Al o Mn, como en la aplicación de diferentes tratamientos térmicos a bajas temperaturas, procesos donde se generan estructuras multifásicas (compuestas por ferrita, martensita, ferrita bainítica y  $\gamma_{ret}$ , cuya fracción dependerá de la aplicación final del acero) que proporcionan propiedades mecánicas adecuadas en función de las necesidades finales del material [3], [11]. Dentro de los aceros más prometedores en esta generación están los tratados térmicamente mediante Q&P. Durante la aplicación de este ciclo térmico se favorece la formación de una microestructura martensítica que brinda la resistencia que requiere el acero y una fracción de  $\gamma_{ret}$  distribuida entre los listones de martensita lo cual proporciona ductilidad, resistencia al impacto y una deformación elevada. Factores como la composición química y las temperaturas utilizadas en el tratamiento, pueden influir en las transformaciones de fase, dando lugar a que no solo se forme martensita si no otras fases como la bainita, que en proporciones adecuadas puede brindar al acero una excelente combinación de propiedades mecánicas [5]. Por otro lado, y siendo igual de prometedores, están los aceros bainíticos libres



de carburos (CFB, por sus siglas en inglés) procesados por el método de austemperado, que con una estructura compuesta por bainita libre de carburos y  $\gamma_{ret}$  (ambas fases pueden lograr la escala nanométrica, en función de la temperatura del tratamiento y la composición del acero), permiten al acero tener un comportamiento muy similar a los aceros de alto desempeño como los maraging, pero con una disminución significativa en el precio Fig. 5, esto gracias a la disminución en la cantidad de aleantes de alto costo como el molibdeno, níquel o cobre [2].

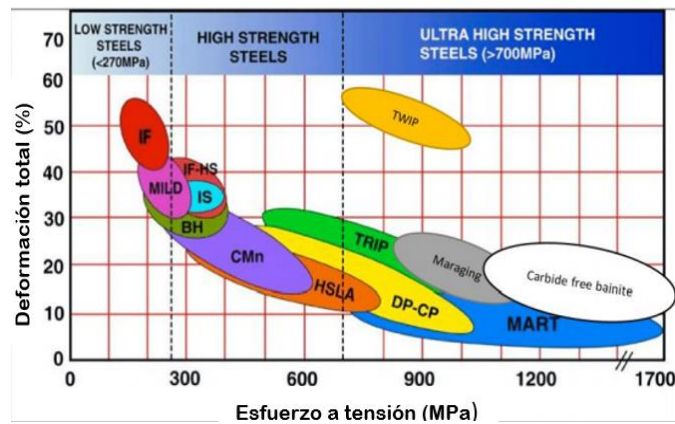


Fig. 5. Propiedades mecánicas típicas de diferentes tipos de acero [2].

### 1) Tratamiento térmico de Q&P

El Q&P es una ruta de tratamiento isotérmico propuesta para producir la tercera generación de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) para el sector automotriz [15]. El ciclo Q&P consiste en generar una austenización total seguida de un enfriamiento interrumpido a una temperatura - más baja que la temperatura de inicio de formación martensítica ( $M_s$ ), pero más alta que la temperatura de finalización de transformación martensítica ( $M_f$ ) – que garantice alcanzar una transformación martensítica parcial (QT). Este enfriamiento es seguido por un sostenimiento isotérmico en una temperatura llamada temperatura de partición (PT) [15]. Durante este segundo paso, se ha demostrado que el carbono puede difundirse desde la martensita hasta la austenita no transformada. Matas y Hehemann demostraron que el revenido de la martensita conduce a una austenita enriquecida

con carbono [16]. En aceros comunes, este proceso se inhibe en gran medida por la precipitación de carburos (revenido). Una elección adecuada de los elementos de aleación (Si, Al) y de las temperaturas de PT permite reducir la precipitación de carburo de transición, e incluso de cementita. Como resultado, la austenita puede ser significativamente enriquecida en carbono y por lo tanto estabilizada a temperatura ambiente. Este es el llamado proceso de partición [16]. El ciclo termina con una secuencia de enfriamiento, durante la cual una cierta cantidad de martensita fresca puede formarse de nuevo. Un ciclo típico de Q&P se caracteriza principalmente por su QT y su PT, como se muestra en la Fig. 6.

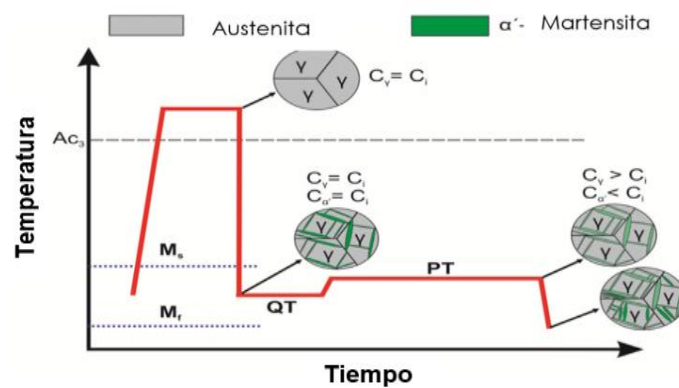


Fig. 6. Esquema típico de tiempo-temperatura para producir Quenching & Partitioning (Q&P) [17].

Gran parte del desarrollo de los tratamientos Q&P se ha centrado en el sector automotriz y gracias a esto, otros sectores industriales en cooperación con la academia, han fijado parte de su investigación y desarrollo a este tipo de tratamientos, donde el principal objetivo es buscar aceros de ultra alta resistencia combinado con una buena ductilidad o tenacidad [3], [18]. Por ser la  $\gamma_{ret}$  la fase responsable de darle ese carácter dúctil, el cual se pierde en los aceros comunes con alto contenido de carbono, se vuelve fundamental en un proceso Q&P tener control de algunos parámetros como, la cantidad de  $\gamma_{ret}$ , su tamaño, forma, tipo de distribución y contenido de carbono, ya que esto influirá en el comportamiento mecánico final del acero. Todavía no se tiene total claridad acerca de los aspectos que intervienen en la formación de la  $\gamma_{ret}$  y de qué manera lo hacen, inclusive todavía se discrepa en cómo funcionan los mecanismos de transformación en los procesos de Q&P [11]. Existen muchos factores que afectan la estabilidad de la  $\gamma_{ret}$ , como lo son las temperaturas de

austenización, tamaño de grano, defectos en su microestructura, composición química, condiciones del tratamiento como temperaturas y tiempos del proceso [3], [11] . Igualmente, la morfología de la  $\gamma_{\text{ret}}$  regula el comportamiento bajo deformación en el acero Q&P, donde la austenita en forma de bloque resulta menos estable (se deforman más fácil bajo carga), que la austenita con morfología tipo listón o lámina,

En los aceros AHSS no solo la  $\gamma_{\text{ret}}$  es importante, también son importantes otras fases como la martensita, encargada de proporcionar dureza al acero. En un proceso Q&P existen dos tipos de martensita, la martensita primaria formada en el primer temple que al estar sometida a un proceso de revenido en el ciclo PT, experimenta una reducción de dureza y un aumento en la tenacidad, esto debido a la liberación de tensiones propias de la martensita y al proceso de migración del carbono hacia la austenita o por acción del alojamiento del carbono en defectos intersticiales (atmósferas de Cottrell). En segunda instancia tenemos la martensita secundaria, la cual se origina del enfriamiento posterior al ciclo de PT, última etapa del proceso. La cual se forma a partir de la transformación de  $\gamma_{\text{ret}}$  que no logra estabilizarse por la poca presencia de carbono, pero que al convertirse en martensita cuenta con una cantidad de carbono superior a la martensita primaria [18].

## 2) Transformación bainítica – Austemperado

Este tipo de tratamiento térmico es usualmente utilizado para obtener bainita mediante ciclos de transformación isotérmica. Consiste en someter una pieza de acero a un ciclo inicial de austenización, seguido de un sostenimiento isotérmico a una temperatura que se encuentre entre la temperatura de inicio de formación de la martensita ( $M_s$ ) y de inicio de la transformación bainítica ( $B_s$ ), favoreciendo de esta manera, la formación de estructuras bainíticas [19]. Típicamente, los baños de sales se emplean como sistema de enfriamiento para el sostenimiento isotérmico. El enfriamiento final se suele realizar en agua o en aire, como se muestra en la Fig. 7. Se debe tener un medio de enfriamiento adecuado que sea cercano a la velocidad crítica de temple. Con el fin de disminuir grietas y tensiones generadas por la diferencia en temperatura entre la superficie y el centro de la pieza y así eliminar la

necesidad de operaciones adicionales como: rectificado para corrección de distorsiones asociados con las partes templadas y ciclos de revenido para disminuir tensiones residuales [14].

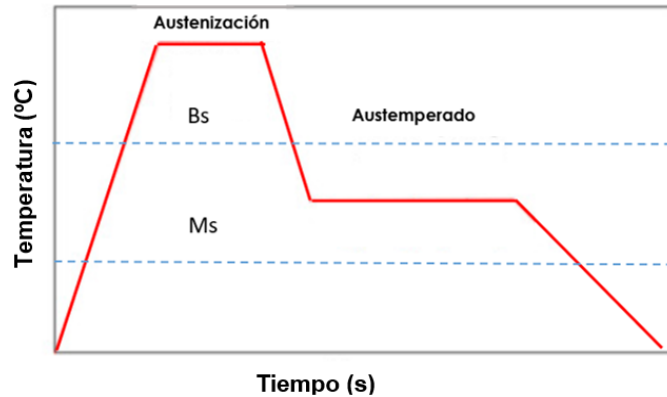


Fig. 7. Esquema típico de tiempo-temperatura para un tratamiento térmico de austemperado.

Adaptado de [2].

La microestructura bainítica final consiste en placas de ferrita bainítica, separadas por regiones de  $\gamma_{ret}$  con (o sin) carburos precipitados. Los agregados de placas que comparten orientaciones cristalográficas comunes se designan como "plumas", mientras que las placas individuales se denominan subunidades [20]. Dependiendo de la composición química del acero y de la temperatura de transformación, la bainita puede ser denominada bainita superior o bainita inferior. La bainita superior (Fig. 8 (a)) se forma a temperaturas altas ( $\sim 350^{\circ}\text{C}$ ) y comprende una serie de listones paralelos de ferrita, separados por capas de carburo continuas o semicontinuas o matrices de partículas de carburo [20]. La bainita inferior (Fig. 8 (b)) se forma a temperaturas más bajas que la bainita superior ( $\sim 250^{\circ}\text{C}$ ), en las que la ferrita toma la forma de listones o placas y contiene una distribución intra-ferrítica de partículas de carburo (generalmente en un ángulo aproximado de  $55\text{--}60^{\circ}$  respecto al eje largo de la ferrita). Cuando el acero contiene algunos elementos inhibidores de carburo, como el silicio y el aluminio, la microestructura resultante se conoce como bainita libre de carburos, que es una mezcla de ferrita bainítica y austenita enriquecida con carbono Fig. 8 (c) [20].

De acuerdo con Morales-Rivas et al. [20]. Los aceros bainíticos libres de carburos exhiben las mejores combinaciones resistencia/tenacidad ( $2\text{ GPa}/30\text{ MPam}^{1/2}$ ) entre los aceros bainíticos. La microestructura consta principalmente de dos fases: ferrita bainítica y

$\gamma_{ret}$  enriquecida con carbono, como se mencionó anteriormente. El rango típico de composición química de los aceros bainíticos libres de carburo es (0.6-1.0) C - (1.5-2.0) Si - (0.7-2.0) Mn - (0.4-1.7) Cr (% masa), garantiza tanto la templabilidad necesaria para evitar cualquier transformación indeseable en ferrita o perlita, como la posibilidad de obtener transformación en bainita a bajas temperaturas de transformación y lograr mejores prestaciones mecánicas.

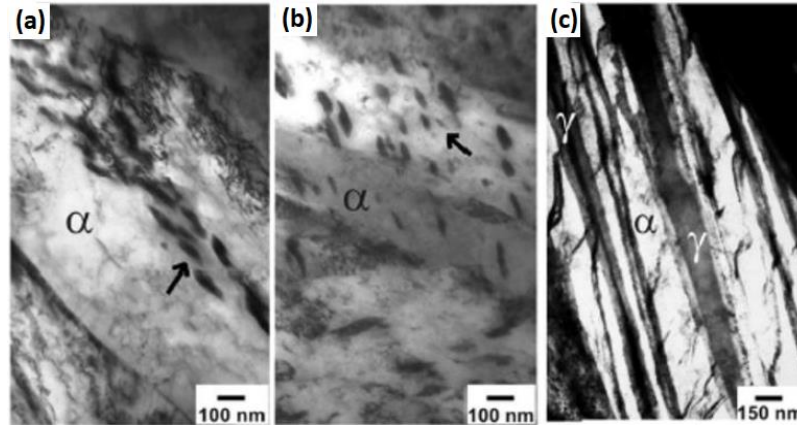


Fig. 8. Imágenes TEM en campo luminoso de (a) bainita superior obtenida a 500°C durante 1800s, acero AC-BS; (b) bainita inferior obtenida a 375°C durante 1800s, acero MC-BS; (c) microestructura bainítica obtenida a 250°C durante 30h, acero AC-AS. Dónde: MC (Medio carbono) = 0.30% de C, AC (alto carbono) = 0.98% de C, BS (bajo silicio) = 0.25% de Si y AS (alto silicio) = 1.47% de Si (% masa) [20].

Según Bhadeshia la presencia de carburos en aceros bainíticos es la causa por la cual este tipo de aceros no han tenido un gran nivel de aplicabilidad industrial. En estas estructuras usualmente los carburos son de gran tamaño, lo que fragiliza el material disminuyendo las propiedades mecánicas, al ser comparados con aceros templados y revenidos. La precipitación de carburos surgen por la sobresaturación de carbono en la  $\gamma_{ret}$ , para microestructuras de bainita superior, donde la formación de cementita reduce significativamente la concentración de carbono en la austenita dejándola inestable y permitiendo la formación de nuevas subunidades de ferrita [2].

Antes de su aplicación en los aceros bainíticos, el silicio era conocido como retardador de la formación de cementita durante el revenido de la martensita. La principal explicación de este comportamiento es su baja solubilidad en la cementita. La cementita crece mediante un mecanismo de paraequilibrio y el silicio queda atrapado en el frente de transformación de

la red de cementita. Esto provoca un pico de concentración en los primeros estados de transformación que produce un aumento local de la actividad del carbono. Como consecuencia, el flujo de carbono es reducido y se inhibe el desarrollo del embrión de cementita [19].

## IV. METODOLOGÍA

### A. Revisión bibliográfica

La revisión bibliográfica se realizó antes y durante toda la fase experimental, con el fin de tener bases sólidas para el desarrollo del trabajo y estar a la vanguardia de las últimas publicaciones referentes al tema. Se hizo uso de los recursos bibliográficos de la Universidad de Antioquia, con los cuales se constituyó la base teórica del proyecto, partiendo de libros y revistas científicas relacionadas con tratamientos térmicos y transformaciones de fase en estado sólido en aceros.

### B. Material de partida

El material de estudio 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. Para ello, se utilizó como material de partida acero AISI 1020 y el ajuste de los elementos de aleación se llevó a cabo con ferroaleaciones y grafito. Se realizó 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. Asimismo, se hizo el registro de la temperatura con una termocupla tipo S acoplada a un pirómetro de inmersión marca ITALTERM referencia INDICMAX 2000II, lo cual proporcionó la temperatura de colada (1547°C) en la fundición realizada. El acero colado fue vaciado en moldes fabricados vía utilización del sistema silicato/CO<sub>2</sub>, comúnmente utilizados en fundiciones de hierro y aceros debido a la buena relación resistencia-dureza que suelen ofrecer. [21], [22]. La composición química obtenida del proceso de colada se presenta en la TABLA I.

TABLA I.  
Composición química del acero alto carbono-alto silicio.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
%P/P	0,732	1,829	0,621	0,025	0,020	1,334	0,0083	0,037	0,101

Una vez fundido el material, con el fin de poder evaluar el efecto de la estructura 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 de partida: (1) deformación en caliente y (2) homogeneización.

### *1) Deformación en caliente*

El proceso de deformación en caliente se realizó al material colado en dos pasos, un proceso inicial de forja, con el fin de disminuir el 30 % del espesor del lingote (espesor inicial del lingote 20 mm). El proceso de forja se efectuó calentando el lingote en un horno eléctrico a una temperatura de 1070°C, al estabilizarse en esta temperatura, se realizó un periodo de sostenimiento de 20 min para generar la homogeneización de la estructura, paso seguido se retiró la muestra del horno y se procedió a reducir el espesor con ayuda de una fuerza mecánica en compresión, mediante el golpe controlado con una almádana. El proceso de calentamiento y deformación se repitió aproximadamente cuatro veces hasta obtener el espesor ideal, que permitiera la utilización de la laminadora. El segundo paso fue una laminación en caliente que se realizó calentando en horno eléctrico a 1070°C, con el mismo tiempo de permanencia utilizado durante el proceso de forja, 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 aproximadamente cinco veces hasta obtener un espesor de 9 mm, lo que representa una deformación total del 64 % (sumando proceso de forja y laminación). Vale la pena destacar que una vez terminado el proceso de deformación la muestra se dejó enfriar dentro de la mufla que estaba a 1070°C hasta llegar a temperatura ambiente.

### *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 Argón. 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.

### C. Dilatometría

Con el fin de establecer 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 [23],[24]. En dichos trabajos se utilizó un acero con idéntica composición química y en estado de partida homogenizado. Los ensayos dilatométricos se llevaron a cabo en muestras cilíndricas de 4 mm de diámetro por 10 mm de longitud, en un dilatómetro de alta resolución BHR 805A. Las muestras fueron austenizadas, templadas y/o transformadas isotérmicamente a diferentes temperaturas. El sistema de calentamiento se basa en una bobina de inducción y el enfriamiento a través de soplado con helio. La prueba se realizó utilizando un módulo específico, equipado con varillas de empuje de sílice fundida para medir los cambios longitudinales durante las diferentes etapas de los tratamientos térmicos. A partir de las curvas dilatométricas se determinó la temperatura crítica superior de austenización ( $A_{c3}$ ), utilizando la metodología de C. de Andrés et al. [25], y la temperatura de inicio de la martensita  $M_s$ , bajo la metodología desarrollada por Sourmail [26] et al. Además, se utilizaron la curva de transformación bainítica a 300°C, con el fin de establecer los tiempos óptimos de proceso, con miras a utilizar estas condiciones para el ciclo térmico de austemperado. En la TABLA II y TABLA III, se recopilan las condiciones bajo las cuales se corrieron los ensayos dilatométricos para los tratamientos térmicos de baja temperatura.

TABLA II  
CONDICIONES DE ENSAYO PARA DETERMINAR TEMPERATURAS CRÍTICAS.

HR (°C/s)	$T_\gamma$ (°C)	$t_\gamma$ (min)	CR (°C/s)
0,18	1000	10	100

Nota: Donde HR: velocidad de calentamiento,  $T_\gamma$ : temperatura de austenización,  $t_\gamma$ : tiempo de austenización, CR: velocidad de enfriamiento.

TABLA III  
CONDICIONES PARA ENSAYOS DE AUSTEMPERADO

HR (°C/s)	$T_\gamma$ (°C)	$t_\gamma$ (min)	$CR_{iso}$ (°C/s)	$T_{iso}$ (°C)
0,18	900	15	35	300

#### D. Tratamientos térmicos

Los tratamientos de austemperado y Q&P se realizaron para las tres estructuras de partida. Las condiciones del proceso son descritas en la Fig. 9 (a), (b). En los dos tratamientos se utilizó una tasa de calentamiento de  $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ . El ciclo de austenización se realizó en vacío para evitar la descarburación del acero. Para el sostenimiento isotérmico y de los ciclos QT y PT se utilizaron sales de nitrito de sodio y nitrato de potasio en relación 1/1, las cuales se estabilizaron a la temperatura determinada en cada tratamiento, durante todo el tratamiento, durante todo el tratamiento se dio la supervisión de la temperatura de las sales por medio de una termocupla, con el fin de garantizar que estuvieran en el valor deseado. Al finalizar cada tratamiento las muestras fueron enfriadas en agua.

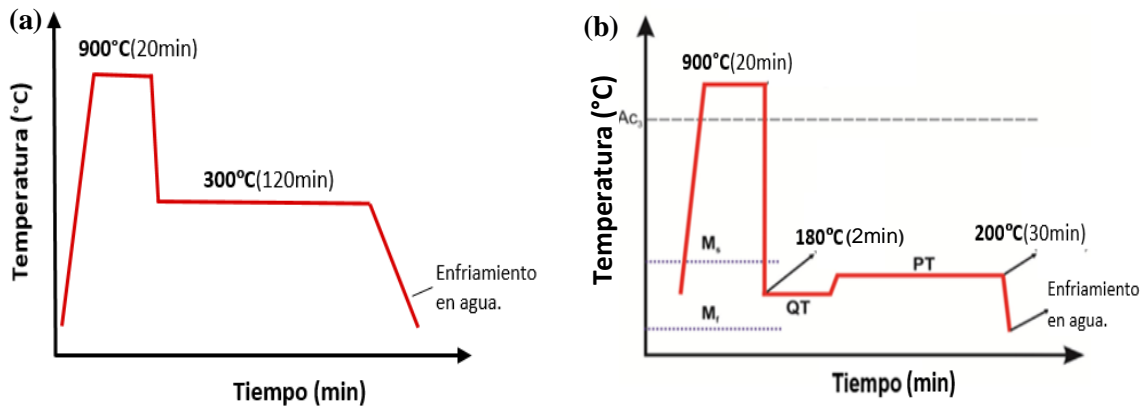


Fig. 9. Condiciones de proceso para el tratamiento térmico de austemperado. (a) Tratamiento de austemperado. (b) Tratamiento de Q&P

#### E. Caracterización microestructural.

##### 1) Preparación metalográfica

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 [27]. El primer paso fue montar las muestras en baquelita, luego se desbastaron y pulieron en lijas de tamaño de grano ASTM 180, 240, 320, 400, 800 y 1200 y pulido en paño con alúmina de  $1\ \mu\text{m}$  y  $0,3\ \mu\text{m}$ . Finalmente,

las muestras fueron atacadas con dos tipos de reactivos. El primero fue Nital al 2%: mezcla de ácido nítrico de grado analítico con metanol, (3,07ml de ácido nítrico, al 65%, aforando a 100ml con metanol al 95%) el ataque químico se realizó por inmersión durante 5 segundos, y posterior lavado y secado de la pieza. Para las muestras llevadas a MEB fue necesario atacar las muestras durante algunos segundos extra, tiempo necesario para revelar la subestructura interna de la estructura martensítica y permitir así su reconocimiento inequívoco. El segundo reactivo utilizado fue el Motz, también llamado reactivo a color, compuesto por 10g de hidróxido de sodio, 40g de hidróxido de potasio, 10g de ácido pícrico los cuales se mezclaron con 50 ml de agua destilada. La solución anterior se llevó a una plancha de calentamiento y se sumergió en un baño de aceite, con el fin de monitorear la temperatura real del reactivo, se agitó constantemente hasta notar una homogeneidad en la solución y cuando el termómetro marco la temperatura de 100°C se realizó la inmersión de la muestra por 150 segundos, con un posterior lavado y secado de la muestra. Debido a que el reactivo Motz revela la segregación química del material en especial la segregación del Si y actúa dependiendo de la composición química y del tamaño de la muestra [2], [6] para las muestras tratadas con los tratamientos térmicos de Q&P y austemperado fue necesario atacarlas por un tiempo más prolongado (240 segundos), para lograr obtener un grabado significativo del material.

## *2) Microscopía óptica (MO)*

Las micrografías ópticas fueron tomadas en un microscopio óptico de marca NIKON MA 100, con aumentos desde 50X hasta 1000X, con observación de campo claro. Las micrografías fueron tomadas en las estructuras de partida y después de llevar a cabo los tratamientos térmicos de austemperado y Q&P.

## *3) Microscopía electrónica de barrido (MEB)*

El análisis de las micrografías MEB se realizó a las muestras tratadas térmicamente por austemperado y Q&P entre 5000 y 10000 aumentos, por medio de un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-6490LV, haciendo uso de la técnica de electrones secundarios. Las muestras analizadas, fueron preparadas y atacadas como se indicó

previamente. Vale la pena indicar que se realizó ultrasonido en metanol durante 15 minutos previo al ataque, con la finalidad de eliminar la presencia de residuos del proceso de pulido que pudieran alterar los resultados de caracterización. Las micrografías MEB tomadas a 10000 aumentos, sirvieron para determinar el espaciamiento dendrítico, valor que da idea de la segregación presente en el material, y se mide por medio del software ImageJ. Reportando así, el valor promedio de las mediciones entre cada dendrita secundaria del acero de partida. Por otro lado, también es posible medir el espesor de las placas bainítica y austenítica, parámetro importante para analizar la microestructura en los tratamientos térmicos llevado a cabo. Para cada condición de partida se utilizó la metodología descrita por García- Mateo et al. [25]. El proceso se basa en la medición de intercepciones lineales en las micrografías MEB, seguida de una corrección estereográfica aplicada a la intersección lineal media ( $L_T$ ).

$$t = 2 \frac{L_T^\alpha}{\pi} \quad \text{Ec. (1)}$$

$$E = \frac{\pm 2\sigma_L^\alpha}{\pi\sqrt{N}} \quad \text{Ec. (2)}$$

Donde E corresponde a la desviación estándar (95% de confianza),  $\sigma_L^\alpha$  representa la desviación estándar de las intersecciones y N el número de mediciones. Esta proyección estereográfica se aplica ya que se debe tener en cuenta que las placas de ferrita en su mayoría no son perpendiculares al plano de observación.

#### *F. Difracción de rayos x (DRX)*

Mediante esta técnica se buscaba determinar la fracción de  $\gamma_{\text{ret}}$  presente en el material y su respectivo contenido de carbono. Las muestras analizadas se eligieron en función de la caracterización por MO y MEB, se realizó la preparación de acuerdo con lo reportado en el ítem de preparación metalográfica, siguiendo el procedimiento de la norma ASTM E3, finalizando con ciclos de pulido y ataque, con el fin de eliminar los efectos producto del pulido (deformación). Para el ensayo se utilizó un equipo marca BRUKER DB Advance ECO (Modelo 2019). Se decidió utilizar un ángulo de  $2\theta$ , entre  $35^\circ$  y  $120^\circ$ , un paso de  $0,013^\circ$  y la

fuentes empleadas de cobre Cu (1.5406 Å). El tratamiento de los datos se realizó por medio del software X' PERT HIGH SCORE PLUS, programa que permite identificar la posición y el ancho de los picos de difracción para su posterior caracterización.

### *G. Ensayo de dureza*

Las mediciones de dureza Vickers se realizaron mediante una máquina HARTEPRUFE-SWISS MAX 300. Se realizaron al menos cinco medidas para cada muestra y se tomaron los valores medios. La carga utilizada fue de 30 kg. Igualmente se realizó la medida de la microdureza Vickers para las zonas que coloreaban diferente con el ataque Motz en cada muestra, bajo una carga de 100 gf. El equipo utilizado es de marca SHIMADZU HMV-G 20DT y para el ensayo se siguieron los parámetros establecidos por la norma ASTM E92-82 [28].

## V. RESULTADOS

### A. Estructura de partida as-cast

En la Fig. 10 se presenta la microestructura de fundición, la cual es característica de un acero eutectoide, con estructura completamente perlítica, esto era de esperarse, debido al contenido nominal en carbono que presenta la composición química (0.7 % C en peso), lo que sitúa a la aleación en el punto eutectoide del diagrama Fe-C. La estructura perlítica del acero colado presenta una estructura compuesta por láminas de ferrita y cementita, las cuales crecen a partir de los límites de grano austenítico (Fig. 10(b)) [29].

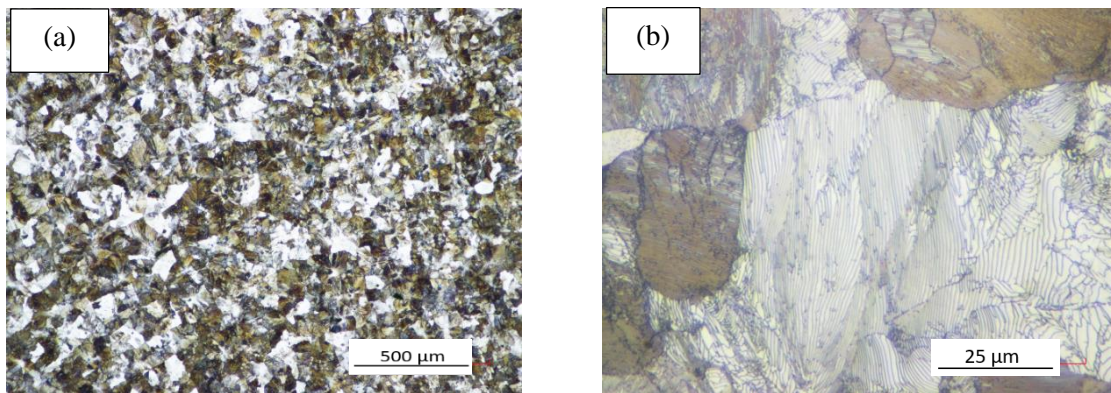


Fig. 10. Microestructura del acero alto C- alto Si, en estado as-cast. (a) Aumento a 100X. (b) Aumento a 100X.

De otro lado, en la Fig. 11 se pueden observar las características de la microestructura de solidificación, la cual muestra un carácter dendrítico. Gracias a la interacción 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, 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 (Fig. 11(a)). De otro lado en el centro de la pieza predominan las dendritas equiaxiales (Fig. 11(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 [29].

En función de las condiciones de solidificación cabe esperar que la estructura dendrítica favorezca un aumento en el tamaño de grano austenítico, consecuencia de las bajas ratas de solidificación alcanzadas [2], [6], lo que coincide con estudios realizados en trabajos previos [2], [30] donde reportan que para aceros alto carbono-alto silicio debido a la solidificación primaria se genera una estructura de solidificación gruesa. Aquí vale la pena resaltar que estructuras de grano grueso traen consigo un decaimiento de las propiedades mecánicas, lo cual es un punto a tener en cuenta en la respuesta estructural en el material objeto de estudio, una vez se apliquen los tratamientos térmicos a baja temperatura [2].

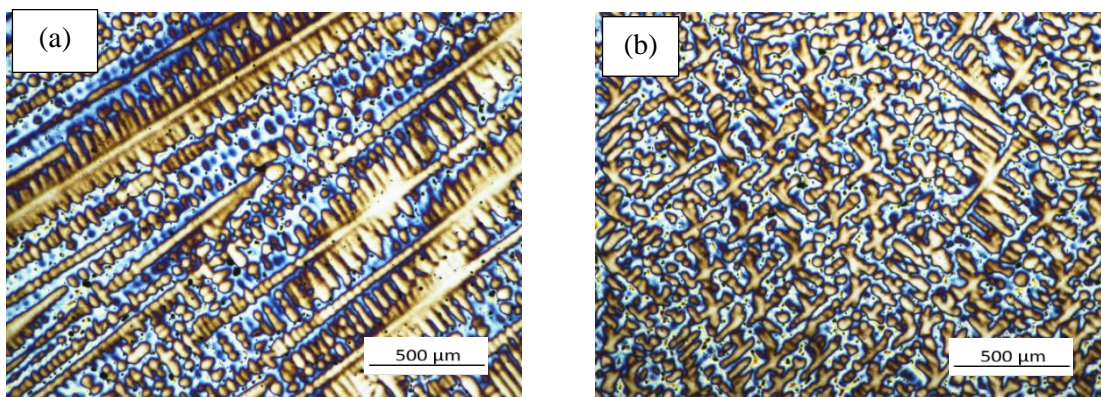


Fig. 11. Microestructura de solidificación para el acero alto C- alto Si: (a) Borde de la pieza fundida. (b) Centro de la pieza fundida.

Para los aceros fundidos resulta más apropiado tener la medida del espaciado dendrítico secundario que la medida del tamaño de grano [2], [6], [30] ya que este valor brinda una idea más clara de los patrones de microsegregación presentes en el material. 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 [2]. Los resultados obtenidos en la medición fueron divididos por zonas, de acuerdo con lo discutido previamente en los patrones de solidificación obtenidos. Las zonas centrales presentaron un mayor espaciado dendrítico secundario, mientras que las zonas ubicadas hacia los extremos presentaron un

menor espaciamento dendrítico, como se puede ver en la TABLA IV. Esto concuerda con estudios previos [2], [6], [30] los cuales aseguran que el espaciamento dendrítico secundario se ve influenciado por la velocidad de enfriamiento de la pieza, en los bordes la velocidad de enfriamiento será mayor, por lo tanto, el espaciamento menor, mientras que en el centro de la pieza la velocidad de enfriamiento será menor lo que producirá un espaciamento dendrítico mayor.

TABLA IV  
MEDIDA DEL ESPACIAMIENTO DENDRÍTICO SECUNDARIO

Zonas	Espaciamento dendrítico secundario ( $\mu\text{m}$ )
Bordes de la pieza	$44 \pm 22$
Centro de la pieza	$72 \pm 16$

Para revelar la estructura de solidificación mostrada en la Fig. 11, se utilizó el reactivo de Motz, como bien se estableció en el apartado metodológico. Cabe resaltar que el reactivo de Motz es ampliamente utilizado en fundiciones de hierro, para revelar las diferentes estructuras de solidificación, mientras que su uso en aceros alto carbono- alto silicio no es tan común y solo unos pocos investigadores lo han implementado [2], [6]. Uno de los usos principales que tiene el ataque Motz es revelar la microsegregación del silicio, por medio de coloración. Existen diversos factores que pueden modificar la coloración dada por este reactivo. Factores como la composición química del acero, el tiempo de ataque, el tamaño de la pieza, entre otros [2]. En función de estas características, para la presente investigación se lograron establecer unas condiciones de ataque, las cuales generan una coloración azul y marrón, este patrón, ha sido también identificado en investigaciones realizadas por Basso et al., [6]. Comparando la estructura de solidificación de dicho trabajo, se tiene que la zona azul hace referencia a la LTF (última zona en solidificar), según Basso et al., estas zonas son ricas en Si, Cr y Mn, mientras, que las zonas marrones hacen referencia a la FTF (primeras zonas en solidificar), regiones pobres en estos elementos de aleación. El ataque a color es generalmente más sensible al contenido de silicio que a otros elementos, por lo que las micrografías caracterizadas por esta técnica se correlacionan con las fluctuaciones producto de este elemento durante la solidificación del acero alto carbono- alto silicio. Esta microsegregación presente en las estructuras de partida, será un factor importante en el



análisis de la cinética y productos de transformación de fase, en los tratamientos térmicos a ejecutar [2].

### B. Estructura homogenizada y deformada en caliente

En la Fig. 12 se presentan las micrografías producto de aplicar diferentes ciclos mecánicos y térmicos sobre la estructura as-cast. Se puede observar que para ambas condiciones se tiene una microestructura perlítica. Con esto, las tres condiciones de partida deformación mecánica (forja + laminación en caliente), tratamiento de homogenización y as-cast poseen una microestructura perlita con las diferencias propias de cada proceso de conformado.

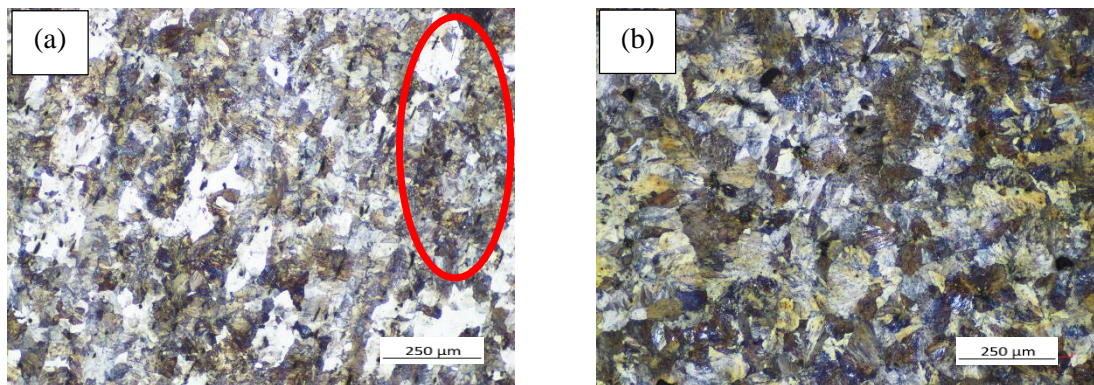


Fig. 12. Microestructura del acero alto carbono-alto silicio con diferentes condiciones de procesamiento sobre la estructura as-cast: (a) Deformado en caliente y (b) homogeneizado.

La principal diferencia en la microestructura del acero conformado en caliente versus el acero as-cast, radica en la deformación sufrida durante el proceso termomecánico, en este punto vale la pena recalcar que dicho proceso se dividió en dos etapas: primero se realizó un proceso de forja en caliente, con el cual se logró una deformación de ~20% (sobre el total de la deformación), paso seguido se realizó un proceso de laminación en caliente, el cual aportó el resto de la deformación, (para un total de 64%). Esta secuencia de procesamiento genera una deformación no uniforme del grano austenítico, lo cual presumiblemente tendrá un impacto importante sobre las microestructuras producto de 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 Fig. 12(a)). De otra parte, la condición que involucra el proceso de homogeneización en su ruta de procesamiento, presenta una microestructura de grano uniforme (~40um), además, de acuerdo a lo reportado por [23], [24], 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 en la cinética de transformación, en comparación con las otras estructuras de partida analizadas.

### C. Tratamientos térmicos

En la Fig. 13(a) se presenta la curva dilatométrica del acero objeto de estudio, en estado homogeneizado, la cual sirvió de punto de partida para establecer las temperaturas críticas de procesamiento ( $AC_1$ ,  $AC_3$ ,  $M_s$ ), siguiendo los protocolos establecidos en la parte metodológica. Los resultados de la prueba dilatométrica mostraron una contracción esperada durante el calentamiento, punto en el que se da inicio a la transformación austenítica ( $Ac_1$ ) y marca la finalización de esta transformación en la temperatura crítica superior ( $Ac_3$ ), lo cual sucede a una temperatura de 825°C. Con el fin de generar una austenización completa, previa a los tratamientos de transformación isotérmica a baja temperatura, se eligió una temperatura de austenización de 900°C y un tiempo de sostenimiento de 20 minutos, para todas las condiciones evaluadas [14].

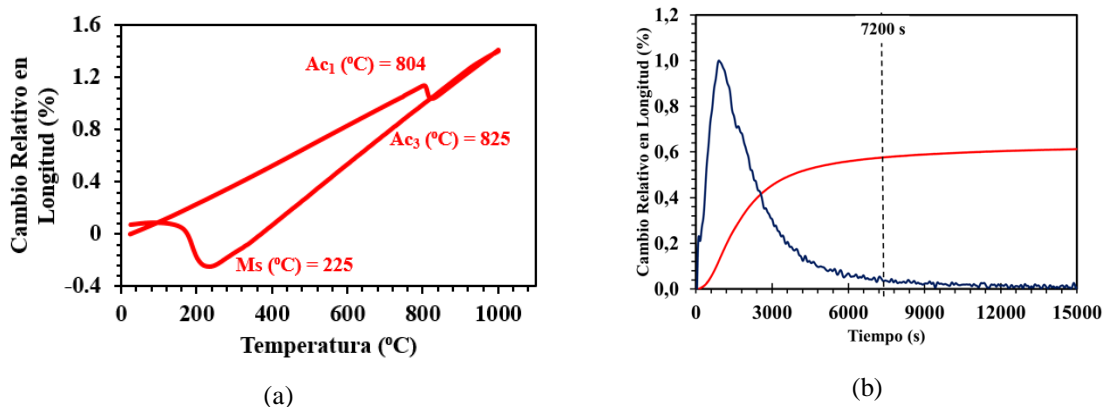


Fig. 13. Curvas dilatométricas (a) RCL vs Temperatura y (b) RCL vs Tiempo para transformación isotérmica a 300°C.

De otra parte, en la etapa de enfriamiento se identifica una expansión propia de la transformación martensítica ( $M_s$ ). Dicha temperatura tiene un valor de  $225^{\circ}\text{C}$ . Esta temperatura será el límite inferior para establecer la temperatura de transformación isotérmica para el tratamiento de austemperado, y también como margen superior de procesamiento para establecer la condición de QT durante el ciclo de Q&P. De acuerdo con la teoría de la transformación bainítica desarrollada por Bhadeshia, la cinética de transformación es más rápida a temperaturas más alejadas de  $M_s$ . Con el fin de generar tiempos razonables de transformación en la presente investigación, se eligió una temperatura de transformación de  $300^{\circ}\text{C}$ . En la Fig. 13(b) se presenta la curva que representa el cambio relativo en longitud (RCL) vs., tiempo, para la transformación isotérmica del acero en estado homogenizado a dicha condición. 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. [23], valor dado por la derivada de la curva, como se aprecia en la Fig. 13(b). Luego,  $300^{\circ}\text{C}/120\text{min.}$ , será la condición de ejecución para el tratamiento de austemperado, sobre las estructuras de partida objeto de estudio.

En el caso del tratamiento de Q&P, como ya se expresó en la parte metodológica, se eligieron dos temperaturas de procesamiento: QT y PT. Para la etapa QT se eligió una temperatura de  $180^{\circ}\text{C}$ . Se espera obtener una fracción no mayor al 40% de martensita durante el ciclo de QT, de manera que con los ciclos de partición y revenido que suceden, se permita una estabilización de la  $\gamma_{\text{ret}}$  al final del ciclo térmico, lo que garantice el mejor 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 estructura de partida. En la Fig. 14 se presenta los resultados obtenidos a partir de graficar los resultados arrojados por la ecuación de Koistinen-Marburger, se puede observar que justo a la temperatura seleccionada para realizar el ciclo de QT se espera obtener un porcentaje de martensita de aproximadamente 40%. Por su parte, el ciclo de PT se realizó a una temperatura de  $200^{\circ}\text{C}$ , con el fin de promover el enriquecimiento en carbono de la austenita que no transformó durante el ciclo de QT, a partir de la martensita que se está reviniendo durante el ciclo de PT.

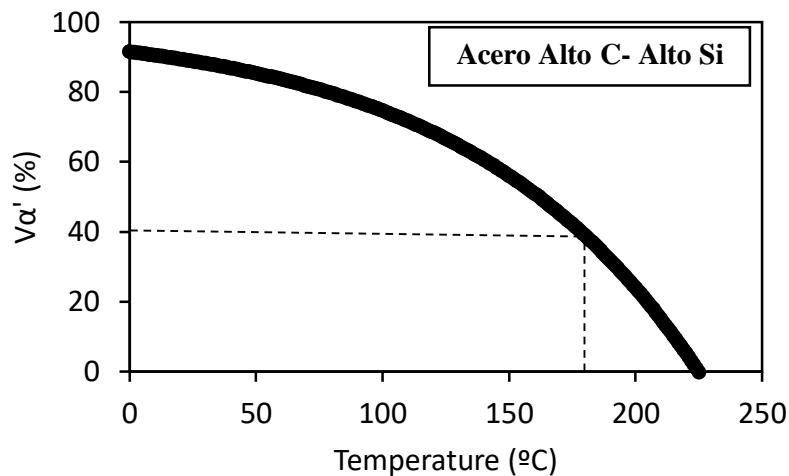
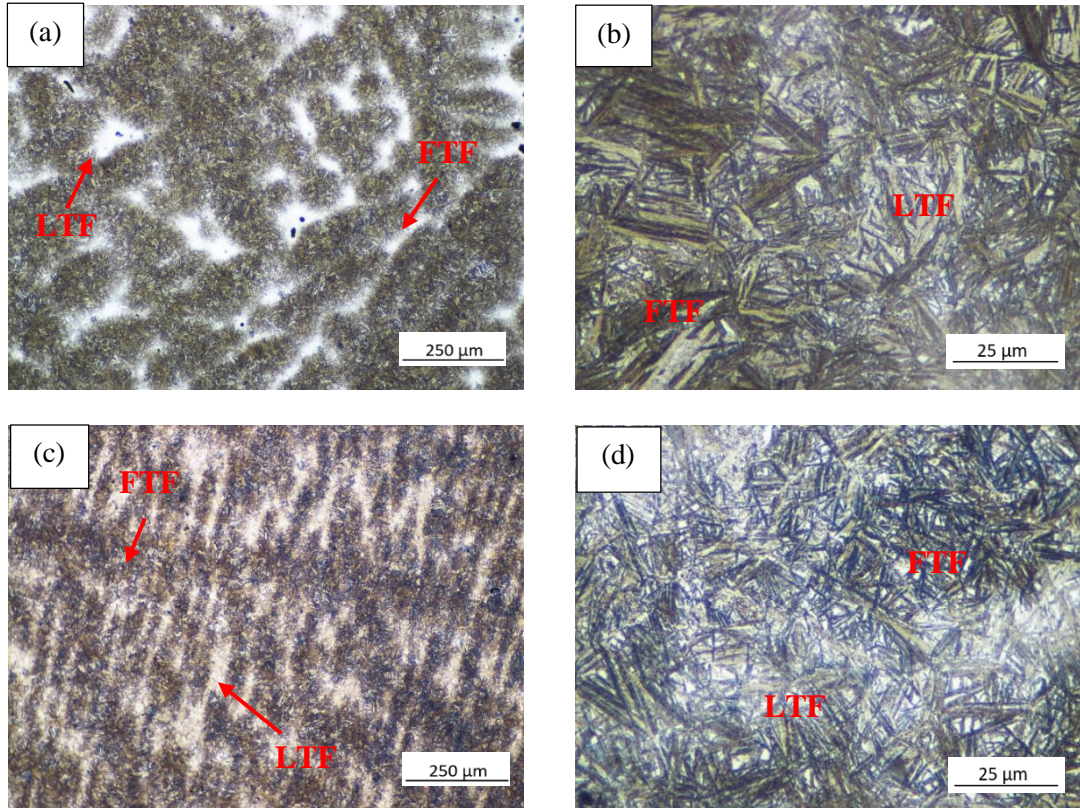


Fig. 14. Resultado grafico de la ecuación de Koistinen-Marburger para el acero objeto de estudio.

### 1) Austemperado

En la Fig. 15 se presentan las micrografías ópticas características producto de la transformación bainítica para el acero alto C- alto Si en función de la estructura de partida. En las micrografías correspondientes al acero con estructura de partida en estado as-cast (Fig. 15(a),(b)) y conformado mecánicamente (Fig. 15(c),(d)), se logra identificar en ambas situaciones la presencia de dos regiones, que de acuerdo a su interacción con el reactivo de ataque (Nital 2%) y lo discutido en la caracterización de las estructuras de partida (Fig. 11), 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 [31]. 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 austenita, con morfología de bloques [1]. En la muestra conformada termomecánicamente las zonas de mayor segregación (LFT), son las zonas donde se denota la formación de un agregado con morfología de bloque de mayor tamaño, al que presenta la estructura as-cast, y que de acuerdo a [32] corresponde a islas formadas por  $\gamma_{ret}$  más martensita (MA), como se logra apreciar en la Fig. 16. Además, un

aspecto a tener en cuenta en el desarrollo microestructural que se está presentando, y de acuerdo con Cornide [32], es el efecto que presenta el Mn, en la disminución de la temperatura de transformación  $Ac_3$ , retrasando la descomposición de la austenita, 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 otro lado, la condición homogeneizada (Fig.15 (e), (f)), presenta una microestructura de agujas finas, con tamaños más uniformes entre sí, y no presenta una segregación marcada, lo que indica que le tiempo utilizado para la homogeneización fue suficiente, comparándolo con los resultados obtenidos en [23], [24] donde se utilizó el doble de tiempo en el tratamiento para el mismo acero.





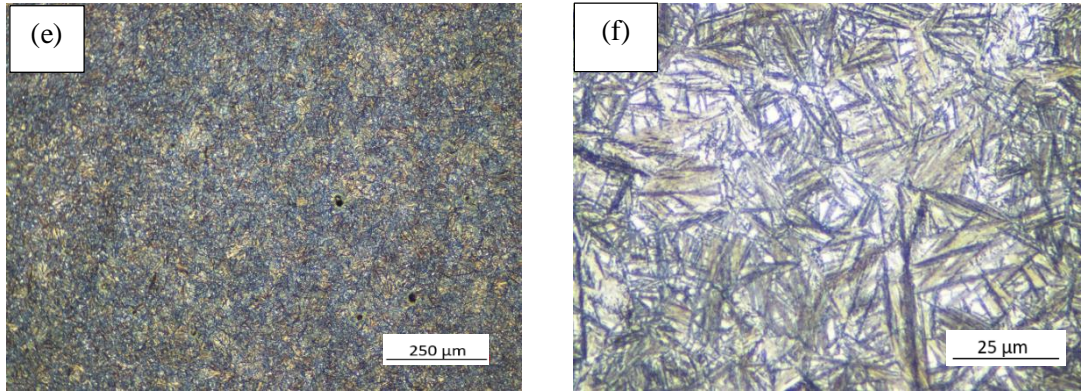


Fig. 15. Micrografías acero austemperado en función estructura de partida: (a), (b) acero en estado as-cast. (c), (d), acero deformado mecánicamente y (e), (f) Acero homogeneizado.

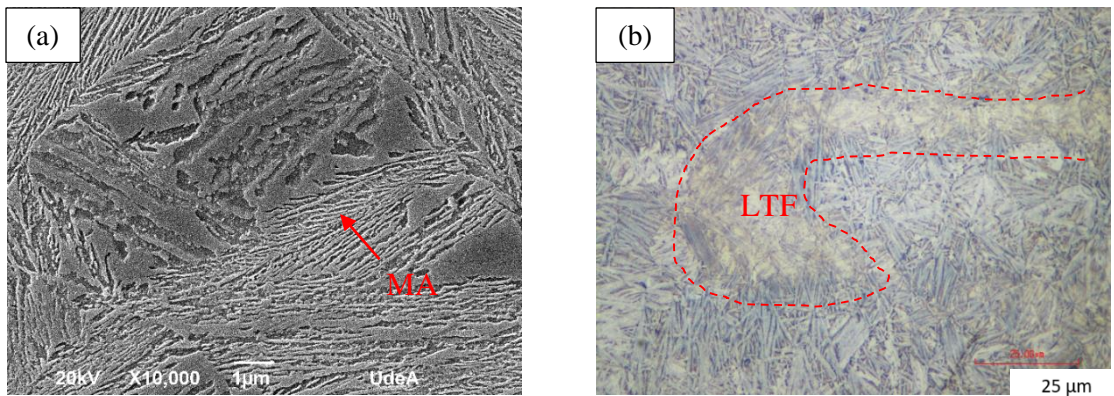


Fig. 16. Micrografías estructura austemperada/deformación termomecánica (a) MEB- bloque M/A y (b) MO – ataque con reactivo Motz.

Por su parte las zonas FTF se identifica un empobrecimiento en elementos aleantes, lo que permite a la austenita ser enriquecida con mayor contenido de C, lo que posibilita la formación característica de la estructura bainítica: láminas de  $\gamma_{ret}$  en el rango nanométrico, separadas por placas de ferrita, también en el rango nanométrico, como se logra apreciar en la Fig. 17. Un aspecto relevante es que cuando la estructura de partida fue homogeneizada, la estructura bainítica fue la más fina y uniforme (ver TABLA VII), 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.

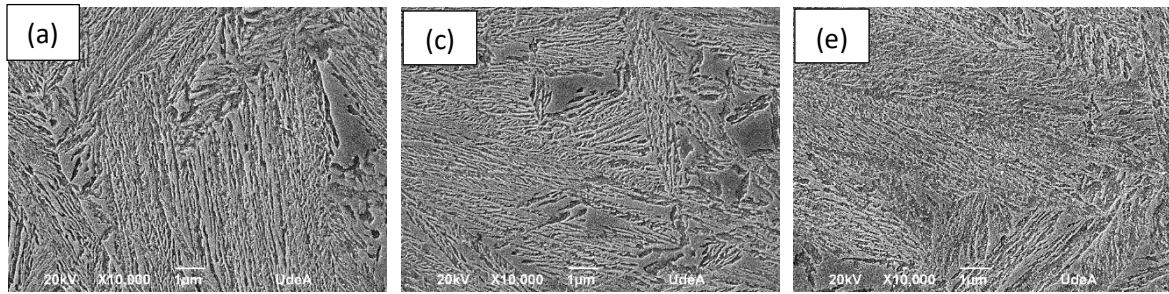


Fig.17. Micrografías electrónicas de barrido muestras austemperadas a 300°C: (a) acero en estado as-cast. (b) acero deformado termomecánicamente y (c) acero homogeneizado

TABLA VII  
ESPEORES DE PLACA EN FUNCIÓN DE LA ESTRUCTURA DE PARTIDA

<b>Muestra</b>	<b>Placa austenítica</b>	<b>Placa ferrítica</b>
As-cast	53,78 ± 14,93	64,55 ± 18,71
Laminada	49,50 ± 11,21	64,09 ± 14,65
Homogeneizada	49,73 ± 14,93	57,46 ± 14,93

El espesor de placa es uno de los parámetros más importantes en la caracterización de las estructuras bainíticas, ya que la contribución principal a la resistencia se deriva de las dimensiones medias que alcanza la placa, lo que supone un recorrido libre medio para el deslizamiento de dislocaciones realmente pequeño. En otro orden de ideas, es de esperar que el acero homogeneizado, al presentar una mayor fracción de  $\gamma_{ret}$ , como se puede apreciar en la Fig. 18, donde se ilustran los resultados de los ensayos de DRX, es que esta condición genere un aumento en el coeficiente de endurecimiento por deformación del acero, ya que como se ha expresado en numerosos artículos científicos, la morfología laminar de austenita, suele ser más estable que la que se deriva de una morfología en bloques, y aún más si se encuentra en compañía de martensita, lo que representa un desajuste mecánico, que puede derivar en sitios preferentes para la nucleación de grietas. De otro lado, cualitativamente, podemos decir que la  $\gamma$  afecta la resistencia de diferentes maneras; por una parte, puede transformarse a  $\alpha'$  durante el enfriamiento y así elevar la resistencia de la estructura; por otro lado, las láminas de  $\gamma_{ret}$  entre las placas de  $\alpha_b$  pueden aumentar la resistencia al transformarse en  $\alpha'$  durante su desenvolvimiento mecánico, como consecuencia del efecto TRIP (transformación inducida por deformación plástica).

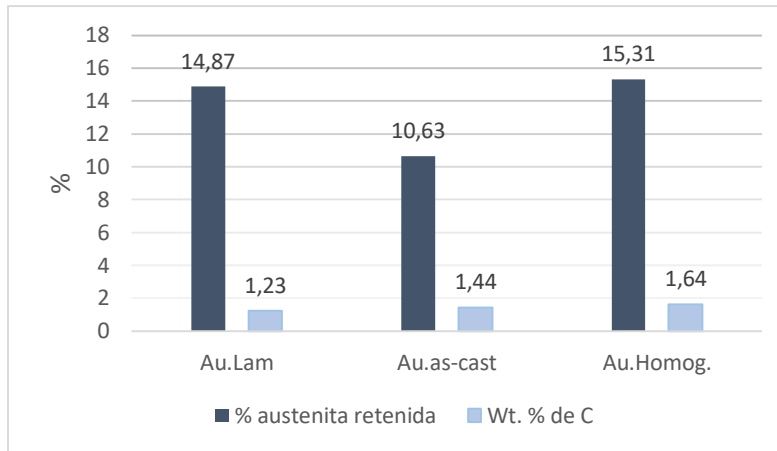


Fig. 18. Contenido de austenita y contenido carbono para las muestras tratadas mediante austemperado vía DRX.

Un aspecto importante que se deriva de la Fig. 18, es la baja fracción de austenita que presenta la condición as-cast, lo cual está derivado de los gradientes químicos que persisten en este material, producto del proceso de colada, lo cual promueve la formación de una mayor formación de islas de MA, en comparación con las otras condiciones evaluadas, lo que repercute en la fracción final que presenta esta condición. Por su parte, la condición deformada a pesar de que posibilita la formación de una fracción similar de austenita a la condición homogenizada, los gradientes en elementos sustitucionales a lo largo de las bandas de laminación, promueven la formación de bloques de austenita, y no en la formación de una estructura austenítica más fina (láminas).

Finalmente, en la TABLA VIII se presentan los valores de dureza Vickers en función de la estructura de partida utilizada. De dicha tabla podemos ver que cuando la estructura es homogenizada, se obtiene el valor mayor de dureza, lo cual está relacionado con el refinamiento microestructural que presenta la estructura bainítica producto del ciclo de austemperado en esta condición. Por su parte, la muestra en estado as-cast, al presentar una mayor cantidad de islas de MA, logra compensar la baja fracción de austenita y el engrosamiento de la estructura bainítica, lo que le permite obtener la dureza intermedia entre las condiciones evaluadas. Por último, con el fin de dilucidar la diferencia en dureza de la muestra laminada con la as-cast, se realizaron mediciones de microdureza, con el fin de establecer las diferencias entre las dos zonas que presenta la microestructura en estas



condiciones. Las mediciones de microdureza (TABLA IX) para las muestras austemperadas se realizaron basados en las imágenes de la Fig. 19(a).(b),(c), donde se observan las zonas LTF y FTF, gracias a la interacción del reactivo con las muestras en estado as-cast y deformada. Para la muestra as-cast, las zonas LTF presenta una menor microdureza, lo cual está relacionado con el empobrecimiento en elementos aleantes, lo que promueve la formación de austenita retenida (zonas de coloración amarilla), como se observa en la Fig. 19 (a), lo que promueve la estabilización de una mayor cantidad de austenita en estas zonas, lo que a su vez promueve un aumento en la dureza de la zona FTF as-cast. Contrario a esto, las muestras laminadas 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 as-cast, lo que promueve un mejor nivel de microdureza.

TABLA VIII  
DUREZA VICKERS CARGA 30kG PARA LAS MUESTRAS AUSTEMPERADA

Muestra	Dureza Vickers
As-cast	583,6 ± 6,5
Laminada	560,0 ± 7,4
Homogeneizada	595,1 ± 9,1

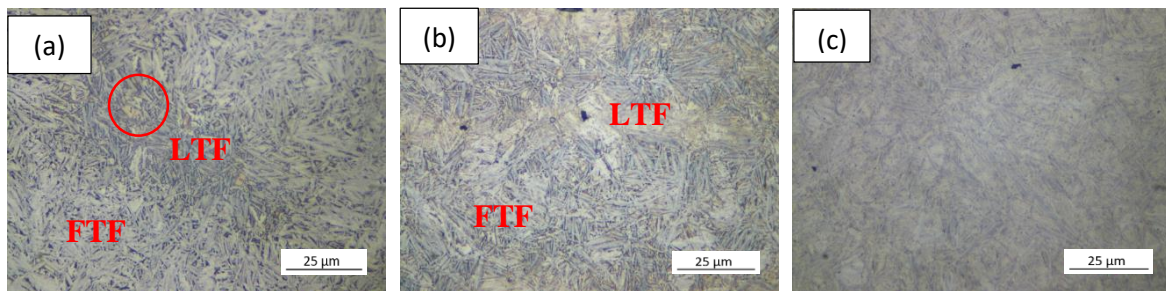


Fig.19. Micrografías ópticas atacadas con Mozt: (a) acero en estado as-cast. (b) acero deformado termomecánicamente y (c) acero homogeneizado

TABLA IX  
MICRODUREZA VICKERS PARA LAS MUESTRAS AUSTEMPERADAS

Muestra	Micro dureza (HV)	
	Zona FTF	Zona LTF
As-cast	588,0 ± 28,4	516,2 ± 25,1
Laminado	524,6 ± 4,69	548,5 ± 18,1
Homogeneizado	585,8 ± 20,1	

## 2) Temple y partición de carbono (Q&P)

La Fig. 20 presenta las micrografías ópticas producto del ciclo térmico de Q&P sobre el acero alto C – alto Si, en función de la modificación en la estructura de partida. Las micrografías ópticas para las muestras en estado as-cast (Fig. 20(a),(b)) y deformado termomecánicamente (Fig. 20(c),(d)), evidencian una estructura con un alto grado de heterogeneidad, en función de los gradientes químicos producto del proceso de solidificación y de las bandas del proceso de deformación en caliente, respectivamente. Estas bandas se caracterizan por la distribución de elementos sustitucionales (Si, Mn y Cr), los cuales tienen un coeficiente de partición muy bajo, dificultando su difusión durante los procesos de solidificación, laminación en caliente y/o austenización previa al ciclo de Q&P, lo que favorece una acumulación de estos solutos en las zonas LTF [2], [33], [34]. Durante el proceso de laminación los elementos sustitucionales se alinean en dirección del tren de laminación, lo que favorece una distribución homogénea en este sentido [34]. En la Figura 20(c),(d) se evidencia la presencia de las bandas producto del ciclo de laminación, además, de zonas con una distribución diferente, como consecuencia de la combinación del ciclo de forja y laminación durante el ciclo termomecánico. Debido a la presencia de las bandas en el acero as-cast y deformado en caliente, se generan zonas ricas (LTF) y zonas pobres (FTF) de elementos aleantes, lo cual repercute de manera directa sobre la cinética del tratamiento de Q&P y por ende en las fases producto de transformación. Por otro lado, la condición homogeneizada (Fig.20 (e), (f)), no presenta microsegregación marcada, lo que indica que el tiempo utilizado para la homogeneización fue suficiente, presentando así una microestructura martensítica más homogénea.

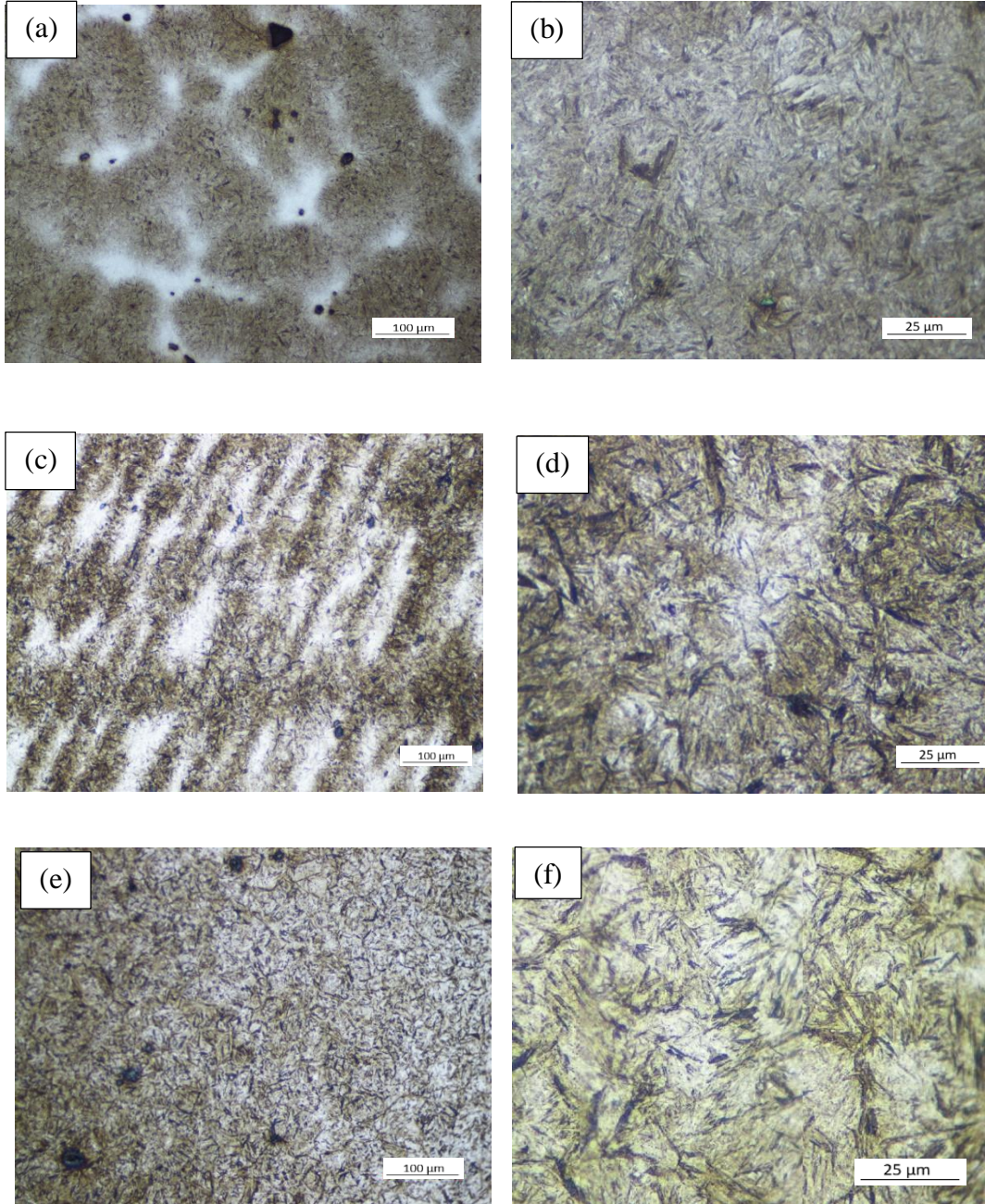


Fig. 20. Micrografías ópticas acero transformado mediante Q&P: (a-b) acero en estado as-cast (c-d) acero deformado termomecánicamente y (e-f) acero homogeneizado

De la Fig. 14, se establece que teóricamente durante la etapa de QT se espera la formación de una fracción no mayor al 0.4 de martensita, la cual entrará en proceso de revenido y servirá para enriquecer en carbono la austenita remanente durante el ciclo de PT.

La Fig. 21 muestra los resultados arrojados por el ensayo de caracterización de DRX, el cual permite tener una aproximación para comprender lo que ha sucedido durante la secuencia del ciclo térmico ejecutado. Como era de esperar, cuando la estructura de partida fue as-cast, se evidenció un mayor grado de heterogeneidad en la estructura producto de transformación, lo que favorece la estabilización de una mayor fracción de austenita retenida (~11%), en comparación con la condición deformada en caliente. En función de la ruta de deformación en caliente que se siguió (forja + laminación) y asumiendo que el tiempo de recristalización de la estructura no fue el adecuado (corto periodo de sostenimiento), es factible que el material procesado bajo esta condición persistan algunos defectos de red en su estructura, los cuales posiblemente estén actuando como trampas para atrapar el carbono que se está moviendo durante el ciclo de partición, lo que disminuye la posibilidad de encontrar una alta fracción de austenita retenida en esta condición.

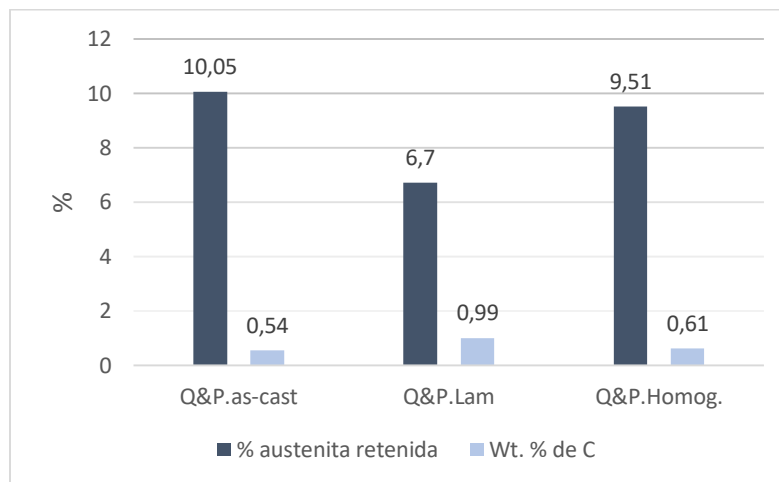


Fig. 21. Contenido de austenita y contenido carbono para las muestras tratadas mediante Q&P vía DRX

Las regiones pobres en elementos aleantes (FTF) durante el periodo de partición, promueven la migración de carbono a la austenita que se encuentra sin transformar. Por su parte, la austenita presente en las zonas FTF, la cual se encuentra rodeada de martensita, como se evidencia en la Fig. 22 (b) (zona café de fácil identificación gracias a la interacción con el reactivo de ataque – Motz), debería asegurar una fácil migración del carbono hacia su núcleo. Pero esto no sucede de esta manera, ya que la presencia de elementos aleantes como el Mn y el Cr, cambian el potencial químico del carbono en la austenita, lo que promueve la



difusión de este, hacia las zonas más ricas en Mn (LTF), lo que disminuye la probabilidad de encontrar austenita retenida en estas zonas, al final del tratamiento térmico. En función de esto es de esperar que la austenita presente en las zonas FTF quede con poco contenido de carbono, y como consecuencia transforme en martensita durante el último temple hasta temperatura ambiente [33]. Por su parte, cuando la estructura ha sido previamente homogenizada la cinética de difusión del carbono se desarrolla de mejor manera, facilitando, a pesar del corto periodo de partición, 30min., alcanzar una fracción de austenita de ~10%. Además, la microestructura producto de reacción, presente una alta homogeneidad al compararla con las otras dos condiciones (ver Fig. 20 (e), (f)).

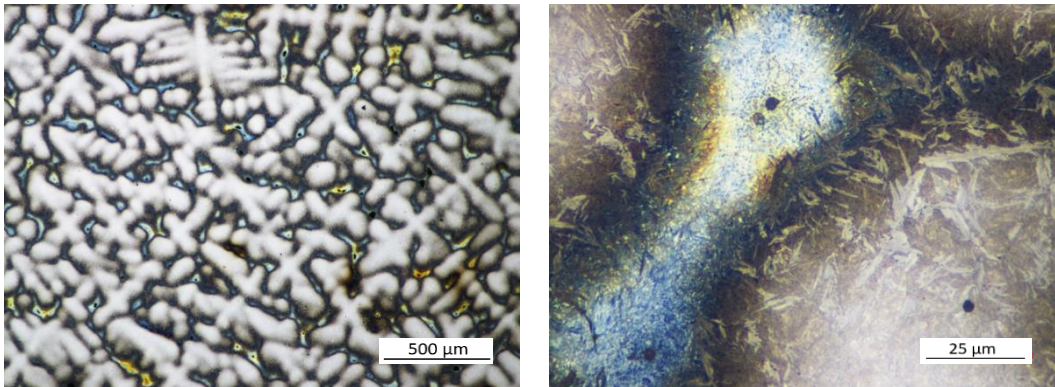


Fig. 22. Micrografías ópticas para el acero en estado as-cast, atacado con el reactivo Motz. (a) aumento 50x.  
(b) aumento 1000x.

Un aspecto que permite dilucidar el desarrollo estructural para cada condición de Q&P, en función de la estructura de partida, son los valores de dureza (TABLA X y TABLA XI). Como era de esperar la estructura producto del ciclo de deformación en caliente presente el valor global de dureza más alto (~832HV30), lo cual es señalado por una mayor fracción de martensita total en la estructura final, y sobre todo de carácter atérmico, resultado de la baja partición de carbono derivado de la distribución de solutos, y por la presumible alta densidad de defectos que sirven como trampa para el carbono, lo que repercute en el nivel de enriquecimiento de la austenita circundante. Por su parte, cuando nos remontamos a nivel de microdureza, encontramos que las regiones interdendríticas (LTF) ricas en elementos aleantes, y de acuerdo a lo discutido hasta el momento, caracterizada por la presencia de austenita retenida, ofrece bajos niveles de dureza en comparación con la zona FTF, 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 Fig. 23, donde se presentan las micrografías electrónicas de las condiciones estudiadas.

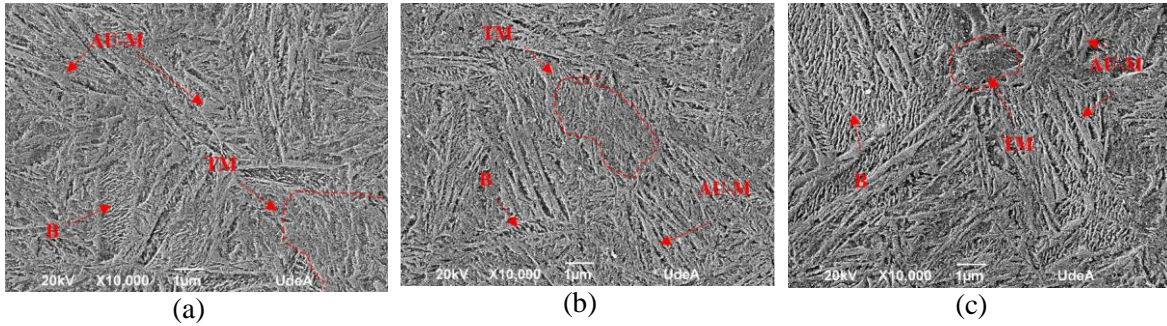
TABLA X  
DUREZA VICKERS (30Kg) PARA LAS MUESTRAS Q&P

Muestra	Dureza Vickers
As-cast	746,7± 22,10
Laminada	832,3± 7,2
Homogeneizada	746,5 ± 23,2

TABLA XI  
MICRODUREZA VICKERS (100g) PARA LAS MUESTRAS TRATADAS CON Q&P

	Micro dureza (HV)		
	Zona LTF	Zona FTF	Zona limite
As-cast	793.7	844.7	697.5
Laminado	582.0	545.0	-
Homogeneizado		729.2	

Para las tres condiciones la estructura es esencialmente martensítica, la cual se divide en martensita revenida (MT) y martensita fresca (MF). Esta última se caracteriza por su alto contenido en carbono y su morfología en forma de placa. Usualmente la MF se identifica en la estructura, por aparecer Sourmail et al., austenita retenida entre sus placas (AR-MF) [35], [36]. De las micrografías MEB Fig. 23(a), (b), (c), destaca la presencia de una pequeña cantidad de bainita (B) en las muestras. Se distingue por su morfología en forma de listones, donde en algunas zonas se presenta listones ferríticos con presencia de carburos alineados en la misma dirección (ángulo de 60°), esta morfología es usualmente asociada a la bainita inferior. A pesar del alto contenido de Si y las bajas temperaturas y tiempos en el Q&P, resulta llamativa la tendencia a la precipitación de carburos, posiblemente este fenómeno se deba a los gradientes térmicos y mecánicos que manifiestan la estructura as-cast y deformada en su ruta de procesamiento.



**Fig. 23.** Micrografías electrónicas acero transformado mediante Q&P: (a) acero en estado as-cast (b) acero deformado termomecánicamente y (c) acero homogeneizado.

Retomando la discusión 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 carbono, 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 la dureza se presenta en un rango intermedio, ya que aquí coexisten la MT y la MF, con mayores fracciones de esta última.

## VI. CONCLUSIONES

En este trabajo se logró fabricar un acero fundido alto carbono-alto silicio de composición química 0,73 C- 1,82 Si- 0,621 Mn- 1,33 Cr (% masa), para lo cual fue posible seleccionar los parámetros óptimos de austenización (900°C/20 min), transformación isotérmica (300°C/120 min) y de temple y partición de carbono (ciclos de QT-180°C y PT-200°C), para favorecer la formación de estructuras bainíticas y martensíticas, en función de la estructura de partida: as-cast, deformada en caliente y homogeneizada. Las estructuras bainíticas obtenidas en el acero fundido son esencialmente idénticas a las ampliamente caracterizadas en los aceros nano-bainíticos, compuesta por una matriz de ferrita bainítica y una segunda fase dispersa de austenita retenida con morfología de bloques y láminas. Por su parte la estructura producto del ciclo de Q&P es esencialmente martensítica, y la cual al igual que la estructura bainítica, varía en morfología y distribución, en función de los diferentes patrones de microsegregación presentes en cada condición de partida.

A partir del análisis de los patrones de segregación obtenidos en la condición as-cast y deformada en caliente, es importante resaltar como el acero objeto de estudio presentó una mayor heterogeneidad química en comparación con el acero en estado homogeneizado, lo cual promueve una cinética de transformación bainítica y de Q&P más heterogéneas. En este sentido, vale la pena resaltar cómo la presencia de elementos aleantes como el Mn y el Cr, cambian el potencial químico del C en la austenita, disminuyendo la probabilidad de encontrar austenita retenida en las primeras zonas en solidificar, lo que promueve que estas zonas presenten altas fracciones de martensita, lo cual regula los niveles de dureza en el material. Por su parte, en la estructura que ha sido previamente homogeneizada la cinética de difusión del C se desarrolla de manera más homogénea, lo que promueve una mejor distribución de las fases producto de reacción.

La mejor observación de la estructura de solidificación del acero fundido alto C – alto Si, se logró utilizando reactivo de color (Motz), ya que permitió observar el patrón dendrítico. Esto se debe a que el fenómeno de segregación promueve que existan en la matriz metálica regiones que poseen distinta composición química. En relación con esto, los resultados



microestructurales, en las transformaciones en estado sólido durante los ciclos de transformación bainítica y Q&P del acero con estructura de partida as-cast y deformado en caliente, evidenciaron como se modifica la cinética y la termodinámica de dichas transformaciones, lo que produce que, ante un mismo ciclo térmico, distintas regiones de la pieza sufran distintas transformaciones o grados de transformación, los cuales modifican los niveles de dureza punto a punto. Esto deberá tenerse en cuenta a la hora de abordar el estudio del comportamiento mecánico global del acero fundido.

## REFERENCIAS

- [1] H. Bhadeshia and R. Honeycombe, *Steels: microstructure and properties*, 4th ed. 2017.
- [2] N. Tengalia, “aceros colados bainíticos libres de carburos : estudio solidificación , cinética de transformación y propiedades mecanicas,” Universidad Nacional Mar del plata, 2020.
- [3] D. De Knijf, R. Petrov, C. Föjer, and L. A. I. Kestens, “Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 615, pp. 107–115, 2014, doi: 10.1016/j.msea.2014.07.054.
- [4] N. E. Tenaglia, R. E. Boeri, J. M. Massone, and A. D. Basso, “Assessment of the austemperability of high-silicon cast steels through Jominy hardenability tests,” *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, vol. 34, no. 16, pp. 1990–2000, 2018, doi: 10.1080/02670836.2018.1507124.
- [5] M. C. Theyssier, *Manufacturing of advanced high-strength steels (AHSS)*. Elsevier Ltd, 2015.
- [6] A. Basso, I. Toda-Caraballo, D. San-Martín, and F. G. Caballero, “Influence of cast part size on macro- And microsegregation patterns in a high carbon high silicon steel,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 9, no. 3, pp. 3013–3025, 2020, doi: 10.1016/j.jmrt.2020.01.052.
- [7] 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 (Basel)*., vol. 10, no. 5, pp. 14–17, 2020, doi: 10.3390/met10050612.
- [8] Anon, “Hot Rolling.,” *Nippon Steel Tech. Rep.*, no. 21, pp. 101–107, 1983, doi: 10.1016/b0-08-043152-6/00683-5.
- [9] A. K. Bhargava and M. K. Banerjee, *Heat-Treating Copper and Nickel Alloys*, vol. 2–3. Elsevier Ltd., 2017.
- [10] A. D. Basso, I. Toda-caraballo, A. Eres-castellanos, D. San-martin, J. A. Jimenez, and F. G. Caballero, “Effect of the microsegregation on martensitic and bainitic reactions in a high carbon-high silicon cast steel,” *Metals (Basel)*., vol. 10, no. 5, 2020, doi: 10.3390/met10050574.
- [11] P. K. Kantanen, V. Javaheri, M. C. Somani, D. A. Porter, and J. I. K, “Materials Characterization Effect of deformation and grain size on austenite decomposition during quenching and partitioning of ( high ) silicon - aluminum steels,” vol. 171, 2021, doi: 10.1016/j.matchar.2020.110793.
- [12] S. Ayenampudi, C. Celada-Casero, J. Sietsma, and M. J. Santofimia, “Microstructure evolution during high-temperature partitioning of a medium-Mn quenching and partitioning steel,” *Materialia*, vol. 8, no. September, p. 100492, 2019, doi: 10.1016/j.mtla.2019.100492.
- [13] S. Serajzadeh, *Hot Rolling and Direct Cooling*, vol. 3. Elsevier, 2014.
- [14] Asdrúbal Valencia, *Tecnología del tratamiento térmico de los metales*. 2009.
- [15] J. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman, and J. G. Schroth, “Carbon partitioning into austenite after martensite transformation,” *Acta Mater.*, vol. 51, no. 9, pp. 2611–2622, 2003, doi: 10.1016/S1359-6454(03)00059-4.

- [16] A. J. Clarke *et al.*, “Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment,” *Acta Mater.*, vol. 56, no. 1, pp. 16–22, 2008, doi: 10.1016/j.actamat.2007.08.051.
- [17] W. Bleck, X. Guo, and Y. Ma, “The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable Sheet Steels,” *Steel Res. Int.*, vol. 88, no. 10, 2017, doi: 10.1002/srin.201700218.
- [18] I. Miettunen, S. Ghosh, M. C. Somani, S. Pallaspuuro, and J. Kömi, “Competitive mechanisms occurring during quenching and partitioning of three silicon variants of 0.4 wt.% carbon steels,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 11, pp. 1045–1060, 2021, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.01.085.
- [19] M. J. Santofimia N., *La Transformación Bainítica Sin Formación De Carburos En Aceros*. 2009.
- [20] L. M. Rivas, “PhD Thesis Microstructure and mechanical response of nanostructured bainitic steels.”
- [21] S. Patricia and C. Ferrucho, “comparación técnica de la mezcla de arena para el proceso co 2 y el sistema de arenas autofraguantes technical comparison of the mixture of sand for co 2 process and no bake system,” vol. 16, no. 2, pp. 104–112, 2006.
- [22] M. Holtzer and A. Kmita, *Mold and Core Sands in Metalcasting: Chemistry and Ecology*. .
- [23] Andres Felipe Santacruz Londoño, “Relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas en un acero fundido con estructura bainítica bainítica libre de carburos Autor,” 2020.
- [24] O. E. R. 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,” 2020.
- [25] M. K. C. Garcia-Mateo, J. Jimenez, B. Lopez-Ezquerria, R Rementeria, L. Morales-Rivas and F. C. M. Charact, “Analyzing the scale of the bainitic ferrite plates by XRD, SEM and TEM,” *Materials (Basel)*, pp. 83–89, 2016.
- [26] V. S. T. Sourmail, “Determination of Ms temperature: methods, meaning and influence of ‘slow start’ phenomenon,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 29:7), pp. 883–888, 2013.
- [27] (2017). E3-11 ASTM International, “Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens Conshohocken,ASTM International, West Conshohocken, PA,” 2017.
- [28] A. American and N. Standard, ““Designation: E 92-82 (Reapproved 2003) Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials 1,”” 2003.
- [29] A. Valencia, R. Aristizábal, *Ciencia de los metales*. Universidad de Antioquia, 2020.
- [30] G. Krauss, “Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels,” *Metall. Mater. Trans. B Process Metall. Mater. Process. Sci.*, vol. 34, no. 6, pp. 781–792, 2003, doi: 10.1007/s11663-003-0084-z.
- [31] S. K. Putatunda, “Austempering of a silicon manganese cast steel,” *Mater. Manuf. Process.*, vol. 16, no. 6, pp. 743–762, 2001, doi: 10.1081/AMP-100108696.
- [32] F. G. Caballero, “aceros bainíticos avanzados: mecanismos de transformación y propiedades,” Universidad complutense de madrid, 2013.
- [33] J. Hidalgo, C. Celada-Casero, and M. J. Santofimia, “Fracture mechanisms and microstructure in a medium Mn quenching and partitioning steel exhibiting macrosegregation,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 754, no. January, pp. 766–777, 2019, doi: 10.1016/j.msea.2019.03.055.

- [34] F. HajyAkbar, J. Sietsma, R. H. Petrov, G. Miyamoto, T. Furuhashi, and M. J. Santofimia, "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, doi: 10.1016/j.scriptamat.2017.04.040.
- [35] P. Kantanen, M. Somani, A. Kaijalainen, O. Haiko, D. Porter, and J. Kömi, "Microstructural characterization and mechanical properties of direct quenched and partitioned high-aluminum and high-silicon steels," *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 2, 2019, doi: 10.3390/met9020256.
- [36] S. Pashangeh, M. C. Somani, S. S. Ghasemi Banadkouki, H. R. Karimi Zarchi, P. Kaikkonen, and D. A. Porter, "On the decomposition of austenite in a high-silicon medium-carbon steel during quenching and isothermal holding above and below the  $M_s$  temperature," *Mater. Charact.*, vol. 162, no. December 2019, p. 110224, 2020, doi: 10.1016/j.matchar.2020.110224.