

Estudio de la microestructura y dureza de aceros bainíticos fundidos de alto y bajo silicio

Laura Camila Amado Barbosa y Jeferson Joan Gómez Padilla

Trabajo de Grado para Optar al Título de Ingeniero Metalúrgico

Director

Andrés Giovanni González Hernández

Doctor en Ingeniería

Codirector

Cristian Camilo Viáfara Arango

Doctor en Ingeniería Mecánica

Universidad Industrial de Santander

Facultad de Ingenierías Fisicoquímicas

Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales

Bucaramanga

2023

Dedicatoria

A Dios, por haberme otorgado los mayores éxitos en mi vida, permitiéndome alcanzar este logro y cuidándome en cada paso del camino, en especial durante mi trayectoria universitaria.

A mis queridos padres, Aldemar Amado Balaguera y María Lety Barbosa Ricaurte, por su constante y valioso apoyo que acortó la distancia entre nosotros. Agradezco su incesante preocupación por mí, por brindarme todo su amor y por hacer un gran esfuerzo para darme lo mejor. Cada uno de mis logros es un reflejo del orgullo que siento por ustedes. Les dedico cada uno de mis éxitos, todo es por ustedes y para ustedes.

A mis hermanas Marien Stefany Amado Barbosa y Natalia Sofía Amado Barbosa por su amor y compañía. Espero que esta experiencia sea una fuente de inspiración y motivación para ellas, y que se conviertan en profesionales exitosas y prósperas en el futuro.

A mi novio y compañero de tesis, Jeferson Joan Gómez Padilla, por acompañarme a lo largo de mi vida universitaria, por estar pendiente de mí y por brindarme su amor y su apoyo incondicional. Gracias a nuestra dedicación, esfuerzo y conocimientos, logramos culminar este proyecto juntos. "El éxito es la suma de pequeños esfuerzos repetidos día tras día."

Laura Camila Amado Barbosa

Dedicatoria

A Dios, por permitirme alcanzar este logro y ayudarme en cada camino durante mi carrera universitaria.

A mis queridos padres, Nairo Gómez Bautista y Luz Lorena Padilla Paternina por su constante ayuda y motivación para continuar con mis estudios. Cada uno de mis logros es una representación de lo orgulloso que estoy con ustedes por permitirme llegar hasta acá. Les dedico cada uno de mis éxitos.

A mi novia y compañera de tesis, Laura Camila Amado Barbosa por constante y valioso apoyo en cada obstáculo, brindando me siempre su mano para alcanzar nuestros sueños, por brindarme su amor e incentivar me a continuar cumpliendo cada uno de mis logros. Gracias a nuestra dedicación, esfuerzo y conocimientos, logramos culminar este proyecto juntos. "El 80% del éxito se basa simplemente en insistir"

Jeferson Joan Gómez Padilla

Agradecimientos

A Dios por darnos la sabiduría y la perseverancia, por ser nuestra guía y apoyo en todo momento, y por habernos guiado hacia las personas y los recursos adecuados que nos ayudaron a culminar este proyecto con éxito. A nuestras familias por ser una fuente inagotable de apoyo y motivación durante toda nuestra carrera universitaria.

A la Universidad Industrial de Santander por brindarnos la oportunidad de formarnos como Ingenieros Metalúrgicos.

A nuestro director Andrés González y codirector Viáfara Arango por la disponibilidad, orientación y apoyo en la dirección de este proyecto de investigación.

A los demás profesores de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, que nos brindaron su conocimiento y experiencia para formarnos profesionalmente.

Al Laboratorio de Espectrometría de la universidad de Antioquia (UdeA) en Medellín por el análisis de la composición química de los aceros (EEO).

Al Laboratorio de Nanociencia y Nanotecnología de la Universidad Pontificia Bolivariana (UPB) de Bucaramanga por las micrografías electrónicas de barrido (SEM).

Al Laboratorio de Rayos-X de la sede Guatiguará de la Universidad Industrial de Santander (UIS) por el registro de datos por DRX de las muestras.

A Fabio Alberto Garzón Galvis y Darío Rugeles Rey, ingenieros metalúrgicos graduados de la UIS, por el tratamiento térmico de austemperado que llevaron a cabo en su empresa, Ingeniería de Materiales, Mantenimiento y Tratamientos Térmicos (Imatt) en Girón. Queremos expresar nuestra sincera gratitud por su servicio profesional, disponibilidad, espíritu de ayuda y

generosidad, así como por su valiosa experiencia, la cual contribuyó a obtener los mejores resultados en el proyecto. Sin su colaboración, este logro habría sido mucho más difícil de alcanzar.

A César Ramos Oviedo por su ayuda y orientación en cada momento requerido.

Agradecemos a la Universidad Industrial de Santander-VIE, por financiar este trabajo de grado, a través del proyecto No. 2512, titulado “Evaluación de la microestructura, propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión de recubrimientos de Cr_2O_3 y $\text{Cr}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ elaborados a partir de proyección térmica por combustión para aplicaciones en ambientes marinos”.

A nuestros amigos y compañeros por las vivencias de estos inolvidables años en la universidad.

A todas las personas que de alguna forma contribuyeron a que este proyecto pudiera ser concluido satisfactoriamente.

Tabla de Contenido

	Pág.
Introducción	15
1. Objetivos	16
1.1 Objetivo General	16
1.1.1 Objetivos Específicos.....	16
2. Fundamentación teórica	17
2.1 Aceros fundidos	17
2.2 Recocido de homogeneización	17
2.3 Bainita.....	18
2.3.1 Austemperado	18
2.3.2 Influencia de composición química	22
3. Metodología	25
3.1 Producción del acero en horno de inducción	25
3.1.1 Selección de la composición química	25
3.1.2 Cálculos estequiométricos para composición química	25
3.1.3 Fabricación del molde.....	26
3.1.4 Fabricación del acero en un horno de inducción	26
3.1.5 Proceso de colada.....	27
3.2 Caracterización química de las muestras de acero.....	27
3.3 Modificación de la microestructura.	28
3.3.1 Diseño del tratamiento térmico.....	28
3.3.2 Ejecución del tratamiento térmico.	30

3.4 Evaluación del tratamiento térmico	31
3.4.1 Preparación metalográfica.	31
3.4.2 Caracterización microestructural.	31
3.4.3 Evaluación de la dureza	32
4. Resultados	32
4.1 Composición química de los aceros fundidos.....	33
4.2 Microestructura y dureza de los aceros en estado as-cast.....	33
4.3 Microestructura y dureza de los aceros sometidos a recocido de homogeneización.....	35
4.4 Microestructura del acero austemperado	36
4.4.1 Acero M1	36
4.4.2 Acero M2.	38
4.4.3 Acero M3.	40
4.4.4 Acero M4.	42
4.5 Influencia de la composición química y el tiempo en la transformación bainítica.....	44
4.5.1 Fracción volumétrica de ferrita bainítica y austenita retenida	44
4.5.2 Dureza.	46
5. Conclusiones.	49
6. Recomendaciones.	51
Referencias Bibliográficas	52
Apéndice	58

Lista de Tablas

	Pág.
Tabla 1. Composición química calculada para los aceros diseñados	25
Tabla 2. Nomenclatura y tiempo de austemperado de todas las muestras de acero	29
Tabla 3. Composición química resultante del proceso de colada	33

Lista de Figuras

	Pág.
Figura 1. Austemperado.....	11
Figura 2. Esquema de la morfología de la bainita	18
Figura 3. Esquema del tratamiento térmico y microestructura resultante del austemperado	19
Figura 4. Esquema de la formación de la bainita superior e inferior	21
Figura 5. Esquema del efecto global de algunos elementos aleantes en el diagrama TTT.....	22
Figura 6. Distribución del material para las posteriores etapas	27
Figura 7. Diagramas TTT para los 4 aceros.....	28
Figura 8. Diseño del tratamiento térmico para todas las muestras de acero	30
Figura 9. Micrografías en estado as- cast.....	33
Figura 10. Micrografías de aceros homogeneizados.....	35
Figura 11. Micrografías MO y MEB del acero M1	36
Figura 12. Micrografías MO y MEB del acero M2	38
Figura 13. Tamaño de placa bainítica de los aceros BLC.....	40
Figura 14. Micrografías MO y MEB del acero M3	41
Figura 15. Micrografías MO y MEB del acero M4	43
Figura 16. Difractograma de los aceros BLC	44
Figura 17. Fracción volumétrica de los aceros BLC según DRX.....	45
Figura 18. Dureza de todos los aceros	47

Lista de Apéndices

	pág.
Apéndice A. Composición química del ferrosilicio.....	26
Apéndice B. Hoja de cálculo de excel para determinar porcentaje estimado de la colada.....	26
Apéndice C. Ficha técnica de resinas y catalizador usado en la fabricación del molde	26
Apéndice D. Software MAP STEEL utilizado para determinar Bs y Ms.....	28
Apéndice E. Composición química de los aceros colados.....	33
Apéndice F. Medición de tamaño de grano por ImageJ	34
Apéndice G. Micrografías con fases y tamaños de placas en los aceros austemperados	37
Apéndice H. Medición de fracción volumétrica por ImageJ	46

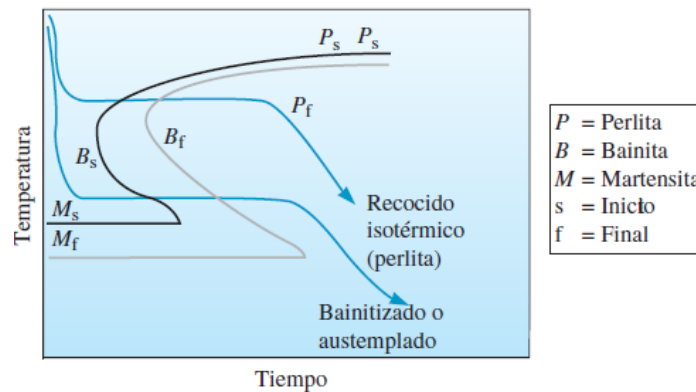
Glosario

Aleación: “es un metal que contiene adiciones de uno o más metales o no metales” (Askeland & Wright, 2017).

Austemperado: tratamiento isotérmico que se emplea para producir bainita en el acero, se austeniza y luego se temple a una temperatura por debajo de la nariz de la curva TTT, manteniéndolo esa temperatura hasta que toda la austenita se transforme en bainita (Askeland & Wright, 2017), como se muestra en la Figura 1.

Figura 1.

Austemperado



Nota. Tomado de Ciencia e ingeniería de materiales (p. 468), por D. Askeland & W. Wright, 2017. Cengage learning 7 edición. México.

Bainita: “microconstituyente de dos fases, que contiene ferrita y cementita, que se forma en aceros transformados de manera isotérmica a temperaturas relativamente bajas” (Askeland & Wright, 2017).

Bainita libre de carburos (BLC): Aceros con microestructura bainítica en forma de plumas constituida por ferrita bainítica y austenita retenida sin la presencia de carburos obtenidos por el método de austemperado (Tobón, 2021; Santacruz, 2020)

Dendrita: estructura ramificada del sólido que crece cuando se solidifica un líquido subenfriado (Askeland & Wright, 2017).

Energía de activación crítica: se refiere a la cantidad mínima de energía necesaria para iniciar un proceso de transformación en un material. En el contexto del austemperado de aceros, se refiere a la cantidad mínima de energía necesaria para que la austenita se transforme en bainita (Ravi, et al., 2017).

Estructura as-cast: estructura de un material tal como se forma después de la solidificación.

Límite de grano: superficie que separa los granos individuales donde el cristal tiene una orientación distinta en cualquier lado del límite de grano (Askeland & Wright, 2017).

Matriz: “fase sólida continua de una microestructura compleja” (Askeland & Wright, 2017).

Nucleación: “proceso físico por medio del cual se produce una nueva fase en un material. En el caso de la solidificación, se refiere a la formación de partículas sólidas pequeñas y estables en el líquido” (Askeland & Wright, 2017).

Recocido de homogeneización: “tratamiento térmico que se emplea para reducir la microsegregación ocasionada durante la solidificación fuera de equilibrio” (Askeland & Wright, 2017).

Segregación: “composición no uniforme que produce la solidificación fuera de equilibrio” (Askeland & Wright, 2017).

Resumen

Título: Estudio de la microestructura y dureza de aceros bainíticos fundidos de alto y bajo silicio *

Autor: Laura Camila Amado Barbosa y Jeferson Joan Gómez Padilla**

Palabras Clave: Austemperado, aceros libres de carburo, bainita, composición química, dureza, microestructura, silicio.

Descripción: En esta investigación se diseñaron 3 aceros fundidos de alto y bajo silicio, denominados M1, M2 y M3. Estos aceros se sometieron a tratamientos térmicos de austemperado y se compararon con el acero AISI SAE 4340 (M4), que es bien conocido por su alta templabilidad. El objetivo de este estudio fue determinar las condiciones óptimas de los tratamientos térmicos de homogeneización, austenización y austemperado para lograr una microestructura de bainita libre de carburo, y analizar la influencia de la composición química y los parámetros de tratamiento térmico sobre el control de la microestructura y la dureza de los aceros.

Los aceros obtenidos se caracterizaron mediante espectrometría de emisión óptica (EEO), microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB), difracción de rayos X (DRX) y ensayo de dureza Rockwell. Los resultados obtenidos permiten identificar la obtención de dos tipos de aceros (M1 y M2) con microestructura de bainita libre de carburos y dureza entre 40-54 HRC, mientras que los otros dos aceros (M3 y M4) presentaron una microestructura de bainita convencional debido al contenido de silicio de las aleaciones. Estos hallazgos permiten detectar que los tratamientos térmicos fueron diseñados con condiciones óptimas, especialmente el proceso de austemperado a 330°C durante 6 y 10 horas para M1 y M2, con los cuales se lograron fracciones volumétricas de ferrita bainítica entre 73-93% y espesores de placa entre 46-148 nm. La investigación proporciona información valiosa para la industria del acero en el desarrollo de aceros adecuados para tratamientos térmicos de austemperado.

* Trabajo de Grado

** Facultad de Ingenierías Físicoquímicas. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales. Director: Andrés Giovanni González Hernández. Doctor en Ingeniería Codirector: Cristian Camilo Viáfara Arango. Doctor en Ingeniería Mecánica.

Abstract

Title: Study of the microstructure and hardness of high and low silicon cast bainitic steels.*

Author(s): : Laura Camila Amado Barbosa y Jeferson Joan Gómez Padilla**

Key Words: Austempered, carbide-free steels, bainite, chemical composition, hardness, microstructure, silicon.

Description: In this research, three high and low silicon cast steels, called M1, M2, and M3, were designed. These steels were subjected to austempering heat treatments and compared to AISI SAE 4340 steel (M4), which is well-known for its high hardenability. The aim of this study was to determine the optimal conditions for homogenization, austenitization, and austempering heat treatments to achieve a carbide-free bainite microstructure, and to analyze the influence of chemical composition and heat treatment parameters on the control of the microstructure and hardness of the steels.

The obtained steels were characterized by optical emission spectrometry (OES), optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD), and Rockwell hardness tests. The results obtained allow identifying the obtaining of two types of steels (M1 and M2) with a carbide-free bainite microstructure and hardness between 40-54 HRC, while the other two steels (M3 and M4) presented a conventional bainite microstructure due to the silicon content of the alloys. These findings allow detecting that the heat treatments were designed with optimal conditions, especially the austempering process at 330°C for 6 and 10 hours for M1 and M2, with which volumetric fractions of bainitic ferrite between 73-93% and plate thicknesses between 46-148 nm were achieved. The research provides valuable information for the steel industry in the development of steels suitable for austempering heat treatments.

* Degree Work

** Faculty of Physicochemical Engineering. School of Metallurgical Engineering and Materials Science. Director: Andrés Giovanni González Hernández. PhD in Engineering. Co-director: Cristian Camilo Viáfara Arango. PhD in Mechanical Engineering.

Introducción

El acero es un material muy versátil y ampliamente utilizado en la industria, el cual sigue revolucionando debido a su adaptabilidad, resistencia, durabilidad y sostenibilidad (Askeland & Wright, 2017). La adaptabilidad del acero se debe principalmente a su capacidad para ser aleado, que puede ser procesado de diferentes maneras, y a las diversas microestructuras que se pueden obtener durante los ciclos de transformación en estado sólido (Tenaglia, 2019).

Sin embargo, en los aceros convencionales, ciertas propiedades como la resistencia mecánica, dureza, tenacidad y ductilidad pueden ser limitadas por la microestructura que presentan (Caballero, et al., 2002), por lo que, para superar estas limitaciones, se han desarrollado diversas técnicas que la optimizan, incluyendo la formación de microestructuras bainíticas, martensíticas y de doble fase, que pueden presentar una excelente combinación de dureza y tenacidad (Muhamma, et al., 2021).

La bainita es una microestructura que ha sido ampliamente estudiada en las últimas décadas debido a la posibilidad de mejorar simultáneamente la resistencia mecánica y la tenacidad del acero dependiendo de la morfología de la microestructura, especialmente por el tamaño ultrafino de las placas de ferrita bainítica, la presencia de austenita retenida y la ausencia de carburos, lo que da lugar a los conocidos "aceros bainíticos libres de carburos (BLC)" (Navarro, 2006).

De esta forma, la motivación del presente proyecto es fabricar aceros con estructura bainítica libre de carburos a partir de austemperado para estudiar su microestructura y dureza para futuras aplicaciones. El proyecto plantea el diseño y fabricación del acero, así como el tratamiento térmico adecuado, la evaluación de la dureza del material y la caracterización microestructural por medio de microscopio óptico, microscopio electrónico de barrido y difracción de rayos x.

2. Objetivos

2.1 Objetivo General

Estudiar la microestructura y dureza de aceros bainíticos fundidos de alto y bajo silicio sometidos a austemperado.

2.2 Objetivos Específicos

Obtener tres tipos de aceros fundidos de diferente composición química en un horno de inducción que sean susceptibles a obtener estructuras bainíticas libres de carburo.

Diseñar tratamientos térmicos de austemperado a los aceros fundidos para obtener estructuras bainíticas libres de carburo.

Evaluar el efecto del silicio sobre la microestructura y dureza de los aceros austemperados.

2. Fundamentación teórica

2.1 Aceros fundidos

La técnica de fundición y colada es uno de los métodos más antiguos utilizados para obtener piezas de metal. Sin embargo, la obtención de acero por medio de fundición no es un proceso sencillo, ya que la composición química de las materias primas y el orden de ingreso de los elementos aleantes al horno son variables importantes que deben ser consideradas para evitar la heterogeneidad y microsegregaciones (Tenaglia, et al., 2018).

Después del proceso de solidificación, estas piezas pueden presentar una composición química heterogénea con una microestructura as-cast, debido a los procesos naturales de segregación dendrítica que ocurren en productos fundidos que solidifican fuera del equilibrio (Lambertucci et al., 2013).

Además, la alta temperatura de fusión del acero puede provocar la oxidación del metal en la superficie y la solubilización de gases, lo que puede generar cavidades y poros que afectan la calidad final de la pieza fundida (Tobón, 2021).

2.2 Recocido de homogeneización

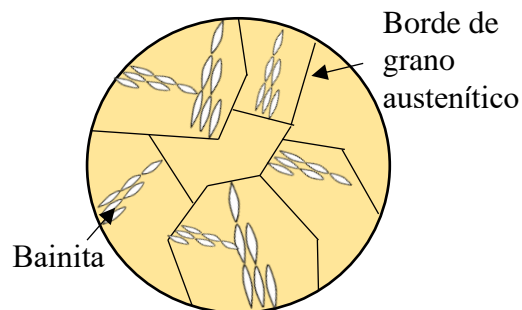
El tratamiento de homogeneización es una técnica de recocido empleada principalmente en piezas de acero moldeado (Tenaglia, 2019), con el objetivo de eliminar o reducir la segregación presente en la pieza (Lambertucci, et al., 2013). La homogeneización implica someter el acero a temperaturas dentro del rango austenítico (entre 1050-1200°C) durante un periodo de tiempo que puede variar entre 2 y 48 horas aproximadamente (Valencia, 2009).

2.3 Bainita

Según el Askeland (2017) “la bainita es un microconstituyente de dos fases, que contiene ferrita y cementita, que se forma en aceros transformados de manera isotérmica a temperaturas relativamente bajas”. Descubierta por Davenport y Bain en 1930 y la cual ha sido vinculada con avances de última generación gracias a la combinación de propiedades mecánicas que pueden alcanzarse mediante estas microestructuras, en particular en términos de resistencia y tenacidad (Tenaglia, 2019). La morfología general de la bainita se muestra en el esquema de la Figura 2.

Figura 2.

Esquema de la morfología de la bainita



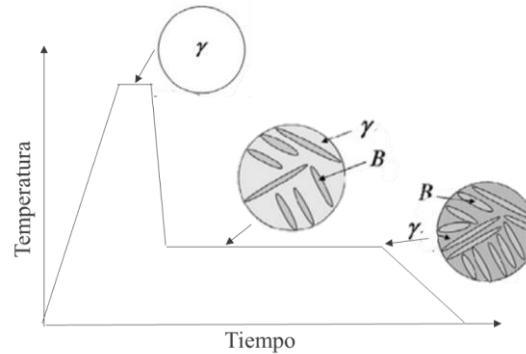
La bainita se identifica por la forma plumosa o acicular dependiendo de la temperatura de transformación, la cual es crítica en el resultado de la microestructura, ya que se solapa con la reacción perlítica en el intervalo superior de temperatura (B_s) y con la reacción martensítica (M_s), en el inferior (Valencia, 2009).

2.3.1 Austemperado

El tratamiento isotérmico es valorado por las excelentes propiedades mecánicas que se pueden lograr gracias a las microestructuras de bainita que resultan del proceso de transformación. Este proceso implica comúnmente dos etapas: la austenización y el austemperado (Han, et al., 2021), el cual se puede evidenciar en el esquema de la Figura 3.

Figura 3.

Esquema del tratamiento térmico y microestructura resultante del austemperado.



Nota. γ → Austenita, β → Cementita. Adaptado de Multi-step isothermal bainitic transformation in medium-carbon Steel (p. 200), por Wang, Wu, Hu, Seki, & Wan, 2019, Elsevier.

La austenización consiste en calentar el material por encima de su temperatura de transformación, con sostenimiento por un tiempo adecuado para permitir la formación y homogeneización completa de la estructura cristalina denominada austenita. Enseguida para el austemperado, el material debe ser transferido a un baño de sales lo más rápido posible para evitar la formación de ferrita, perlita o martensita durante el enfriamiento hasta la temperatura de austemperado, la cual se encuentra entre 200°C y 500°C. Dicha temperatura debe permanecer por un tiempo necesario para finalizar la transformación de acuerdo con el diagrama de transformación isotérmica del material. Finalmente, la pieza es enfriada en agua o al aire hasta temperatura ambiente, para obtener la microestructura bainítica (Viáfara & Vélez, 2005).

El tratamiento térmico de austemperado del acero puede ser representado gráficamente con el diagrama de enfriamiento TTT (temperatura, tiempo, transformación) que describe transformaciones isotérmicas. Microestructuralmente, la transformación bainítica ocurre de la siguiente manera (ver Figura 3):

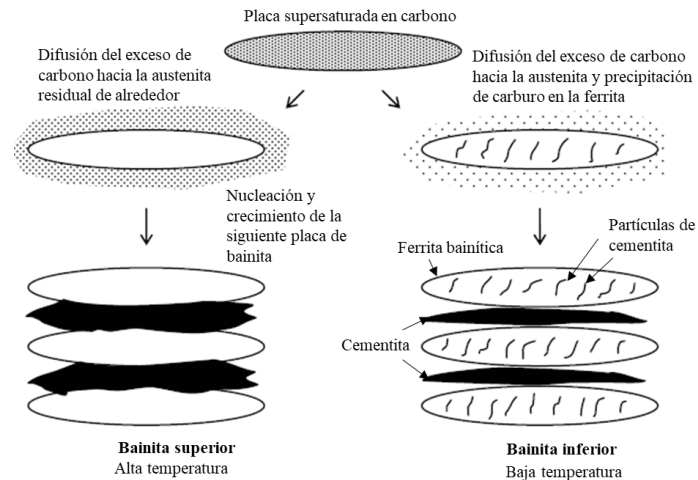
- Durante la austenización, los granos de la estructura original del material se transforman en granos austeníticos de un tamaño definido, el cual está determinado por la temperatura de austenización, el tiempo de permanencia en esta temperatura y la velocidad de enfriamiento posterior (Vasquez, 2018). Cuando el tiempo es suficientemente grande (60 min) se produce un crecimiento del tamaño de grano, lo que dará como resultado una morfología homogénea pero una menor dureza (Illescas, et al., 2007).
- Durante el proceso de austemperado, la bainita se forma en los límites de grano austenítico mediante la sucesiva nucleación de placas individuales de ferrita bainítica sobresaturadas en carbono. Estas placas de ferrita bainítica crecen hasta alcanzar un tamaño determinado y expulsan el exceso de carbono a la austenita residual de alrededor. A partir de la austenita enriquecida en carbono, la siguiente placa de bainita nuclea y crece adifusionalmente, mientras la precipitación de cementita ocurre cuando la concentración de carbono en la austenita supera su límite de solubilidad.

La estructura bainítica convencional está compuesta por placas de ferrita bainítica que están separadas por regiones de cementita junto con o sin la presencia de carburos precipitados. Estas placas y regiones se agrupan en plumas de bainita que tienen una misma orientación cristalográfica, aunque también pueden presentarse pequeñas desorientaciones (Navarro, 2006).

La presencia de partículas de cementita en el interior de las placas de ferrita bainítica depende de la composición química del acero y de la temperatura de transformación. Cuando están presentes, se conoce como bainita inferior, mientras que, si no las hay, se conoce como bainita superior (Navarro, 2006). Esto se puede observar esquemáticamente en la Figura 4.

Figura 4.

Esquema de la formación de la bainita superior e inferior.



Nota. Adaptado de La transformación bainítica sin formación de carburos en aceros (p. 300), por

M. J Navarro, 2006.

La presencia de cementita entre las placas de ferrita bainítica en los aceros bainíticos tradicionales puede disminuir significativamente la tenacidad y ductilidad del material (Caballero, et al., 2002). En los últimos años se ha desarrollado una nueva variante de aceros bainíticos libres de carburos (BLC) que presenta una microestructura en la que la cementita es reemplazada por austenita retenida enriquecida en carbono y estabilizada a temperatura ambiente (Tenaglia, 2019). Esta modificación ocurre con el uso de ciertos elementos de aleación, como el silicio y el aluminio que pueden inhibir la precipitación de la cementita (García et al., 2014), resultando en una notable mejora en las propiedades de tenacidad y ductilidad de los aceros bainíticos (Tenaglia, 2019).

Según Viáfara & Vélez (2005) “En general, en términos de resistencia a la fluencia, la bainita presenta un mejor comportamiento que la perlita y la ferrita proeutectoide, y es superada por la martensita”. La resistencia mecánica de la bainita se debe principalmente al tamaño ultrafino de las placas de ferrita, la cual puede ser refinada hasta decenas de nanómetros (Sierra, et al., 2012).

Según Avner (1985), la dureza de la bainita incrementa desde HRC 40 para la bainita superior, hasta HRC 60 aproximadamente para la bainita inferior, debido al decremento del tamaño y espaciamiento de las placas conforme la temperatura de transformación disminuye.

Por otro lado, en términos de ductilidad y tenacidad, puede ser comparada con la martensita revenida, debido al tamaño de las placas bainíticas, a la presencia de austenita retenida y a la menor presencia de carburos, lo que da lugar a los conocidos "aceros bainíticos libres de carburos" (Sierra, 2000).

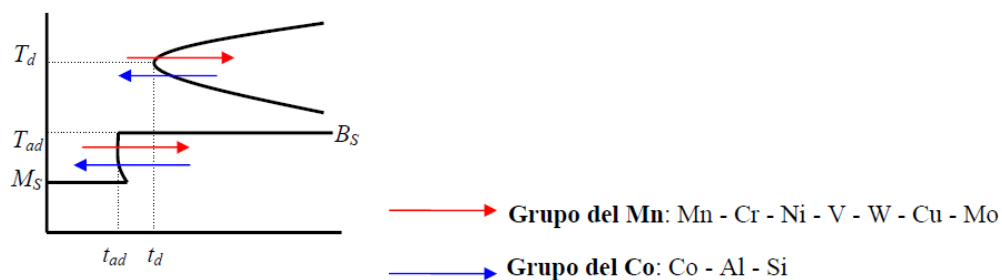
2.3.2 Influencia de composición química

Desde el inicio del siglo XXI, se ha observado un aumento en la investigación de aceros de alto silicio con estructura bainítica, lo cual ha llevado a la publicación de una gran cantidad de trabajos en los que han demostrado la influencia de los elementos de aleación en la formación de diversas fases microestructurales con el fin de optimizar la transformación. (Akram, et al., 2020; García-Mateo, et al., 2014; Navarro, 2006; Ríos, et al., 2020; Tenaglia, 2019; Tobón, 2021).

Según Santofimia Navarro (2006), los elementos de aleación pueden dividirse en dos grupos que tienen efecto diferente en los diagramas TTT, como se observa en la Figura 5.

Figura 5.

Esquema del efecto global de algunos elementos aleantes en el diagrama TTT



Nota. Tomada de La transformación bainítica sin formación de carburos en aceros (p. 25), por Santofimia Navarro, 2006. Madrid

Grupo del Manganeso: Este conjunto de elementos disminuyen la velocidad de la difusión, lo que retrasa tanto el inicio como la finalización de la transformación bainítica. Esto facilita el inicio de la transformación al evitar transformaciones de alta temperatura por reducir las restricciones de tiempo de transformación, pero al mismo tiempo retrasa la transformación total de la fracción bainítica, lo que requiere un mayor tiempo para completarla. Además, dicha presencia también conlleva a una mayor cantidad de austenita retenida en las microestructuras resultantes debido a que en cierto punto, promueven que la austenita enriquecida en carbono y la ferrita tengan la misma energía libre, lo que significa que no hay fuerza impulsora para que continúe la transformación de austenita en ferrita.

Grupo del Cobalto: La presencia de estos elementos tiene un efecto contrario, que acelera la transformación de la austenita a ferrita. Esto se traduce en una mayor rapidez en las reacciones en estado sólido y un desplazamiento de las curvas TTT hacia tiempos más cortos, lo que puede representar un desafío para obtener bainita sin la formación de otras fases, por la limitación de tiempo. Pero, por otro lado, pueden acelerar la formación de la bainita y reducir el tiempo de sostenimiento necesario para lograr una estructura deseada.

Por otro lado, el estudio cuantitativo de la influencia de cada elemento de aleación sobre la temperatura de inicio de transformación bainítica B_s se muestra con la ecuación (4) desarrollada por Trzaska (Trzaska, 2016) y martensítica M_s (5) desarrollada por Capdevilla (Capdevilla, et al., 2002).

$$B_s(^{\circ}C) = 771 - 231.5(\%C) - 69(\%Mn) - 23(\%Si) - 58,5(\%Cr) - 31(\%Ni) - 55(\%Mo) - 41(\%V) \quad (4)$$

$$M_s(K) = 764.2 - 302.6(\%C) - 30.6(\%Mn) - 14.5(\%Si) - 8.9(\%Cr) - 16.6(\%Ni) - 11.3(\%Cu) + 2.4(\%Mo) + 8.58(\%Co) + 7.4(\%W) \quad (5)$$

Además de lo mencionado anteriormente, los elementos de aleación presentan características distintivas:

- C: Acelerador de la reacción bainítica ya que aumenta la estabilidad de la austenita, pero a mayor contenido ralentiza la cinética de transformación (García-Mateo, et al., 2014). Define en mayor medida las posibles temperaturas de austemperado, influyendo sobre las temperaturas Ms y Bs.
- Si: Retarda la precipitación de cementita a partir de austenita, la cual se enriquece así con carbono y se puede estabilizar a temperatura ambiente, evitando una fase dura y quebradiza que perjudicaría las propiedades mecánicas finales (García et al., 2014).
- Mn: Estabilizador de austenita, ayuda con el refinamiento de las agujas bainíticas, retardador de la cinética de formación de bainita y promueve una mayor cantidad de austenita retenida en la microestructura (Akram, et al., 2020).
- Mo: Refina el tamaño de placa de bainita y mejora la templabilidad/austemperabilidad de los aceros (Akram, et al., 2020).
- Cr: Estabilizador de ferrita, brinda mayor templabilidad y contribuye al refinamiento de grano (Ríos, et al., 2020).

3. Metodología

3.1 Producción del acero en horno de inducción

3.1.1 Selección de la composición química

Se definieron rangos de composición química para los 3 tipos de acero (denominados como M1, M2 y M3) como se muestra en la Tabla 1, con el fin de lograr estructuras bainíticas. Estos intervalos se establecieron en base a aleaciones previamente investigadas en la literatura científica.

Tabla 1.

Composición química calculada para los aceros diseñados.

Muestra de acero	Elemento % p/p				
	%C	%Si	%Mn	%Mo	%Cr
M1	0.4-0.5	1.7-1.8	0.6-0.7	0.6-0.7	0
M2	0.6-0.7	2.0-2.1	0.6-0.7	0	1.0-1.1
M3	0.7-0.8	0.4-0.5	0.4-0.5	0	1.4-1.5

Se varió la composición química de los aceros para evidenciar el efecto que tiene sobre la transformación bainítica. Se diseñaron aceros hipoeutectoides de medio y alto carbono de media aleación. El silicio fue el principal aleante estudiado debido a su influencia en la producción de aceros bainíticos libres de carburos, por lo que se produjeron aceros con alto (M1 y M2) y bajo contenido de silicio (M3) para estudiar su efecto en la transformación. El manganeso, cromo y molibdeno se agregaron para contrarrestar el efecto acelerado de la transformación de austenita a ferrita, retrasando el inicio de la transformación bainítica y evitando otras transformaciones de alta temperatura.

3.1.2 Cálculos estequiométricos para composición química

Para obtener la composición deseada, se emplearon materiales de alta pureza en el proceso. El material base utilizado fue un acero AISI 1045, al que se le agregaron aleantes tales como

Ferrosilicio (75.5% Si, ver Apéndice A), Ferromanganeso (60% Mn) y Ferromolibdeno (55% Mo), junto con elementos como cromo, aluminio y la fundición gris con 3% de carbono que se usó como carburante para ajustar el contenido de carbono en el acero.

Se utilizó una fórmula experimental (6) en una hoja de cálculo de Excel (Apéndice B) para realizar el cálculo estequiométrico y determinar la cantidad adecuada de cada elemento de aleación necesaria para obtener los 3 tipos de aceros con la composición especificada en la Tabla 1.

$$\text{Elemento (g)} = \frac{\%Deseado}{(\text{Pureza del elemento}) * (\text{Eficiencia del horno})} \quad (6)$$

3.1.3 Fabricación del molde

El modelo se diseñó en forma de cilindro con 1 pulgada de diámetro y una altura de 2 pulgadas mediante impresión 3D. La fabricación del molde se realizó utilizando arena fina de sílice malla 100, a la cual se le añadió 4% de resina tipo Rapidur A 1.8 Ultra, 4% de resina tipo Rapidur B 2.8 Ultra y 0.1% de catalizador de amina Rapidur C3 para permitir el correcto fraguado del molde. (Ver Apéndice C con las respectivas fichas técnicas)

3.1.4 Fabricación del acero en un horno de inducción

La fusión del acero se llevó a cabo en un horno de inducción de la marca Pressovac Dual Pyrometer en el laboratorio de microfundición de la Universidad Industrial de Santander. El horno tiene una capacidad de 150 gramos y un crisol de carburo de silicio de 20 cc, con atmosfera de argón para garantizar la menor pérdida por oxidación y la calidad del material resultante.

Se realizaron 3 fundiciones, cada una con los aleantes necesarios para obtener las diferentes composiciones deseadas. Para iniciar el proceso, se cargó el crisol con fragmentos del acero AISI SAE 1045 y de fundición gris. Una vez que se fundió el material, se añadió FeSi, FeMn, FeMo y

aluminio. Una vez observada la aleación en estado líquido a 1540°C, se mantuvo la fusión durante cierto tiempo para permitir la disolución completa de los aleantes en el metal líquido.

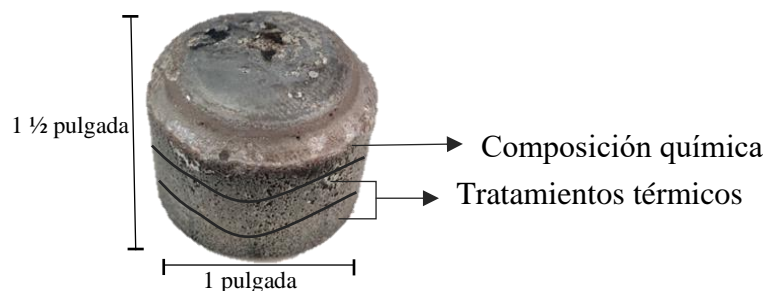
3.1.5 Proceso de colada

El metal líquido se vertió en el molde de arena previamente calentado a 100°C. Los aceros obtenidos fueron sometidos a un proceso de recocido de homogeneización a una temperatura de 1060°C durante 14 horas, con una velocidad de calentamiento de 10°C/min, en un horno tipo mufla Nabertherm ubicado en el laboratorio de tratamientos térmicos de la Universidad Industrial de Santander. Este proceso se realizó con el objetivo de obtener una microestructura y composición química uniformes, minimizando la segregación química durante la solidificación y eliminando la microestructura as-cast (Ríos, Serna, & Aristizábal, 2020).

A continuación, se cortaron las probetas como se muestra en la Figura 6, para disponerlas en las siguientes etapas del desarrollo de la investigación.

Figura 6.

Distribución del material para las posteriores etapas



3.2 Caracterización química de las muestras de acero

La composición química elemental de la aleación fue determinada mediante espectroscopía de emisión óptica (EEO) en un espectrómetro Bruker Q8 Magellan ubicado en el laboratorio de espectrometría de la Universidad de Antioquia en Medellín.

3.3 Modificación de la microestructura

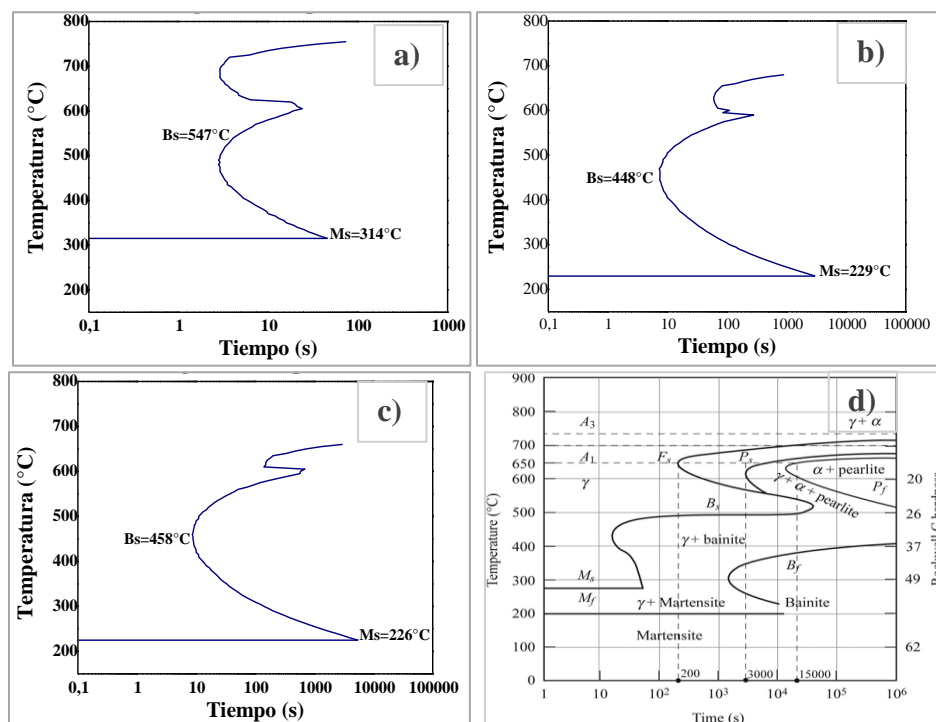
3.3.1 Diseño del tratamiento térmico

Se diseñaron tratamientos térmicos de austemperado de acuerdo con los diagramas TTT correspondiente para tres aceros fundidos y uno comercial, el AISI SAE 4340, para evaluar el efecto de la composición química en la transformación bainítica.

La elaboración de las curvas de Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT) para los 3 aceros fundidos se realizó mediante el software de la Universidad de Cambridge Program MAP_STEEL_MUCG83 (Bhadeshia & Peet, s.f.), como se muestran en el Apéndice D y en la Figura 7, junto con el diagrama convencional para el 4340.

Figura 7.

Diagramas TTT para los 4 aceros, a) M1, b) M2, c) M3 y d) M4.



Nota. Diagrama d Tomado de Ciencia e ingeniería de materiales (p. 494), por D. Askeland & W. Wright, 2017. Cengage learning 7 edición. México

Se calcularon las temperaturas de inicio de transformación bainítica (Bs) y martensítica (Ms) para los diferentes aceros utilizando las ecuaciones de Trzaska (4) y Capdevilla (5) respectivamente, con la finalidad de compararlas con las obtenidas en el software MAP_STEEL_MUCG83 y con ello, establecer el rango de temperatura para lograr la transformación bainítica.

Se llevó a cabo un análisis exhaustivo de las temperaturas de austenización, Bs y Ms correspondientes a cada acero, observadas en la Figura 7, y se compararon los 4 rangos para seleccionar el adecuado para todos ellos. La temperatura de austenización seleccionada fue de 870°C, la transformación bainítica de 448°C y la martensítica de 314°C. Por lo tanto, se seleccionó una temperatura de tratamiento isotérmico de 330°C.

Con respecto al tiempo de austenización, se definió en base al criterio de 1 hora por pulgada de pieza (Heat treating, 1991), por lo que se planificó un tiempo de sostenimiento de 15 minutos, dado que el espesor máximo de las muestras es de 5 mm. En cuanto al tiempo de austemperado, se consideró como un factor variable para estudiar su efecto sobre la microestructura y la dureza, por lo que cada tipo de acero se sometió a 2 tiempos de sostenimiento diferente. A continuación, la Tabla 2 muestra la nomenclatura y los tiempos de austemperado de las 8 muestras de acero.

Tabla 2.

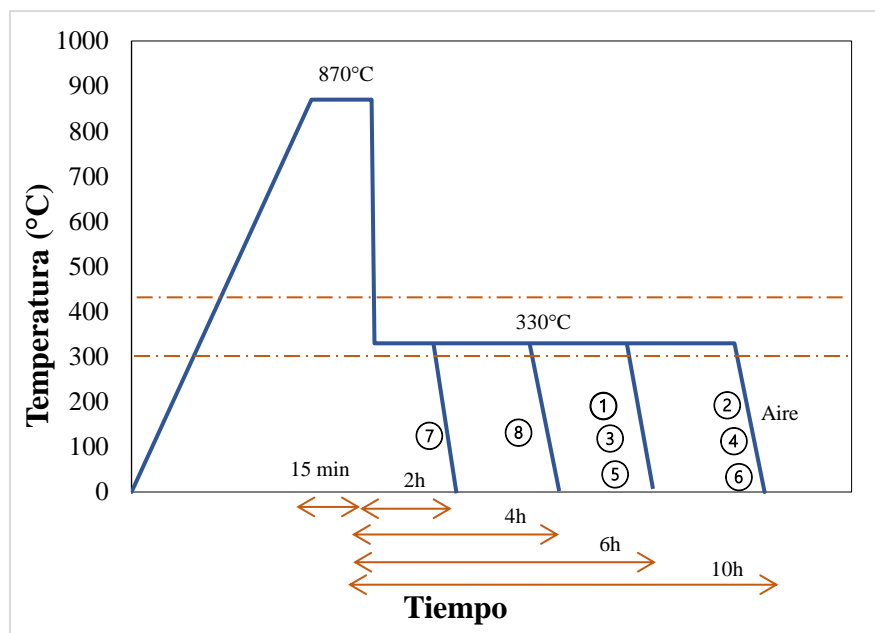
Nomenclatura y tiempo de austemperado de todas las muestras de acero.

Muestra	Nomenclatura	Tiempo de austemperado (h)
M1	M1-6h ①	6
	M1-10h ②	10
M2	M2-6h ③	6
	M2-10h ④	10
M3	M3-6h ⑤	6
	M3-10h ⑥	10
M4	M4-2h ⑦	2
	M4-4h ⑧	4

Además, al analizar los diagramas TTT de los 4 tipos de acero, se determinó el tiempo límite de transformación de 5 segundos. Este tiempo representa el máximo tiempo de enfriamiento permitido para garantizar la mayor transformación de bainita sin la formación de otras fases durante el enfriamiento del material. En otras palabras, es el tiempo máximo permitido para el cambio del medio de enfriamiento (horno de austenización a horno de sales). El diseño del tratamiento térmico se muestra en la Figura 8 y se detalla el procedimiento en la siguiente sección.

Figura 8.

Diseño del tratamiento térmico para todas las muestras de acero.



3.3.2 Ejecución del tratamiento térmico

Las 3 muestras de acero fundido y homogeneizado, junto con el acero comercial AISI SAE 4340, fueron sometidas a una temperatura de austenización de $870 \pm 4^\circ\text{C}$ con sostenimiento de 15 minutos en un horno con atmósfera controlada ubicado en la empresa Imatt Ltda en Girón. Inmediatamente, se austemperaron en un baño de sales de composición 50% nitrito de sodio - 50%

nitrate de potasio a $330 \pm 6^\circ\text{C}$ durante 2, 4, 6 y 10 h, establecidos en la Tabla 2. Al finalizar cada muestra con su tratamiento, se enfriaron al aire.

3.4 Evaluación del tratamiento térmico

3.4.1 Preparación metalográfica

Las muestras obtenidas de as-cast, homogeneizadas y austemperadas, se prepararon para el análisis metalográfico según la norma ASTM E3 (ASTM, 2019). Las muestras se montaron en resina, después se desbastaron con lijas de número de grano desde 80 a 1500 y luego se pulieron en un paño con alúmina de 1 y $0.05 \mu\text{m}$. Para el revelado metalográfico y para facilitar el análisis en el microscopio óptico, se utilizó el reactivo Nital al 2% por inmersión durante 5 segundos.

3.4.2 Caracterización microestructural

En las muestras obtenidas, se analizó la microestructura (fases, constituyentes, tamaño de grano) mediante microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB) y difracción de rayos X (DRX) con el objetivo de cuantificar la cantidad de austenita retenida y ferrita bainítica.

Las micrografías ópticas fueron tomadas en un microscopio óptico Olympus GX71, con aumentos desde 50X hasta 1000X, ubicado en el laboratorio de metalografía de la Universidad Industrial de Santander. Las micrografías fueron tomadas en las estructuras de partida as-cast, después del recocido de homogeneización y del austemperado.

El análisis de las micrografías MEB se realizó a las muestras austemperadas, con aumentos entre 1000X y 20000X, por medio de un equipo Tescan Mira3 LMU, haciendo uso de la técnica de electrones secundarios, ubicado en el laboratorio de Nanociencia y Nanotecnología de la Universidad Pontificia Bolivariana de Bucaramanga.

Mediante DRX se determinó la fracción de austenita retenida presente en el material. Las muestras analizadas se eligieron en función de la caracterización por MO y MEB. Para el ensayo

se utilizó un difractómetro marca BRUKER D8 Advance, ubicado en el laboratorio de rayos-X de la sede Guatiguará de la Universidad Industrial de Santander. Se decidió utilizar un ángulo de 2θ , entre 30° y 70° , un paso de 0.02° con una fuente de Cobre (1.5406Å). El tratamiento de los datos se realizó por medio del software Match! (Putz & Brandenburg, s.f.) que permitió identificar la posición y el ancho de los picos de difracción para su posterior caracterización.

El tamaño de grano se determinó de acuerdo con la norma ASTM E112-13 (ASTM, 2013), cumpliendo con el criterio de porcentaje de precisión relativa (%RA) menor a 10 y la cuantificación de la austenita retenida mediante los lineamientos de la norma ASTM E975-22 (ASTM, 2022). Por otro lado, se complementó la cuantificación de austenita retenida y ferrita bainítica mediante el uso de la técnica de metalografía cuantitativa con el software ImageJ (Rasband, 1997) a partir de 5 micrografías con aumentos de 1000x, 5000x, 10000x y 20000x para los aceros BLC M1-6h, M1-10h y M2-10h.

3.4.3 Evaluación de la dureza

Se realizó el ensayo de dureza Rockwell de las muestras as-cast, homogeneizadas, y austemperadas, siguiendo la norma ASTM E18 (ASTM, 2021), se utilizó un durómetro de marca Wilson Rockwell 4TT con carga de 100-150kgf ubicado en el laboratorio de tratamientos térmicos de la Universidad Industrial de Santander.

4. Resultados

A continuación, se presenta los resultados y el respectivo análisis, de la composición química de los aceros fundidos, microestructura y dureza para los aceros en estado as-cast, homogeneizados y austemperados.

4.1 Composición química de los aceros fundidos

La composición química de los aceros obtenidos por fundición se presenta en la Tabla 3 y en el Apéndice E. Dichas aleaciones se encuentran dentro del rango seleccionado para el estudio, por lo que se consideran adecuadas.

Tabla 3.

Composición química resultante de los aceros obtenidos.

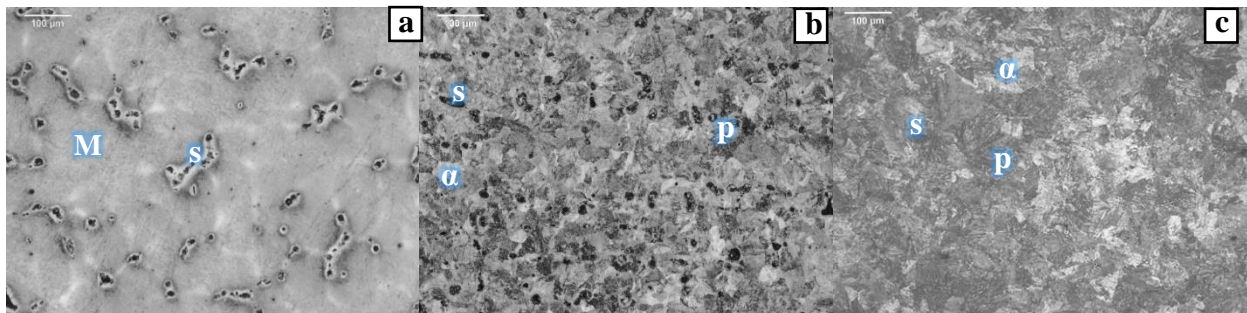
Muestra de acero	Elemento % p/p					
	%C	%Si	%Mn	%Mo	%Cr	%Al
M1	0.435	1.823	0.658	0.628	0.02	0.056
M2	0.643	2.141	0.842	0.0053	1.136	0.036
M3	0.746	0.455	0.623	0.0048	1.481	0.0082

4.2 Microestructura y dureza de los aceros en estado as-cast

La Figura 9 muestra la microestructura de los aceros fundidos en su estado "as-cast", en la cual se observa una estructura heterogénea con patrones dendríticos, segregación de elementos e inclusiones no metálicas, producto del proceso de solidificación posterior a la fundición.

Figura 9.

Micrografías en estado as-cast a 200x de a) M1, b) M2 y c) M3



Nota. α \rightarrow Ferrita, p \rightarrow perlita, M \rightarrow martensita, s \rightarrow segregación

La microestructura de solidificación del acero M1 (Figura 9a) corresponde a martensita con morfología en listones no homogénea, con presencia de segregaciones en los límites del grano, generada por la alta velocidad de enfriamiento a la que se sometió la muestra durante el proceso de colada (Ríos, et al., 2020). Por otro lado, los aceros M2 y M3 (Figura 9b y 9c respectivamente) tienen una microestructura bien definida, compuesta por una matriz ferrítica con perlita en granos columnares y pequeñas segregaciones debido a la fundición. El tamaño de grano medido fue de 51 ± 8 y $81 \pm 13 \mu\text{m}$ para M2 y M3, respectivamente. Se puede encontrar más información sobre las mediciones del tamaño de grano en el Apéndice F.

Los aceros M1 y M2 presentan una mayor segregación debido a su alto contenido de silicio. Aunque el silicio inhibe la formación de carburos en la estructura bainítica, también promueve la segregación de elementos durante el proceso de fundición. En particular, promueve la segregación del fósforo en los límites de grano debido a que el Si mejora la actividad del P en la matriz, y su difusión es relativamente rápida en ella (Yang et al., 2022) y debido a la diferencia de solubilidad de los elementos aleantes (Vargas, 2018). El contenido de P en aceros bainíticos se segrega a pesar de sus mínimos contenidos en la aleación (0.005–0.01%P en peso), que se introduce inevitablemente en los aceros durante proceso de fundición (Yang et al., 2022).

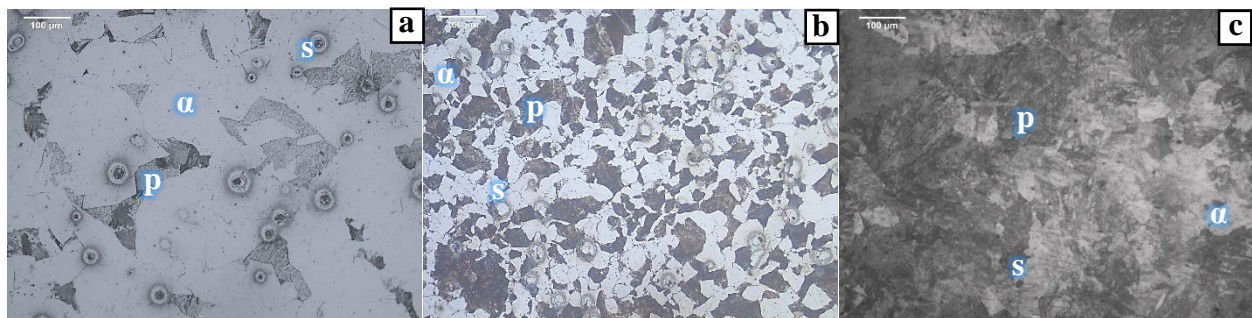
Los valores de dureza obtenidos para cada tipo de acero fundido M1, M2 y M3 fueron de 17 ± 3.2 , 29 ± 3.0 y 35 ± 2.9 HRC, respectivamente. Dichas durezas son comparables a los valores esperados para aceros con el mismo contenido nominal de carbono. Sin embargo, se evidencia una variación en los valores de dureza de cada muestra de acero, lo cual se debe a la composición no uniforme producida por la solidificación fuera de equilibrio.

4.3 Microestructura y dureza de los aceros sometidos a recocido de homogeneización

Este tratamiento permitió una mayor definición de la microestructura de los tres aceros, los cuales presentan características propias de un acero hipoeutectoide recocido, tal como se puede apreciar en la Figura 10. En esta Figura se observa una estructura perlítica (zonas de coloración oscura) en una matriz ferrítica (zonas de color blanco).

Figura 10

Micrografías de aceros homogeneizados a 200x de a) M1 B) M2 y c) M3



Nota. α \rightarrow Ferrita, p \rightarrow perlita, s \rightarrow segregación

Se puede observar una mayor fracción de perlita en M2 y M3 debido al mayor contenido de carbono de las aleaciones. Además, se puede notar una disminución en la segregación de los aceros, en comparación con su estructura as-cast.

Durante el proceso de recocido de homogeneización se produjo un ligero aumento del tamaño de grano de ferrita, con valores de 103 ± 13 , 59 ± 7 y 94 ± 6 μm para los aceros M1, M2 y M3, respectivamente. Este fenómeno ocurre debido al incremento de la temperatura por encima de la línea de temperatura crítica inferior (A3), lo que conlleva a un engrosamiento de los granos austeníticos, los cuales, al enfriarse, se transforman en granos de mayor tamaño (Avner, 1985). Asimismo, un tiempo prolongado de mantenimiento propicia un crecimiento homogéneo de los granos (Blázquez, et al., 2014).

Por otro lado, los valores de dureza obtenidos tras el proceso de homogeneización para los aceros M1, M2 y M3 fueron de 51 ± 1 , 61 ± 0.7 y 65 ± 0.8 HRB, respectivamente, lo que indica que su dureza es comparable con aceros blandos.

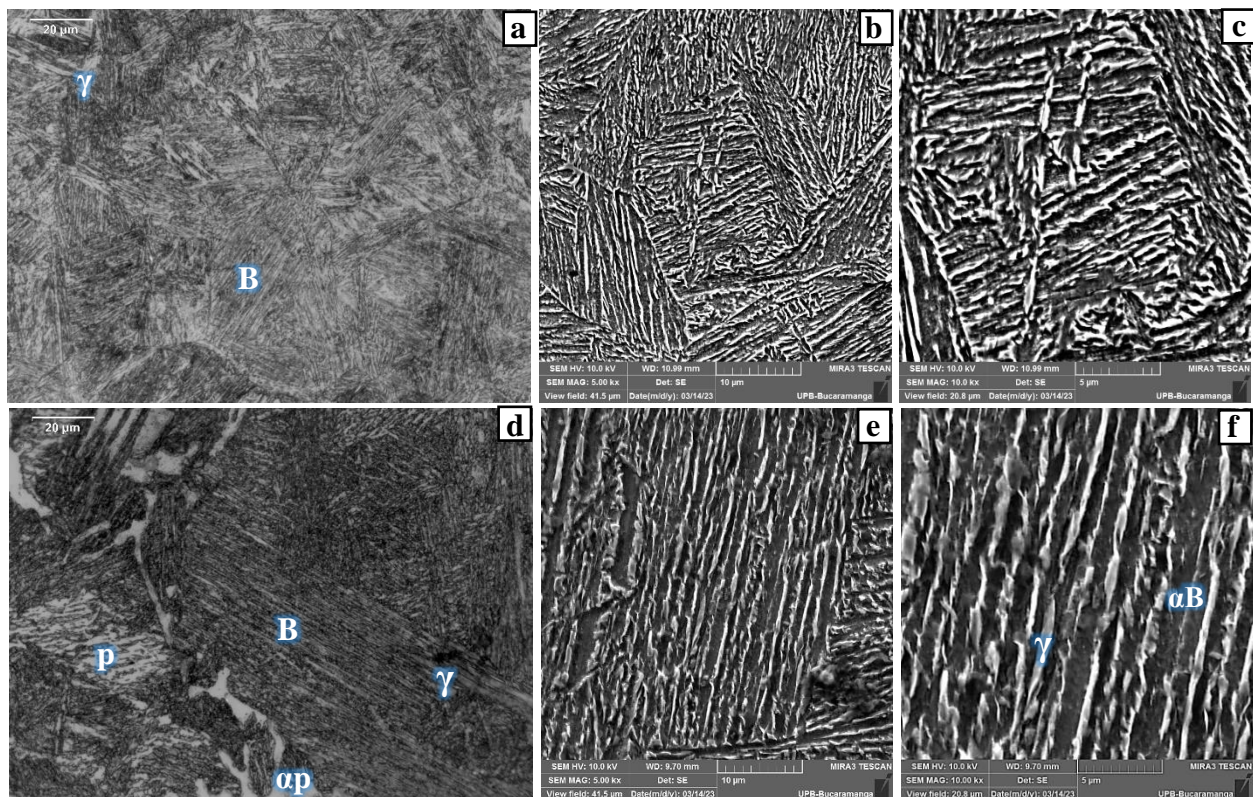
4.4 Microestructura del acero austemperado

4.4.1 Acero M1

En la Figura 11 se muestra las micrografías del acero M1 austemperado a 330°C durante 6 y 10 horas.

Figura 11.

Micrografías MO y MEB del acero M1



Nota. B \rightarrow bainita, γ \rightarrow austenita, p \rightarrow Perlita, αp \rightarrow ferrita proeutectoide, αB \rightarrow ferrita bainítica., M1-6h a)1000x, b)5000x y c)10000x y M1-10h d)1000x, e)5000x y f)10000x.

El acero M1 presenta una estructura bainítica agrupada bajo una misma orientación cristalográfica constituyendo las “plumas” que crecen a partir de los límites de grano austenítico. En la micrografía óptica del acero M1-6h (Figura 11a) se observan las placas de ferrita bainítica como una fase oscura con una matriz clara de austenita. En las micrografías obtenidas con MEB (Figura 11b y c) se evidencia que la morfología de la bainita obtenida, con espesor de 144 ± 20 nm, corresponde a bainita libre de carburos debido al alto contenido de silicio que evitó la precipitación de cementita, por lo que se observan placas de ferrita bainítica y austenita retenida sin la presencia de otra fase, como se confirma con DRX. La austenita presenta morfología en lámina la cual se observa como la fase de mayor relieve con bordes claros, mientras que las placas ferríticas se observan como la fase más oscura. En Apéndice H se evidencia la identificación de fases presentes en las micrografías con la medición del tamaño de placa realizada.

Por otro lado, en la Figura 11d del acero M1-10h se observa una estructura similar al M1-6h, pero con la formación de ferrita proeutectoide nucleada en ciertos límites de grano austenítico y que se extiende alrededor de las perlita. El tiempo de enfriamiento durante el cambio entre el horno de austenización y el horno de sales fue mayor al tiempo crítico diseñado, lo que permitió la transformación de otras fases en mínima proporción.

En las micrografías de la Figura 11e y f obtenidas con MEB, se evidencia una morfología de bainita libre de carburos similar con el acero M1-6h, con espesor de placa bainítica de 148 ± 12 nm. Se puede observar que, estadísticamente tienen el mismo tamaño, no obstante, algunas placas bainíticas son más finas y otras más gruesas en comparación con las del acero anterior. Esta variación se debe al aumento del tiempo de austemperado, ya que favoreció el fenómeno de autocatalisis de la ferrita bainítica, lo que permitió una mayor nucleación sucesiva de nuevas placas individuales de ferrita (Santacruz, 2020). Se destaca que una tasa de nucleación elevada se traduce

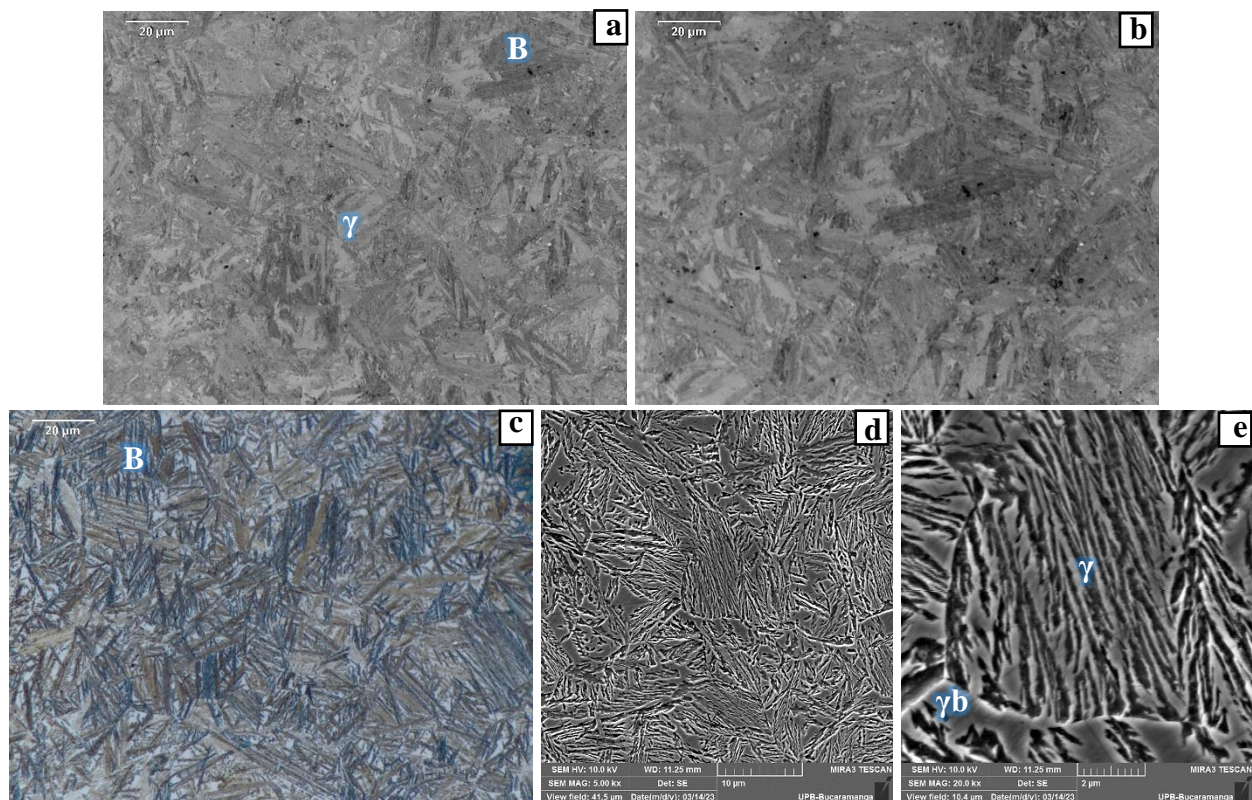
en una microestructura más fina, con placas de ferrita bainítica y austenita en lámina de menor espesor. Este efecto, a su vez, reduce los bloques de austenita retenida cuando se permite una transformación más prolongada (Santacruz, 2020; Tenaglia, 2019). Un efecto que sigue el mismo comportamiento de los experimentos realizados por varios autores (Caballero, et al., 2002; Huang, et al., 2013; Santacruz, 2020; Tenaglia, 2019).

4.4.2 Acero M2

En la Figura 12 se muestra las micrografías del acero M2 austemperado a 330°C durante 6 y 10 horas.

Figura 12.

Micrografías MO y MEB del acero M2



Nota. B→Bainita, γ →austenita, γb →austenita en bloque. M2-6h a) y b) 1000x, y del acero M2-10h c)1000x, d)5000x y e)20000x.

Las micrografías ópticas del acero M2 en las Figuras 12a, b y c revelan una fase oscura que corresponde a la ferrita bainítica con una matriz más clara de austenita retenida. Se evidencia una alta densidad de plumas con coloraciones oscuras y otras más claras. Este fenómeno se debe a la mínima heterogeneidad del contenido de aleantes presentes en la matriz metálica, lo que puede generar zonas con una cinética de reacción más rápida o más lenta y que a su vez, puede afectar la fracción de volumen de ferrita bainítica transformada en el material (Tenaglia, 2019).

La Figura 12c revela una mejor visualización de las plumas bainíticas en el acero M2-10h en comparación con el acero M2-6h, con una morfología similar a la reportada por otros autores (Caballero, et al., 2002; Caballero & García-Mateo, 2015; García-Mateo, et al., 2005; Santacruz, 2020; Tenaglia, 2019; Tobón, 2021; 2; Vigneau, 2021).

Por otro lado, las micrografías de MEB en la Figura 12e permiten observar con mayor detalle la bainita libre de carburos, la cual se agrupa en una misma orientación cristalográfica y se forma a partir de los límites del grano austenítico. El elevado contenido de silicio asegura que el carbono enriquezca la austenita residual favoreciendo su estabilidad a temperatura ambiente y evitando su transformación a martensita (Santacruz, 2020; Tenaglia, 2019).

Así mismo, se evidencian dos morfologías de la austenita retenida, a diferencia del acero M1. Dentro de los plumines está presente la austenita en lámina, mientras que entre ellos se evidencia la austenita con morfología de bloque.

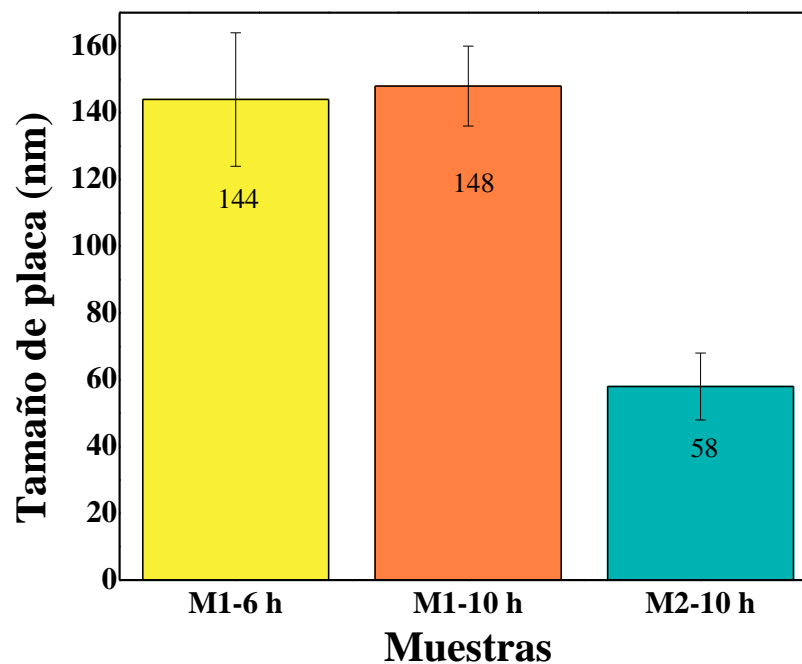
Además, en las micrografías de MEB, se puede apreciar claramente una disminución en el tamaño de las placas bainíticas del acero M2-10h en comparación con M1-6h y M1-10h, donde las placas bainíticas tienen un espesor de 58 ± 6 nm. Este refinamiento de las placas se debe principalmente al contenido de aleantes presentes en el acero M2, especialmente el carbono y el manganeso. El enriquecimiento de carbono en la austenita y un contenido de manganeso entre 0.4-

2% conducen a un aumento en la energía de activación crítica necesaria para la nucleación de la bainita (Ravi, et al., 2017), lo que favorece el refinamiento de la microestructura con el aumento del tiempo de transformación (Santacruz, 2020).

Por otro lado, la Figura 13 muestra el tamaño de placa bainítica obtenido para los aceros BLC (M1 y M2), permitiendo una mejor comprensión del efecto tanto del tiempo de tratamiento como de la composición química discutida previamente.

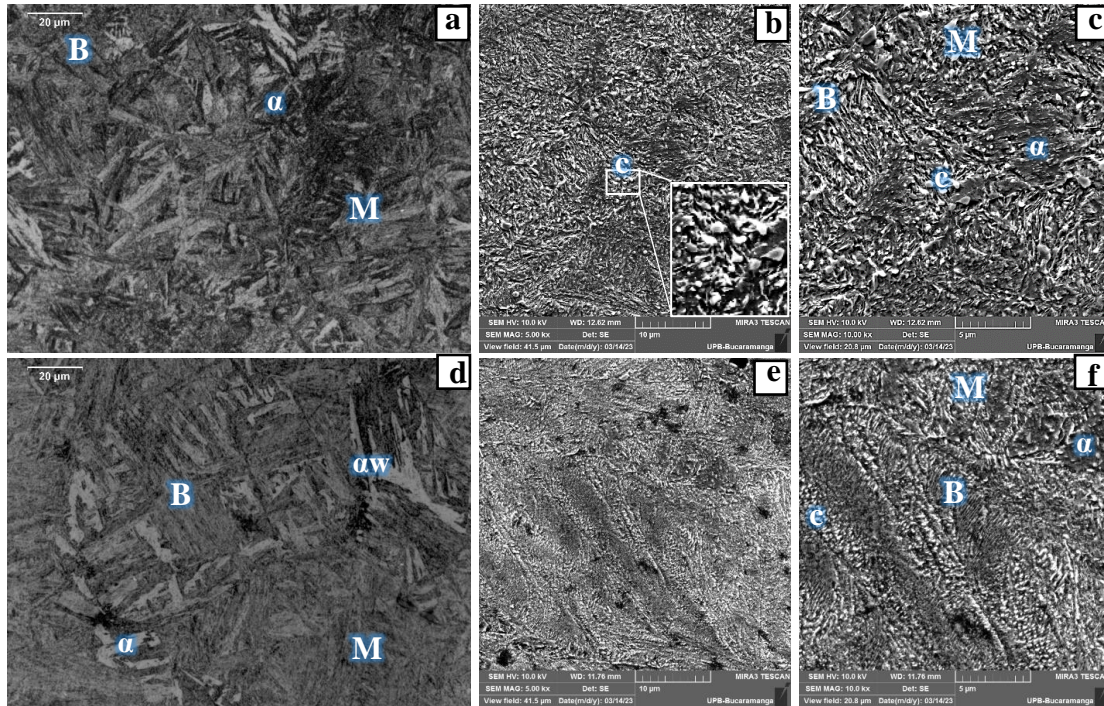
Figura 13

Tamaño de placa bainítica de los aceros BLC.



4.4.3 Acero M3

En la Figura 14 se muestra las micrografías del acero M3-6h austemperado a 330°C durante 6 y 10 horas.

Figura 14*Micrografías MO y MEB del acero M3*

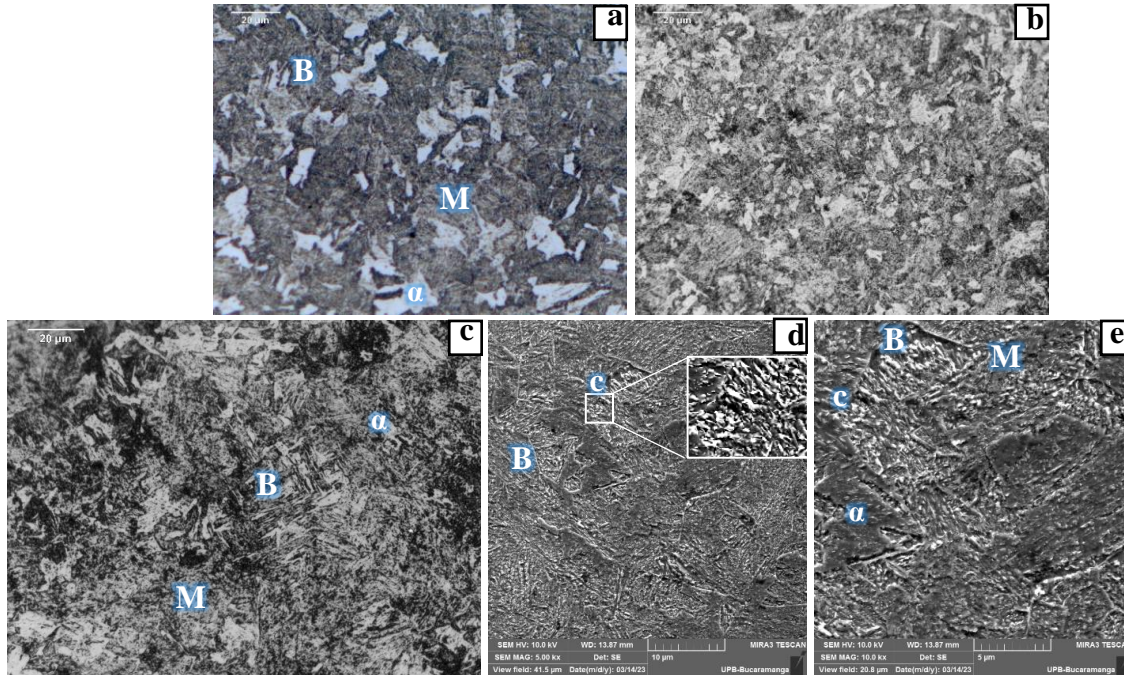
Nota. α →Ferrita, α_w →ferrita Widmanstätten, B→bainita, c→carburos, M→martensita. M3-6h a)1000x, b)5000x y c)10000x y M3-10h d)1000x, e)5000x y f)10000x.

La micrografía óptica del acero M3 en las Figuras 14 a y d muestra la presencia de granos de ferrita, martensita y plumas bainíticas muy finas, aunque en menor proporción que en los aceros M1 y M2, debido a la transformación de otras fases y microconstituyentes. Se espera que la microestructura del acero M3 contenga bainita convencional (ferrita+ cementita) debido a la menor cantidad de silicio presente. El acero M3-10h, en comparación con M3-6h, presenta una mayor cantidad de placas bainíticas definidas, rodeadas por granos de ferrita, debido al mayor tiempo de sostenimiento.

Las micrografías obtenidas por MEB en las Figuras 14 b, c, e y f permiten observar con mayor claridad la presencia de plumas bainíticas finas, cuyo espesor de placa es de 58 ± 8 nm y 50 ± 5 nm para los aceros M3-6h y M3-10h, respectivamente. Además, las micrografías revelan la presencia de pequeños carburos blancos uniformemente distribuidos en la matriz del acero, sin embargo en el M3-10h se aglomeraron en el límite de grano debido al mayor tiempo de sostenimiento. El diámetro de los carburos para los aceros M3-6h y M3-10h es de 0.28 ± 0.24 y 0.29 ± 0.26 , respectivamente. Este crecimiento del precipitado es proporcional a la temperatura y tiempo transcurrido debido a la difusión de carbono en la matriz de la austenita (Vazquez, 1996). Según la teoría LSW (Lifshitz-Slyozov-Wagner), la cinética de crecimiento para un tamaño de precipitado depende del tiempo de sostenimiento. Es decir, las partículas más grandes crecen a expensas de las más pequeñas debido a la transferencia de masa difusional desde una solución sólida sobresaturada (Martínez, 2016). A pesar de los mayores aumentos utilizados, no se pudo detectar la presencia de carburos en las finas placas ferríticas, sin embargo, la disminución de silicio promovió la formación de cementita. La microestructura de este acero M3 tiene una morfología similar a la reportada por varios autores (Martínez, 2016; Wang, et al., 2020).

4.4.4 Acero M4

En la Figura 15 se muestra las micrografías del acero M4-2h austemperado a 330°C durante 2 y 4 horas.

Figura 15.*Micrografías MO y MEB del acero M4*

Nota. α →Ferrita, B→bainita, c→carburos, M→martensita. M4-2h a) 2000x y b)1000x y M1-4h c)1000x, d)5000x y e)10000x.

La microestructura del acero M4 de la Figura 15a, b y c, se compone de plumas bainíticas en forma de agujas y martensita con granos de ferrita (zonas blancas). Así como el acero M3, el acero M4 también forma bainita convencional debido a la baja presencia de silicio que promueve la precipitación de cementita. La microestructura de este acero tiene una morfología similar a la reportada por Han (Han, y otros, 2021). En las micrografías también se pueden observar áreas donde la bainita no se transformó, debido a que los aceros con una mayor cantidad de elementos de aleación presentan una mayor heterogeneidad en su composición química (Tenaglia, 2019), lo que resulta en diferentes cinéticas de transformación y una menor fracción de ferrita bainítica en algunas zonas (Basso, et al., 2014).

Adicionalmente, mediante MEB se identifica la presencia de pequeños carburos blancos distribuidos uniformemente en la matriz del acero M4-4h, con un diámetro de $0.31 \pm 0.11 \mu\text{m}$, como se observa en la Figura 15d y e.

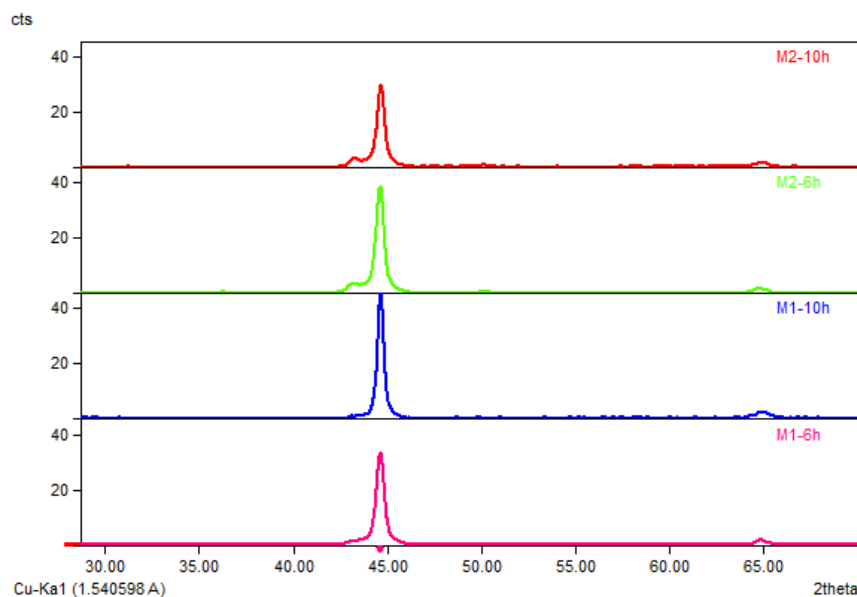
4.5 Influencia de la composición química y el tiempo en la transformación bainítica

4.5.1 Fracción volumétrica de ferrita bainítica y austenita retenida

A partir de los análisis de DRX realizados en los dos aceros BLC de alto silicio, se pudieron identificar los picos característicos tanto de la austenita retenida (111) (200) como de la ferrita (110) (200), sin la presencia de cementita en ningún caso, ya que fueron picos de menor intensidad que no se lograron identificar. Estos resultados se observan en el difractograma de la Figura 16.

Figura 16

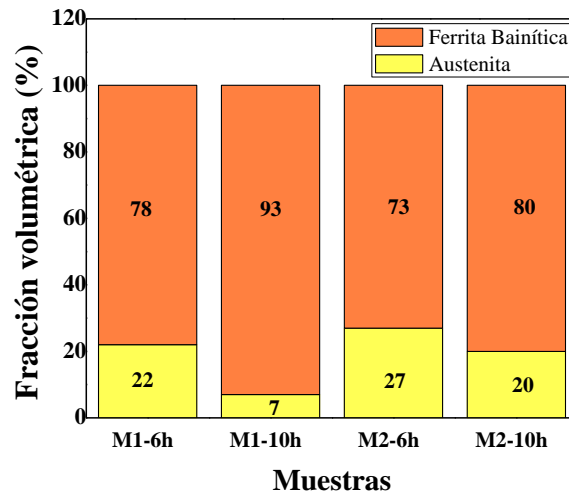
Difractograma de los aceros BLC



Con el análisis de las intensidades fue posible cuantificar la fracción volumétrica de austenita retenida, siguiendo la norma ASTM E975-22, De esta manera, se logró determinar indirectamente el porcentaje de ferrita bainítica (fase de interés), como se observa en la Figura 17.

Figura 17

Fracción volumétrica de los aceros BLC según DRX



También se empleó la técnica de metalografía cuantitativa con el software ImageJ para complementar la cuantificación, y se obtuvieron porcentajes de fracción volumétrica similares a los encontrados por DRX. En concreto, se observaron valores del 76 ± 2.6 , 91 ± 3.2 y 78 ± 5 % de ferrita bainítica en los aceros M1-6h, M1-10h, M2-6h y M2-10h, respectivamente. En el Apéndice G se evidencia la cuantificación con el software ImageJ.

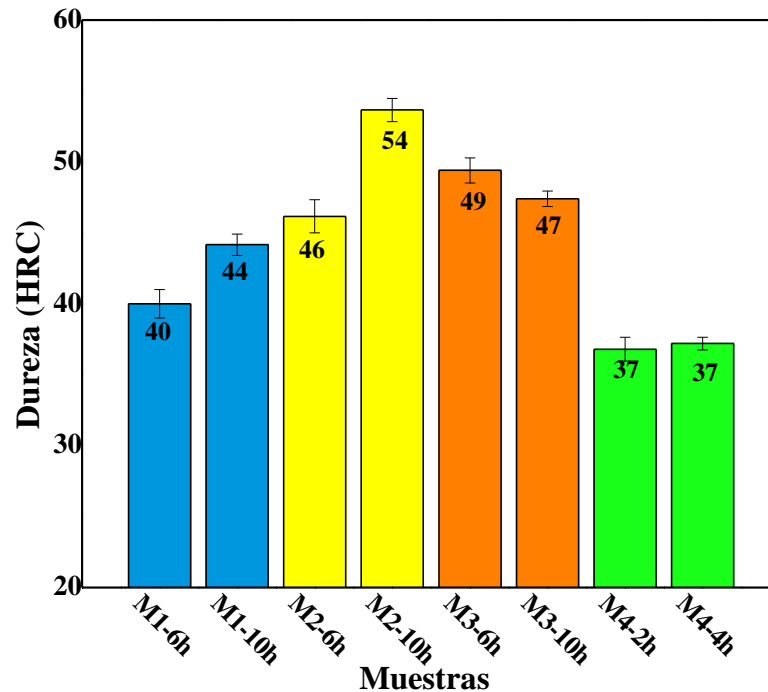
En el acero M1-6h, se pudo observar que la transformación bainítica había progresado significativamente, alcanzando una fracción volumétrica del 78% de ferrita bainítica y 22% de austenita retenida con morfología de láminas, sin presencia de austenita en bloque según las observaciones realizadas por MEB. Por otra parte, el acero M1-10h presentó una fracción de 93% de ferrita bainítica debido al incremento del tiempo de sostenimiento. Este efecto se debe a que un tiempo más prolongado permite una mayor difusión de los átomos de carbono en la estructura del acero, lo que a su vez favorece una transformación más completa de la austenita rica en carbono en ferrita bainítica (Ravi, et al., 2017).

Por otro lado, en el caso del acero M2, se observa una mayor fracción volumétrica de austenita retenida en comparación con los aceros M1. Esto se debe a que los aceros BLC con alto contenido de aleantes como manganeso, cromo y molibdeno reducen la movilidad de los átomos de carbono en la estructura del acero, lo que ralentiza la transformación de la austenita en bainita durante el proceso de austemperado (Vigneau, 2021) y por lo tanto se necesita de mayor tiempo de sostenimiento para completar la transformación bainítica. Además, la mayor presencia de aleantes también puede aumentar el grado de heterogeneidad en la estructura del acero resultante de la transformación, lo que favorece la estabilización de una mayor fracción de austenita retenida (Tenaglia, 2019) en algunas ocasiones en forma de bloques en la microestructura (Akram, et al., 2020; Vigneau, 2021).

En comparación con el acero M2-6h, el acero M2-10h muestra una fracción de austenita retenida menor y un comportamiento similar al del acero M1-10h, como se puede observar en la Figura 17. Este efecto se atribuye al aumento del tiempo de sostenimiento del austemperado, como se mencionó con anterioridad.

4.5.2 Dureza

La dureza del acero se ve afectada principalmente por la microestructura del acero, como el tamaño de placa y las fases presentes en ella, y la cual, a su vez, depende del tiempo de austemperado (Caballero, et al., 2002). Estas variables pueden refinar la estructura, lo que contribuirá al aumento de la dureza. La Figura 18 presenta una disminución progresiva en la desviación estándar de la dureza para cada acero, lo que sugiere que a medida que transcurre el tiempo, la microestructura del material se vuelve cada vez más homogénea y uniforme.

Figura 18*Dureza de todos los aceros*

La dureza de los aceros BLC (M1 y M2) oscila entre 40 y 54 HRC, los cuales son comparables a los obtenidos por Tenaglia (Tenaglia, et al., 2017) en aceros fundidos con contenido de carbono similar y tratados a una temperatura de 300°C, donde se reportaron valores de 49 HRC. Por otro lado, García y otros (García-Mateo, et al., 2005) encontraron valores de dureza de 53 HRC a una temperatura de 250°C y 45 HRC a una temperatura de 300°C en un acero laminado con porcentajes de carbono y silicio de 0.98 y 1.46, respectivamente, pero con tiempos de finalización de transformación de 2 a 4 días.

La alta dureza observada en los aceros se debe a la presencia de una microestructura fina de ferrita bainítica. A medida que se reduce el tamaño de las placas de bainita a una escala cercana a la nanométrica a través del incremento del tiempo de austemperado, se espera un aumento significativo en la dureza del material (García-Mateo, et al., 2005). Este fenómeno se debe a que

la reducción del espacio disponible para el movimiento de las dislocaciones conduce a una mayor resistencia mecánica del material (Tobón, 2021).

En contraste, la dureza del acero M3 disminuye a medida que se aumenta el tiempo de tratamiento, debido al incremento en el espesor de los precipitados en los límites de los granos, lo que disminuye la cantidad de carburos uniformemente distribuidos en la matriz y, por tanto, la dureza (Martínez, 2016). En cambio, la dureza del acero M4 permanece constante durante las cuatro horas de tratamiento, gracias a la uniforme distribución de los carburos en la matriz del acero.

Conclusiones

Se obtuvieron tres tipos de aceros fundidos (M1, M2 y M3) con las composiciones químicas adecuadas, como su alto porcentaje de silicio (M1=1.8% y M2=2.1%) para luego ser tratados térmicamente por medio de un austemperado y para obtener microestructuras bainíticas. Además se compararon con un acero comercial AISI SAE 4340, que es bien conocido por su alta templabilidad. A pesar de los desafíos inherentes al proceso de fundición, se lograron producir exitosamente mediante cálculos en una hoja de Excel. Sin embargo, se observó la presencia de segregaciones y otros defectos propios de la solidificación de aceros colados en las micrografías, los cuales se eliminaron en su mayoría mediante el recocido de homogeneización realizado a 1060°C durante 14 horas.

Después del tratamiento térmico de austemperado, se obtuvieron dos tipos de aceros (M1 y M2) con microestructura de bainita libre de carburos, mientras que los otros dos aceros (M3 y M4) presentaron una microestructura de bainita convencional debido principalmente al bajo contenido de silicio de las aleaciones, con placas bainíticas entre 46 y 148 nm para los aceros estudiados. La variación de composición química permitió identificar especialmente el efecto del silicio sobre la microestructura y que los aceros con alto contenido de aleantes disminuyen la cinética de transformación bainítica. Por otro lado, la variación del tiempo de sostenimiento en el tratamiento térmico de austemperado permitió identificar que al incrementar el tiempo se promueve una mayor fracción de bainita con un mayor refinamiento de placa, lo que se traduce en mayor dureza.

El estudio indica que ambos aceros, M1 y M2, son viables para producir bainita libre de carburos. Sin embargo, la elección del acero más adecuado depende de su aplicación específica.

Si se requiere alta dureza, se recomienda el acero M2-10h tratado térmicamente a 330°C durante 10 horas. Si se busca mayor ductilidad, el acero M1-10h sometido al mismo tratamiento es la mejor opción. También es importante tener en cuenta la factibilidad económica, ya que a 6 horas también se lograron excelentes propiedades en ambos aceros.

En cuanto a los resultados obtenidos, los tratamientos térmicos lograron producir aceros BLC con una fracción volumétrica de ferrita bainítica entre 73 y 93% y una dureza entre 40 y 54 HRC, lo que los hace comparables o superiores a los aceros convencionales en términos de dureza. Además, se espera que se destaquen por su alta ductilidad debido a la significativa presencia de placas finas y austenita retenida en vez de cementita.

Se demostró un efecto significativo del silicio en la formación de estructuras bainíticas libres de carburos. Cuando el contenido de silicio superó el 1.5%, se obtuvo una estructura bainítica libre de carburos (M1 y M2). En cambio, cuando el contenido de silicio fue menor en M3 y M4, se encontró una estructura bainítica convencional con pequeños carburos distribuidos en la matriz y en los límites de grano.

Recomendaciones

Para futuras investigaciones se recomienda:

- Realizar estudios de microsegregación y homogeneización de las aleaciones empleadas antes de su utilización en la fabricación de los aceros colados. Esto puede ayudar a minimizar la heterogeneidad en la composición química de la matriz metálica y mejorar la calidad de las microestructuras obtenidas.
- Realizar pruebas de caracterización de las propiedades mecánicas (desgaste, resistencia mecánica e impacto) de los aceros colados obtenidos, para determinar su comportamiento en situaciones de alta exigencia y comparar con otros materiales de referencia.
- Considerar la aplicación de los aceros colados obtenidos en la fabricación de piezas sometidas a condiciones extremas de carga mecánica, como en la industria automotriz, aeronáutica o de maquinaria pesada. Esto podría abrir nuevas oportunidades de mercado y ampliar el potencial de aplicación de los aceros bainíticos libres de carburos producidos a partir de materiales colados.

Referencias bibliográficas

- Akram, M., Palkowski, H., & Soliman, M. (2020). High-Strength Low-Cost Nano-Bainitic Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29, 2418–2427. doi:<https://doi.org/10.1007/s11665-020-04771-4>
- Askeland, D., & Wright, W. (2017). *Ciencia e ingeniería de materiales*. México: Cengage learning 7 edición.
- ASTM International. (2013). *ASTM E112-13 Standard Test Methods for Determining Average Grain Size* (13th ed.). <https://doi.org/10.1520/E0112-13>
- ASTM International. (2019). *ASTM E3-19 Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens* (7th ed.). <https://doi.org/10.1520/E0003-19>
- ASTM International. (2021). *ASTM E18-21a Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials* (21st ed.). <https://doi.org/10.1520/E0018-21A>
- ASTM International. (2022). *ASTM E975-22 Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation* (22nd ed.). <https://doi.org/10.1520/E0975-22>
- Avner, S. (1985). *Introducción a la metalurgia física*. New York: McGraw-Hill 2 edición.
- Basso, A., Tenaglia, N., Boeri, R., & Massone, J. (2014). Influence of the chemical composition on the ausferritic transformation in carbide-free. *Materials Science Forum*, 85-91.
- Bhadeshia, H. (2001). *Bainite in steels*. Londres: IOM Communications.
- Bhadeshia, H & Peet, M. (s.f.). Program MAP_STEEL_MUCG83, Cambridge, Materials Algorithms Project. URL: <http://www.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/mucg83.html>

- Blázquez Martínez, V., Lorenzo Esteban, V., & Del Río López, B. (2014). Ingeniería y ciencia de los materiales metálicos. Madrid: Dextra Editorial S.L.
- Caballero, F., & García-Mateo, C. (2015). Understanding the Mechanical Properties of Nanostructured Bainite. Mahmood Aliofkhae. doi:<https://doi.org/10.1002/9783527674947.ch3>
- Caballero, F., Bhadeshia, H., Mawella, K., Jones, D., & Brown, P. (2002). Diseño de nuevos aceros bainíticos. Madrid.
- Caballero, F., Bhadeshia, H., Mawella, K., Jones, D., & Brown, P. (Marzo de 2002). Very strong low temperature bainite. *Materials Science and Technology*, págs. 279-284.
- Capdevila, C., Caballero, F., & García De Andrés, C. (2002). Determination of Ms Temperature in Steels: A Bayesian Neural Network Model. *Isij International*, 894–902. doi:<https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.894>
- Fernández, D. M. (2004). modelización de la cinética de austenización y crecimiento de grano austenítico en aceros ferrítico-perlíticos. Madrid: Universidad Complutense de Madrid.
- García-Mateo, C., Caballero, F. G., & Bhadeshia, H. K. D. H. (2005). Mechanical Properties of Low-Temperature Bainite. *Materials Science Forum*, 500–501, 495–502. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.500-501.495>
- García-Mateo, C., Caballero, F., & Bhadeshia, H. (2005). Superbainita. Una nueva microestructura bainítica de alta resistencia. *Metal*, 186-193.
- García-Mateo, C., Sourmail, T., Caballero, F., Smanio, V., Kuntz, M., Ziegler, C., . . . Elvira, R. (2014). Nanostructured steel industrialization: a plausible reality . CENIM Articles.

- Han, X., Hou, J., Zhang, Z., Barber, G., Qiu, F., Chang, F., & Kou, S.-Q. (2021). Bainite kinetic energy, activation energy, and tribological behavior of austempered AISI4340 steel. Elsevier, 1473-1481.
- Heat treating. (1991). ASM Handbook Committee.
- Huang, Y., Zhao, A.-m., He, J.-g., Wang, Z.-g., Qi, L., & Wang, X.-p. (2013). Microstructure, crystallography, and nucleation mechanism of NANOBAIN steel. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 1155-1163.
- Illescas, S., Fernández, J., & Guilemany, J. (2007). Estudio del crecimiento de grano de la fase austenítica en un acero HSLA de bajo contenido en carbono. Revista de metalurgia, 39-51.
- Lambertucci, L. A., Maffia, E. G., & González, A. P. (2013). Evaluación del tratamiento térmico de homogeneizado a través de ensayos de impacto. II Jornadas de Investigación y Transferencia de la Facultad de Ingeniería.
- Liu, H., Sun, J., Jiang, T., Guo, S., & Liu, Y. (2014). Improved rolling contact fatigue life for an ultrahigh-carbon steel with nanobainitic microstructure. Elsevier.
- Liu, H., Sun, J., Jiang, T., Guo, S., & Liu, Y. (2014). Improved rolling contact fatigue life for an ultrahigh-carbon steel with nanobainítica microstructure. Elsevier.
- Martínez Sandoval, U. (2016). Efecto de la precipitación de carburos sobre las propiedades mecánicas en un acero ferrítico con 5% Cr con envejecido isotérmico. Ciudad de México: Instituto Politécnico Nacional.
- Muhammad Bilal, M., Yaqoob, K., Hammad Zahid, M., ul haq, E., Hassan Tanveerc, W., Wadoodd, A., & Ahmede, B. (2021). Effect of austempering conditions on the microstructure and mechanical properties of AISI 4340 and AISI 4140 steels. Elsevier, 5194-5200.

- Navarro, M. J. (2006). La transformación bainítica sin formación de carburos en aceros. Madrid.
- Putz, H. & Brandenburg, K. (s.f.). Match! - Phase Analysis using Powder Diffraction, Version 3.x, Crystal Impact. Kreuzherrenstr. 102, 53227 Bonn, Germany, <https://www.crystalimpact.de/match>.
- Ravi, A. M., Sietsma, J., & Santofimia, M. J. (2017). Bainite formation kinetics in steels and the dynamic nature of the autocatalytic nucleation process. *Scripta Materialia*, 140, 82-86.
- Ríos Diez, O., Serna Giraldo, C. P., & Aristizábal Sierra, R. (2020). Desarrollo de aceros fundidos para ser tratados térmicamente mediante carbo-austemperado. *Ingeniare. Revista chilena de ingeniería*, Vol. 28 N.º 4, 2020, pp. 718-730, 718-730. doi:<https://doi.org/10.4067/s0718-33052020000400718>
- Santacruz Londoño, A. (2020). Relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas en un acero fundido con estructura bainítica. Medellín: Universidad de Antioquia.
- Sierra, M., Olaya, J., & Rodríguez-Baracaldo, R. (2012). Obtención y caracterización mecánica de un acero bainítico aleado con boro (10 y 20 ppm). Bogotá.
- Tenaglia, N. (2019). Aceros colados bainíticos libres de carburos: estudio de la estructura de solidificación, cinética de transformación y propiedades mecánicas. Mar del Plata: Universidad Nacional de Mar del Plata.
- Tenaglia, N. E., Boeri, R. E., Basso, A. D., & Massone, J. M. (2017). Macro and microstructural characterization of high Si cast steels—Study of microsegregation patterns. *International Journal of Cast Metals Research*, 30(2), 103-111.
- Tenaglia, N., Boeri, N.E., Massone, J.M. & Basso, A.D. (2018). 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, doi: 10.1080/02670836.2018.1507124.
- Tobón Aguirre, C. (2021). Estudio Microestructural de una Acero Fundido Alto Carbono-Alto Silicio Sometido a Tratamientos Térmicos de Austemperado y Q&P. Medellín: Universidad de Antioquia.
- Trzaska, J. (2016). Calculation of critical temperatures by empirical formulae. Archives of Metallurgy and Materials, 61, 981-986. doi:<https://doi.org/10.1515/amm-2016-0167>
- Valencia, A. (2009). Tecnología del tratamiento térmico de los metales. Universidad de Antioquia.
- Vargas Cortés, V. (2018). Efecto del silicio sobre el comportamiento metalúrgico y mecánico de la soldadura por resistencia de un acero TRIP. México: Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo.
- Vásquez Parra, S. (2018). modelamiento matemático del crecimiento de grano austenítico y verificación experimental de su influencia en la dureza de un acero 1020. Bogotá: Universidad Distrital Francisco José de Caldas.
- Vazquez Hernandez, J. (1996). Estudio de la precipitación de carburos en el acero inoxidable AISI 304 en enfriamiento continuo. San Nicolás de los Garza: Universidad Autónoma de Nuevo León.
- Viáfara, C., & Vélez, J. (2005). Transformación bainítica en aleaciones Fe-C. Ingeniería y ciencia.
- Wang , Y., Yang , Z., Zhang, F., Qin , Y., & Wang , X. (2020). Microstructures and properties of a novel carburizing nanobainitic. Elsevier.
- Wang, X., Wu, K., Hu, F., Seki, T., & Wan, X. (2014). Multi-step isothermal bainitic transformation in medium-carbon steel. Elsevier, 56-59.
- Rasband, W (1997). ImageJ. National Institute of health. <https://imagej.nih.gov/ij/download.html>.

Yang, K., Wang, L., Sun, Z., Liu, J., Liu, S., & Jin, X. (2022). Effect of silicon addition on phosphorus segregation at grain boundary and temper embrittlement of Fe-C-Mn-xSi steels. Elsevier. doi:<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.132342>

Apéndice

Apéndice A Composición química del ferrosilicio

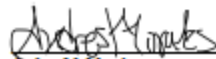
**Certificado de análisis (Transcripción)**

Importador: Quintal S.A.
 Producto: FerroSilicio
 Tipo de muestra: Mineral
 Fecha de recepción: Enero 2022
 Origen: Egipto
 Transcripción:

Identificador	Lote Interno	Composición Química (%)				
		Si	C	Al	P	S
CO0501004	2548	75.50	0.08	0.95	0.013	0.002
		Granulometría 10 -50mm (90%)				

Quintal S.A. Certifica que la información expuesta es una transcripción literal del documento original enviado por el proveedor.

Cordialmente


 Andrés M. Morales
 Director de Comercializables

Apéndice B Hoja de cálculo de excel para determinar porcentaje estimado de la colada

a) Cálculo para M1, b) Cálculo para M2 y c) Cálculo para M3

											<i>Base de cálculo</i>	
Materia prima	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Cu	%Ni	%Mo	%Al	Peso total (kg)	
Chatarra acero AISI 1045	0,42	0,15	0,25	0,030	0,030						92,68	
Hierro gris (Carburante)	3,00	1,85	0,35	0,070	0,090		0,10				3,9	
Cr						97,00					0	
Al										92,15	0	
FeSi	0,08	74,0								0,93	2,01	
FeNi	0,022	0,3						31,115			0	
FeMo									63,7		0,94	
FeMn			75,0								0,47	
TOTAL kg											100	

Colada	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Cu	%Ni	%Mo	%Al
M1	0,50786	1,70	0,60	0,031	0,031	0,00	0,00	0,00	0,60	0,019

a

Base de calculo

MATERIA PRIMA	%C	%Si	% Mn	%P	%S	%Cr	%Cu	%Ni	%Mo	%Al	PESO TOTAL (Kg)
Chatarra acero AISI 1045	0,42	0,15	0,25	0,030	0,030						84,58
Hierro gris (Carburante)	3,00	1,85	0,35	0,070	0,090		0,10				11,45
Cr						97,00					1,13
Al										92,15	0
FeSi	0,08	74,0								0,93	2,38
FeNi	0,022	0,3						31,115			0
FeMo									63,7		0
FeMn			75,0								0,46
TOTAL kg											100

COLADA	%C	%Si	% Mn	%P	%S	%Cr	%Cu	%Ni	%Mo	%Al
M2	0,70064	2,10	0,60	0,033	0,036	1,10	0,01	0,00	0,00	0,022

b

Base de calculo


Materia prima	%C	%Si	% Mn	%P	%S	%Cr	%Cu	%Ni	%Mo	%Al	Peso total (kg)
Chatarra acero AISI 1045	0,42	0,15	0,25	0,030	0,030						82,859
Hierro gris (Carburante)	3,00	1,85	0,35	0,070	0,090		0,10				15,4
Cr						97,00					1,55
Al										92,15	0,011
FeSi	0,08	74,0								0,93	0
FeNi	0,022	0,3						31,115			0
FeMo									63,7		0
FeMn			75,0								0,18
TOTAL kg											100

COLADA	%C	%Si	% Mn	%P	%S	%Cr	%Cu	%Ni	%Mo	%Al
M3	0,81001	0,41	0,40	0,036	0,039	1,50	0,02	0,00	0,00	0,010

c

Apéndice C Ficha técnica de resinas y catalizador usando en la fabricación del molde.

a) Resina tipo A y B y b) Catalizador


a

Mancuso Chemicals Limited
5725 PROGRESS STREET,
NIAGARA FALLS - ONTARIO/CANADA L2G 0C1
TEL. (905) 367-3828 FAX (905) 367-3851

PRODUCTOS DE FUNDICIÓN: Ficha Técnica

PRODUCTO: RAPIDUR A1.8 / B2.8 ULTRA

BAJO OLOR, ALTA RESISTENCIA, BUENA DISTRIBUCION Y COLAPSABILIDAD

DESCRIPCIÓN:
Este SISTEMA AUTOFRAGUANTE RAPIDUR ULTRA está conformado por los siguientes tres componentes:
1. RAPIDUR A 1.8 ULTRA, aglutinante de bajo formaldehído fenólico (< 0,1% de formaldehído)
2. RAPIDUR B 2.8 ULTRA, solución de isocianato.
3. Catalizador de amina RAPIDUR C3, C4, C7 y C8 o serie de catalizadores standard.


i) SIGNIFICATIVA REDUCCION DE COMPUESTOS ORGANICOS VOLATILES (VOCs), SOLVENTES PELIGROSOS CONTAMINANTES DEL AIRE (HAPS) Y OLOR.
ii) COMBINA LA FUERZA Y RENDIMIENTO DEL SISTEMA RAPIDUR CON UN DESEMPEÑO AMBIENTAL MEJORADO.
iii) NAFTALENO LIBRE DE SOLVENTES

RAPIDUR ULTRA es un sistema PUNG que ha sido diseñado para proporcionar los mismos beneficios del sistema RAPIDUR con un fraguado rápido, el desarrollo de una excelente resistencia a la tracción, una consistente producción, una alta performance de recuperación, y una operación con niveles más bajos de aglutinante. La serie ULTRA ha sido desarrollada especialmente para ayudar a las fundiciones que requieren menores niveles de emisión para obtener permisos de operación. Con este fin, los disolventes de contaminantes peligrosos del aire (HAPS) se han reducido para disminuir el olor y los compuestos orgánicos volátiles (VOCs).

CAMPOS DE APLICACIÓN:
Para cantidades grandes o pequeñas de machos y moldes, desde piezas de fundición elaboradas en el piso hasta operaciones de alta velocidad y en serie de hierro fundido, acero, bronce o fundiciones de aleación ligera. El sistema aglutinante RAPIDUR presenta resistencia final de gama muy alta, un rápido fraguado continuo, bajo olor y bajo carbono brillante. Este sistema es adecuado para su uso en todo tipo de condiciones ambientales.

PROPIEDADES FÍSICAS Y QUÍMICAS:

	RAPIDUR A1.8 ULTRA	RAPIDUR B2.8 ULTRA
Gravedad específica 25° C	1,080-1,105 kg/l	1,125-1,150 kg/l
Viscosidad @ 25° C	200 cps. Máx.	60 cps. Máx.
Índice de refracción @ 25° C	1,5860-1,5900	1,5800-1,6100
Color / Estado	Amarillo / Líquido pesado	Marrón / como agua


b

Mancuso Chemicals Limited
5725 PROGRESS STREET,
NIAGARA FALLS - ONTARIO/CANADA L2G 0C1
TEL. (905) 367-3828 FAX (905) 367-3851

PRODUCTOS DE FUNDICIÓN: Ficha Técnica

PRODUCTO: RAPIDUR SERIES C 3-000 CATALIZADOR

DESCRIPCIÓN:
La serie RAPIDUR C3 de catalizadores es de color amarillo claro en su presentación natural. Tienen un olor distintivo de tipo amina.

CAMPO DE APLICACIÓN:
Se utiliza junto con el Sistema Autofraguante RAPIDUR y están disponibles para varios tiempos de reacción que cubre las diferentes gamas de producción desde la arena fría y/o de alta productividad, hasta arena caliente y/o fraguado lento. Cuando se trabaja con moldes grandes o con arena caliente se deben considerar los catalizadores más lentos. Para el fraguado rápido o moldeado con arena fría, deben ser considerados los catalizadores RAPIDUR rápidos y más fuertes. Para la mayoría de aplicaciones de moldeado uno de los catalizadores de resistencia media es apropiado.
Mancuso Chemicals personaliza la fuerza de cualquiera de estos catalizadores con el fin de dar un rango deseado y establecer tiempos adecuados. Algunos ejemplos de la serie RAPIDUR C3 son los siguientes.

PROPIEDADES FÍSICAS Y QUÍMICAS:

Catalizadores lentos:	RAPIDUR C 3-300M	RAPIDUR C 3-300S	RAPIDUR C 3-300W
Producto	1,4910-1,5020	1,5080-1,5150	1,4980-1,5040
Índice de Refracción		Líquido amarillo pálido	
Color			
Catalizadores medios:	RAPIDUR C 3-300	RAPIDUR C 3-400	RAPIDUR C 3-500
Producto	1,4990-1,5080	1,5050-1,5100	1,5060-1,5150
Índice de Refracción		Líquido amarillo pálido	
Color			
Catalizadores rápidos:	RAPIDUR C 3-510	RAPIDUR C 3-550	RAPIDUR C 3-575
Producto	1,5140-1,5250	1,5225-1,5325	1,5410-1,5520
Índice de Refracción		Líquido amarillo pálido	
Color			

MÉTODO DE APLICACIÓN:
Por lo general entre rangos de 2-8% sobre la base de la Parte A. La temperatura de la arena, el contenido de aglutinante y el tipo de arena también afecta su performance.

VIDA ÚTIL:
Puede ser almacenado en contenedores de acero sellados para un máximo de 3 años.

ANTES DEL USO, SIEMPRE LEA Y SIGA LAS INSTRUCCIONES CONTENIDAS EN LA ETIQUETA, Y HOJA DE SEGURIDAD.

*La información que se presenta, aunque no es garantizada, es lo mejor de nuestro conocimiento verdadero y exacto. No hay garantía, expresa o implícita, con respecto al rendimiento o estabilidad de cualquier producto, ya que la forma de uso y las condiciones de almacenamiento y manipulación, están fuera de nuestro control. No hay sugerencias para el uso del producto y nada en este documento se debe interpretar como una recomendación para infringir las patentes existentes o violar las leyes de gobierno.

Nótese que esta traducción libre en Español se da por cortesía. Sin embargo, sólo reconocemos como oficial el documento original en Inglés que ya hemos suministrado a Ustedes. En caso de discrepancias, el único texto válido será el texto Inglés.

Apéndice D. Software MAP STEEL utilizado para determinar Bs y Ms

```

C:\Users\USUARIO\Download  X  +  v  -  o  X
-231.  -347.  -503.  595.  0.30D-03  -489.  0.0653  0.0328  0.  0.0210  0.6632  0.000D+00  0.0089  3  0.19D+02  0.33D+02
-212.  -325.  -476.  600.  0.32D-03  -461.  0.0632  0.0300  0.  0.0204  0.6517  0.000D+00  0.0081  3  0.23D+02  0.29D+02
-194.  -302.  -449.  605.  0.34D-03  -434.  0.0610  0.0272  0.  0.0197  0.6393  0.000D+00  0.0074  3  0.28D+02  0.26D+02
-176.  -280.  -424.  610.  0.36D-03  -406.  0.0589  0.0242  0.  0.0190  0.6257  0.000D+00  0.0066  3  0.35D+02  0.23D+02
-158.  -258.  -400.  615.  0.38D-03  -378.  0.0566  0.0213  0.  0.0183  0.6108  0.000D+00  0.0058  3  0.43D+02  0.20D+02
-141.  -236.  -362.  620.  0.40D-03  -350.  0.0544  0.0182  0.  0.0176  0.5945  0.000D+00  0.0050  3  0.66D+02  0.21D+02
-182.  -288.  -432.  625.  0.42D-03  -417.  0.0592  0.0254  0.  0.0194  0.6280  0.256D-01  0.0067  4  0.25D+02  0.75D+01
-168.  -271.  -408.  630.  0.45D-03  -395.  0.0575  0.0231  0.  0.0193  0.6167  0.261D-01  0.0065  2  0.32D+02  0.67D+01
-153.  -253.  -385.  635.  0.47D-03  -372.  0.0557  0.0207  0.  0.0188  0.6038  0.267D-01  0.0059  3  0.39D+02  0.60D+01
-140.  -235.  -363.  640.  0.50D-03  -350.  0.0539  0.0183  0.  0.0182  0.5904  0.274D-01  0.0052  3  0.50D+02  0.55D+01
-127.  -219.  -341.  645.  0.53D-03  -328.  0.0521  0.0159  0.  0.0177  0.5763  0.284D-01  0.0046  3  0.63D+02  0.51D+01
-115.  -203.  -320.  650.  0.56D-03  -308.  0.0504  0.0136  0.  0.0172  0.5615  0.297D-01  0.0040  3  0.81D+02  0.48D+01
-103.  -188.  -300.  655.  0.59D-03  -287.  0.0487  0.0113  0.  0.0167  0.5459  0.314D-01  0.0033  3  0.11D+03  0.45D+01
-92.  -173.  -281.  660.  0.62D-03  -268.  0.0470  0.0091  0.  0.0162  0.5296  0.338D-01  0.0027  3  0.14D+03  0.43D+01
-82.  -159.  -262.  665.  0.65D-03  -249.  0.0454  0.0069  0.  0.0157  0.5125  0.180D+12  0.0021  3  0.18D+03  0.42D+01
-73.  -146.  -240.  670.  0.69D-03  -231.  0.0438  0.0047  0.  0.0152  0.4945  0.180D+12  0.0015  3  0.25D+03  0.41D+01
-64.  -133.  -227.  675.  0.72D-03  -213.  0.0423  0.0026  0.  0.0147  0.4756  0.180D+12  0.0010  3  0.30D+03  0.41D+01
-56.  -121.  -211.  680.  0.76D-03  -196.  0.0407  0.0005  0.  0.0143  0.4557  0.180D+12  0.0004  3  0.46D+03  0.41D+01
-48.  -109.  -195.  685.  0.80D-03  -179.  0.0393  -0.0015  0.  0.0138  0.4347  0.180D+12  0.0000  1  0.60D+03  0.41D+01
-41.  -98.  -180.  690.  0.84D-03  -163.  0.0378  -0.0035  0.  0.0134  0.4127  0.180D+12  0.0000  1  0.91D+03  0.43D+01
-35.  -88.  -166.  695.  0.88D-03  -148.  0.0364  -0.0054  0.  0.0130  0.3894  0.180D+12  0.0000  1  0.13D+04  0.45D+01
-29.  -78.  -153.  700.  0.92D-03  -133.  0.0351  -0.0073  0.  0.0126  0.3651  0.180D+12  0.0000  1  0.19D+04  0.47D+01
-24.  -69.  -139.  705.  0.97D-03  -118.  0.0337  -0.0091  0.  0.0122  0.3394  0.180D+12  0.0000  1  0.40D+04  0.68D+01
-19.  -60.  -116.  710.  0.10D-02  -104.  0.0324  -0.0109  0.  0.0118  0.3123  0.180D+12  0.0000  1  0.68D+04  0.82D+01
-15.  -51.  -102.  715.  0.11D-02  -91.  0.0312  -0.0126  0.  0.0114  0.2838  0.180D+12  0.0000  1  0.12D+05  0.10D+02
-11.  -43.  -89.  720.  0.11D-02  -78.  0.0299  -0.0143  0.  0.0111  0.2537  0.180D+12  0.0000  1  0.23D+05  0.14D+02
-8.  -36.  -76.  725.  0.12D-02  -65.  0.0287  -0.0159  0.  0.0107  0.2220  0.180D+12  0.0000  1  0.46D+05  0.19D+02
-5.  -29.  -65.  730.  0.13D-02  -53.  0.0276  -0.0175  0.  0.0106  0.1885  0.180D+12  0.0000  1  0.10D+06  0.29D+02
-3.  -22.  -53.  735.  0.13D-02  -41.  0.0265  -0.0191  0.  0.0102  0.1532  0.180D+12  0.0000  1  0.26D+06  0.49D+02
-2.  -16.  -42.  740.  0.14D-02  -30.  0.0254  -0.0205  0.  0.0098  0.1161  0.180D+12  0.0000  1  0.83D+06  0.99D+02

**** FTO VERSUS TEMPERATURE ****
WIDHANSTATTEN START TEMP RANGE= 660. C TO 675. C
NUCLEATION LIMITED BAINITE START TEMP = 488. C
MARTENSITE START TEMPERATURE = 312. C
    
```

Apéndice E Composición química de los aceros colados

a) M1, b) M2 y c) M3

08/02/2023 03:59:52 p.m.

QMatrix Analysis Results

Sample Identification										
Sample No.	ACADEMICO ANDRES GONZALEZ									
	Creation Date									
	MUESTRA 1									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.	0.428	1.809	0.660	0.0064	0.0078	0.020	0.632	0.013	0.050	0.056
2.	0.442	1.797	0.656	0.0062	0.0073	0.020	0.624	0.014	0.048	0.055
∅	0.435	1.803	0.658	0.0063	0.0075	0.020	0.628	0.014	0.049	0.056
σ	0.0099	0.0085	0.0028	0.00014	0.00036	0.0057	0.0010	0.0014	0.0010	0.0010
υ	2.276	0.471	0.426	2.222	4.800		0.908	7.143	2.857	1.786

	As	B	Co	Nb	Pb	Sb	Sn	Ta	Ti	V
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.	0.0020	0.00043	0.0089	0.0022	0.00051	<0.00050	0.0056	<0.00050	0.0015	0.0035
2.	0.0019	0.00042	0.0085	0.0022	0.00021	<0.00050	0.0055	<0.00050	0.0014	0.0034
∅	0.0019	0.00043	0.0087	0.0022	0.00036	<0.00050	0.0055	<0.00050	0.0014	0.0034
σ	0.00010	0.00001	0.00028		0.00021	0.00010	0.00010	0.00010	0.00010	0.00010
υ	5.263	2.326	3.218		58.33		1.818		7.143	2.941

	W	Zr	Ca	Fe
	%	%	%	%
1.	<0.0010	<0.00050	<0.00010	96.29
2.	<0.0010	<0.00050	<0.00010	96.30
∅	<0.0010	<0.00050	<0.00010	96.30
σ				0.0100
υ				0.010

a

08/02/2023 04:12:16 p.m.

QMatrix Analysis Results

Sample Identification										
Sample No.	ACADEMICO ANDRES GONZALEZ									
	Creation Date									
	MUESTRA 2									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.	0.658	2.147	0.845	0.0085	0.0089	1.139	0.0056	0.016	0.057	0.034
2.	0.628	2.135	0.839	0.0082	0.0085	1.132	0.0050	0.015	0.052	0.038
∅	0.643	2.141	0.842	0.0083	0.0087	1.136	0.0053	0.016	0.055	0.036
σ	0.021	0.0085	0.0042	0.00022	0.00028	0.0050	0.00042	0.0010	0.0036	0.0028
υ	3.266	0.397	0.499	2.651	3.218	0.440	7.925	6.250	6.545	7.778

	As	B	Co	Nb	Pb	Sb	Sn	Ta	Ti	V
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.	0.0027	0.00050	0.0093	0.0043	0.00079	0.0028	0.0065	<0.00050	0.0021	0.0039
2.	0.0027	0.00044	0.0086	0.0042	0.00041	0.0027	0.0059	<0.00050	0.0021	0.0038
∅	0.0027	0.00047	0.0089	0.0043	0.00060	0.0027	0.0062	<0.00050	0.0021	0.0039
σ		0.00004	0.00050	0.00010	0.00027	0.00010	0.00042			0.00010
υ		8.511	5.618	2.326	45.00	3.704	6.774			2.564

	W	Zr	Ca	Fe
	%	%	%	%
1.	0.0016	<0.00050	<0.00010	95.04
2.	<0.0010	<0.00050	<0.00010	95.10
∅	0.0013	<0.00050	<0.00010	95.07
σ				0.0042
υ				0.044

b

08/02/2023 04:35:08 p.m.

QMatrix Analysis Results

Sample Identification										
Sample No.	ACADEMICO ANDRES GONZALEZ									
	Creation Date									
	MUESTRA 3									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.	0.813	0.455	0.622	0.0080	0.0071	1.482	0.0044	0.013	0.047	0.011
2.	0.705	0.454	0.614	0.0088	0.0083	1.483	0.0051	0.013	0.048	0.0086
3.	0.680	0.453	0.630	0.0084	0.0079	1.487	0.0049	0.014	0.050	0.010
4.	0.786	0.457	0.625	0.0082	0.0071	1.473	0.0047	0.014	0.049	0.0032
∅	0.746	0.455	0.623	0.0083	0.0076	1.481	0.0048	0.014	0.049	0.0082
σ	0.064	0.0017	0.0067	0.00035	0.00060	0.0059	0.00030	0.00082	0.0014	0.0035
υ	8.579	0.374	1.075	4.217	7.895	0.398	6.250	5.857	2.857	42.68

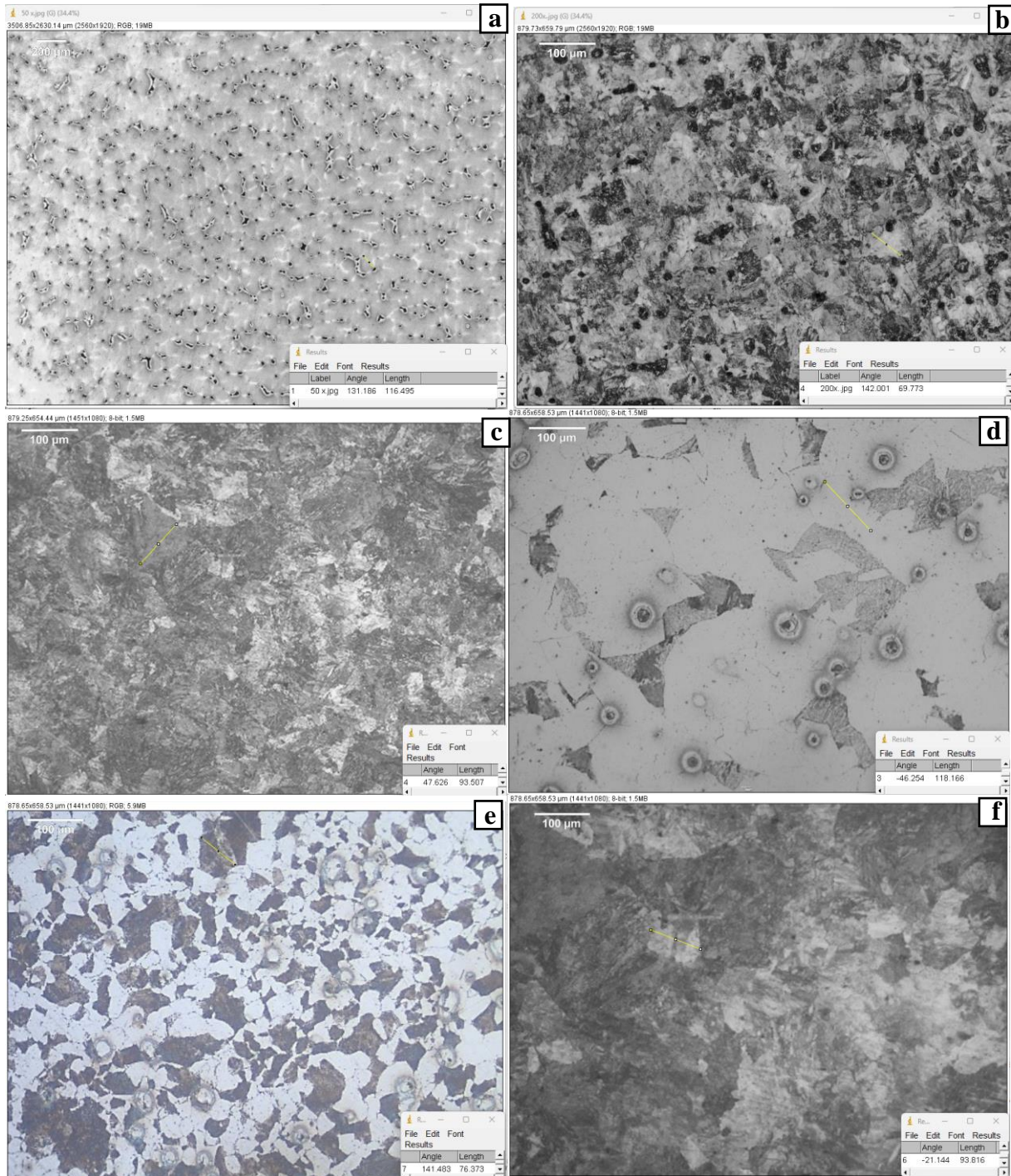
	As	B	Co	Nb	Pb	Sb	Sn	Ta	Ti	V
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.	0.00080	0.00035	0.0080	0.0046	<0.00020	<0.00050	0.0040	<0.00050	0.00052	0.0032
2.	0.0015	0.00034	0.0083	0.0046	<0.00020	0.00055	0.0042	<0.00050	0.00048	0.0032
3.	0.0015	0.00033	0.0085	0.0045	<0.00020	<0.00050	0.0045	<0.00050	0.00038	0.0033
4.	0.0016	0.00036	0.0091	0.0047	0.00050	0.0013	0.0042	<0.00050	0.00032	0.0034
∅	0.0014	0.00035	0.0085	0.0046	0.00028	0.00071	0.0042	<0.00050	0.00043	0.0033
σ	0.00037	0.00001	0.00047	0.00008	0.00015	0.00039	0.00021		0.00009	0.00010
υ	26.43	2.857	5.529	1.739	53.57	54.93	5.000		20.93	3.030

	W	Zr	Ca	Fe
	%	%	%	%
1.	<0.0010	<0.00050	<0.00010	96.51
2.	<0.0010	<0.00050	<0.00010	96.62
3.	<0.0010	<0.00050	<0.00010	96.62
4.	<0.0010	<0.00050	<0.00010	96.54
∅	<0.0010	<0.00050	<0.00010	96.57
σ				0.056
υ				0.058

c

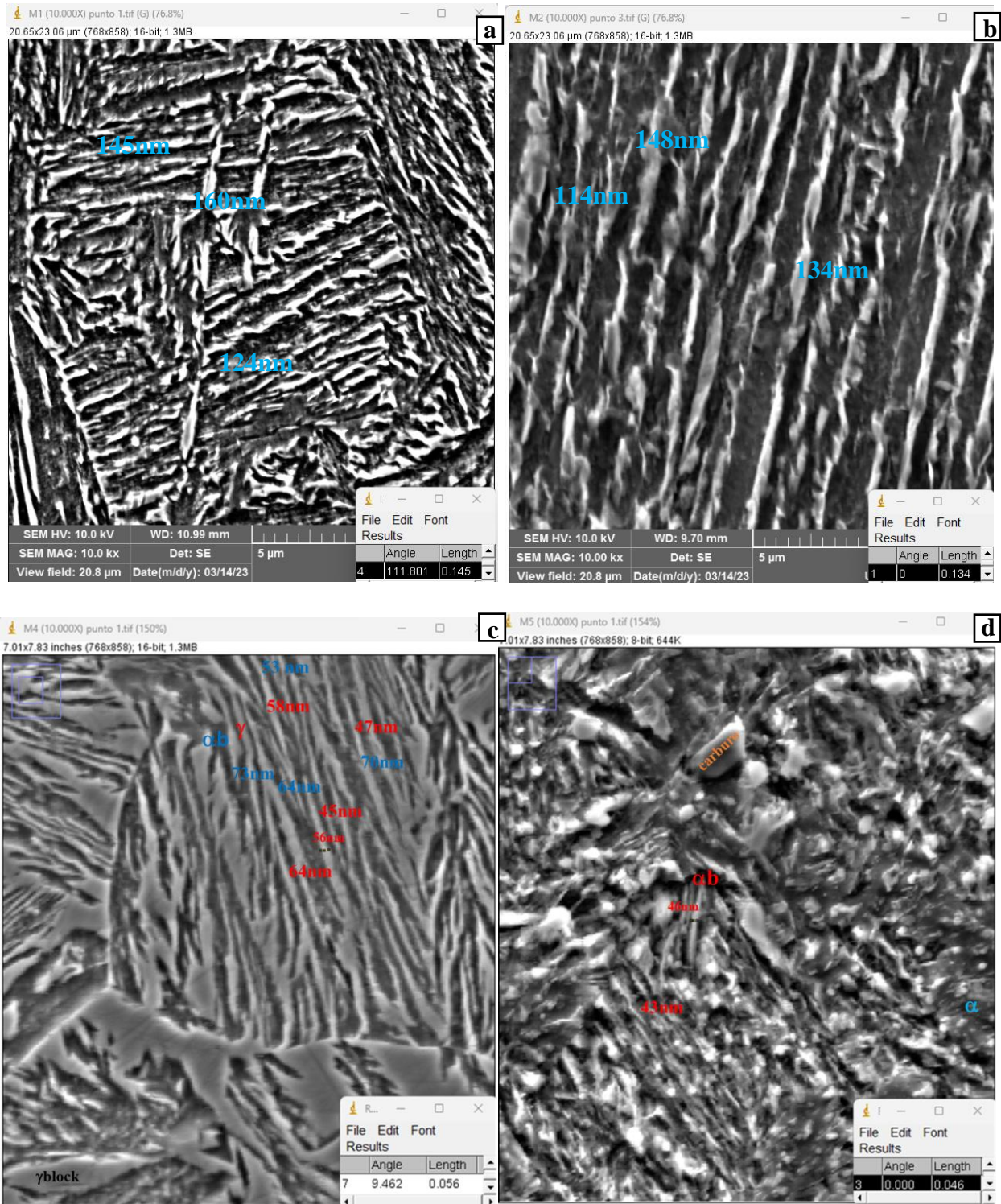
Apéndice F Medición de tamaño de grano por ImageJ

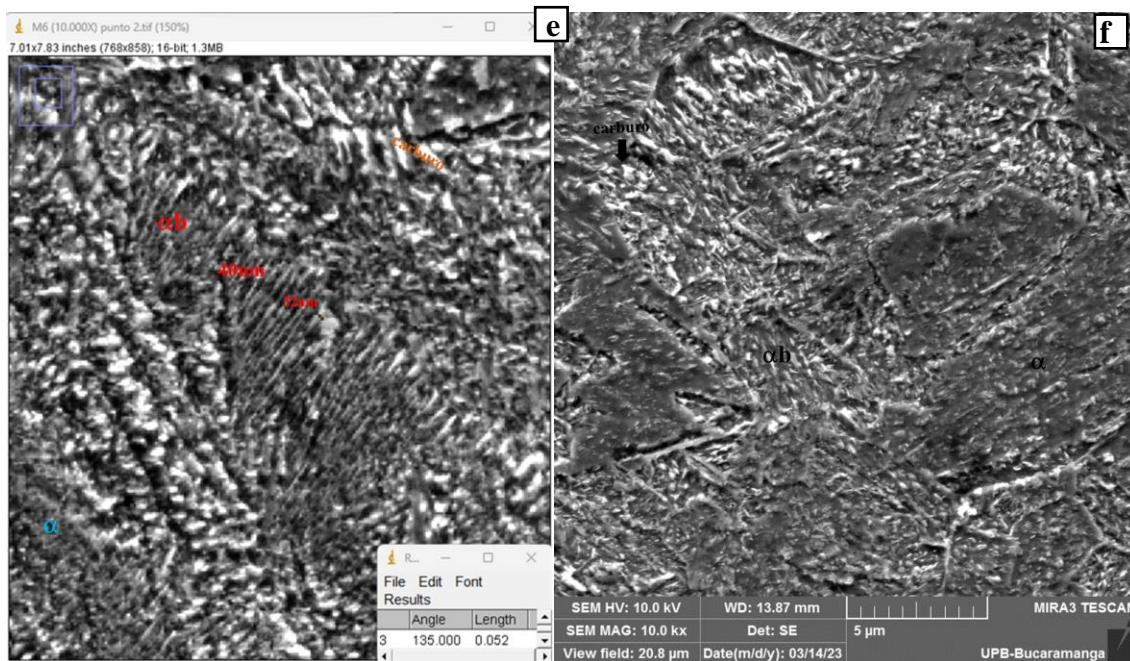
a) M1 as-cast, b) M2 as-cast c) M3 as-cast, d) M1 homogeneizada, e) M2 homogeneizada y f) M3 homogeneizada.



Apéndice G Micrografías con fases y tamaño de placas en los aceros austemperados

a) M1-6h, b) M1-10h, c) M2-10h, d) M3-6h, e) M3-10h y f) M4-10h





Nota. En las micrográficas por MEB se identifican Austenita retenida, Austenita en bloque, Ferrita, Ferrita bainítica y la presencia de carburos. Además, se indica el espesor de placas con el mismo color correspondientes a cada fase señalada.

Apéndice H Medición de fracción volumétrica de austenita retenida por ImageJ

a) M1-6h, b) M1-10h, c) M2-10h

