UNIVERSIDAD DE ANTIOQUIA

1803

INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE AUSTEMPERADO EN EL COMPORTAMIENTO AL DESGASTE DE FUNDICIONES BLANCAS

Andrés Felipe Giraldo Hernández

Trabajo de grado para optar al título de Ingeniero de Materiales

Asesor

Ricardo Emilio Aristizábal Sierra

PhD.

Universidad de Antioquia

Facultad de Ingeniería

Ingeniería de Materiales

Medellín

2025

Cita	Giraldo Hernández [1]
Referencia Estilo IEEE (2020)	[1] Giraldo Hernández, A. F. Influencia de la temperatura de austemperado en el comportamiento al desgaste de fundiciones blancas. Trabajo de grado profesional, Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia, Medellín, **2025**.

creative commons BY NC SA

Grupo de Investigaciones Pirometalúrgicas y de Materiales (GIPIMME).

UNIVERSIDAD DE ANTIOQUIA
Vicerrectoría de Docencia
Sistema de Bibliotecas

Centro de Documentación Ingeniería (CENDOI)

Repositorio Institucional: http://bibliotecadigital.udea.edu.co

Universidad de Antioquia - www.udea.edu.co

El contenido de esta obra corresponde al derecho de expresión de los autores y no compromete el pensamiento institucional de la Universidad de Antioquia ni desata su responsabilidad frente a terceros. Los autores asumen la responsabilidad por los derechos de autor y conexos.

DEDICATORIA

….. " Y al final llegó el final, logré finalizar mi tesis y el verde quedó campeón de la tercera Libertadores ¡PRONTO¡… ". El presente trabajo va dedicado a Dios o al de arriba como dice el "Ilustre", gracias por brindarme salud y perseverancia para lograr mis metas trazadas.

A mis padres, Luz Aydee Hernández y Alonso Giraldo, por siempre apoyarme, corregirme y confiar en mis capacidades; gracias a su arduo trabajo, paciencia y sacrificios han contribuido a mi desarrollo personal y educativo, ellos me han guiado a lo largo de mi vida y han sido ejemplo de amor, perseverancia y humildad. También me han inculcado ser una persona servicial y agradecida. Me faltará vida para agradecerles y retribuirles todo lo que han hecho por mí este par de seres.

A mi hermano Sebastián Giraldo Hernández, ejemplo de responsabilidad, generosidad, disciplina, confianza y múltiples virtudes que lo caracterizan. Gracias por su apoyo y compañía.

AGRADECIMIENTOS

A mi asesor Ricardo Emilio Aristizábal Sierra por estar atento ante mis dudas y por la dedicación durante todo el proceso de este proyecto de investigación. Muchas gracias

Al doctor Oscar Ríos por su gran apoyo y disposición para corregirme y resolver las inquietudes y retos que se me presentaron a lo largo de este proyecto y contribuir a mi proceso formativo.

Al magister James Colorado por su gran apoyo, por ponerme siempre a disposición el laboratorio de materialografía, resolver algunas inquietudes y ayudarme con los ensayos mecánicos de dureza y micro dureza.

Al grupo GIPIMME, por el apoyo durante todo este trabajo en la realización de los tratamientos térmicos y las pruebas de caracterización.

Al doctor Daniel Zora por aconsejarme, motivarme y ayudarme a finalizar mis estudios.

Al grupo de investigación GIMACYR, por ponerme a disposición el laboratorio de cerámicos, para realizar los ensayos tribológicos y las perfilometrias 2D.

A la empresa Servimetales Frey por suministrar el material para esta investigación.

Agradezco a mis amigos de carrera y amistades de la universidad, ha sido un largo camino con muchos obstáculos, pero gracias a ellos se convirtió en un camino más agradable. Todos nos hemos nutrido mutuamente de conocimiento y experiencia inolvidables.

Agradezco a la Universidad de Antioquia por ser mi segundo hogar y formar parte esencial de mi desarrollo personal, deportivo y profesional. Muchas gracias.

TABLA DE CONTENIDO.

RESUMEN. 8
1 INTRODUCCIÓN. 10
2 OBJETIVOS 13
2.1 Objetivo general: 13
2.2 Objetivos específicos: 13
3 MARCO TEÓRICO. 14
3.1 TRATAMIENTOS TÉRMICOS 18
3.1.1 Temple. 18
3.1.2 Austemperado 20
3.2 Bainita. 22
3.3 ENSAYOS MECÁNICOS 25
3.3.1 Dureza. 25
3.3.2 Desgaste. 25
3.4 MECANISMOS DE DESGASTE. 25
3.4.1 Desgaste adhesivo. 27
3.4.2 Desgaste por corrosión. 27
3.4.3 Desgaste por fatiga superficial. 27
3.4.4 Desgaste abrasivo. 28
3.5 RELACIÓN ENTRE DUREZA Y DESGASTE ABRASIVO: 29
3.6 TASA DE DESGASTE 30
3.7 ENSAYOS PARA LA EVALUACIÓN DE DESGASTE. 30
3.7.1 ENSAYO DE DESGASTE PIN ON DISK: 31
4 METODOLOGÍA 33
4.1 Material de partida. 33
4.2 Determinación de los parámetros para los tratamientos térmicos y mecanizado. 33
4.3 Tratamientos térmicos. 33
4.4 Caracterización microestructural 34
4.4.1 Morfología. 34
4.5 Ensayo de dureza. 35
4.6 Determinación comportamiento tribológico del material. 35
4.6.1 Ensayo tribológico Pin on Disk. 35
5 RESULTADOS Y ANÁLISIS. 39
5.1 Caracterización microestructural. 39
5.2 Caracterización microestructural de los tratamientos isotérmicos. 42

5.3 Evolución de los niveles de dureza en función del ciclo de tratamiento isotérmico. 49
5.4 Dureza. 50
5.5 Comportamiento al desgaste. 51
6. CONCLUSIONES. 58
7. TRABAJO FUTURO. 59
8. REFERENCIAS 60

LISTA DE TABLAS

Tabla 1. Composición química fundición blanca (% en peso). 33
Tabla 2. Parámetros de temperatura y tiempo del tratamiento isotérmico. 34
Tabla 3. Parámetros utilizados para la determinación de la carga critica 37
Tabla 4. Parámetros ensayo tribológico Pin on Disk 37
Tabla 5. Resultados volumen perdido calculado por medio de perfilometría 2D 52

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Diagrama TTT de transformación de la austenita en LAWCI: (a) Transformación isotérmica y (b) Tratamiento térmico común de temple [23]..... 21
Figura 2. Secuencia transformación bainítica. a. Esquema tratamiento isotérmico y microestructuras asociadas a la transformación, donde Bs: temperatura inicial bainita y Ms: temperatura inicial martensita, H.R y C.R son las velocidades de calentamiento y enfriamiento respectivamente. b. Variaciones de la curva de dilatometría donde se observan las diferentes etapas asociadas a la transformación en función del tiempo [30]..... 24
Figura 3. Mecanismos de desgaste. a. Adhesión. b. Fatiga superficial. c. Abrasión de tres cuerpos y Abrasión de dos cuerpos. [25] 29
Figura 4. Vista general del tribómetro de tipo Pin on Disk utilizado para evaluar el comportamiento al desgaste. 35
Figura 5. Micrografías ópticas de las muestras: (a), (b) As-cast, (c) Subcrítico 580°C/10h y (d) Desestabilización 950°C/1h (Temple aceite + revenido 500°C/1 h). Ataque con Nital 2%.... 40
Figura 6. Micrografías MEB de las muestras: (a) As-cast, (b) Subcrítico 580°C/10h, (c) y (d) Desestabilización 950°C/1h (Temple aceite). Donde: PG: Perlita gruesa, PF: Perlita fina, M: Martensita, CE: Carburos Eutécticos y CR: Carburos remanentes. 41
Figura 7. Secuencia de los cambios microestructurales en función del tiempo observados durante el austemperado a 300 °C por medio de MO y MEB: (a) y (b) 300°C/0.25h, (c) y (d) 300°C/0.5h, (e) y (f) 300°C/1h, (g) y (h) 300°C/2h y (i) y (j) 300°C/3h. Donde: M: Martensita, FA: Ferrita acicular, α_b: Ferrita bainítica, γ_{hc}: austenita alto carbono, γ: austenita remanente, CE: Carburos eutécticos, CR: Carburos remanentes. 44
Figura 8. Secuencia de los cambios microestructurales en función del tiempo observados durante el austemperado a 350° por medio de MO y MEB: (a) y (b) 350°C/0.25h, (c) y (d) 350°C/0.5h, (e) y (f) 350°C/1h, (g) y (h) 350°C/2h y (i) y (j) 350°C/3h. Donde FA: Ferrita acicular, α_b: Ferrita bainita, γ_{hc}: austenita alto carbono, CE: Carburos eutécticos, CR: Carburos remanentes. 46
Figura 9. Influencia de la temperatura de austemperado en los cambios microestructurales observados durante los tratamientos de 300 y 350 °C por medio de MEB (electrones retro dispersos): (a) 300°C/0.25h, (b) 350°C/0.25h (c) 300°C/0.5h, (d) 350°C/0.5h, (e) 300°C/1h, (f) 350°C/1h, (g) 300°C/2h, (h) 350°C/2h (i) 300°C/3h (j) 350°C/3h. Donde FA: Ferrita acicular, α_b: Ferrita bainita, γ_{hc}: Austenita retenida, CE: Carburos eutécticos, CR: Carburos remanentes. 48
Figura 10. Evolución de la dureza Brinell (HB) con el tiempo de austemperado para las muestras tratadas a 300 y 350 °C. 50
Figura 11. Dureza condiciones de referencia y muestras tratadas térmicamente. 51
Figura 12. Microscopias ópticas de las superfícies desgastadas (a) As-cast 5N, (b) As-cast 10N, (c) As-cast 15N, (d) Subc 5N, (e) Subc 10N, (f) Subc 15N, (g) Temple 5N, (h) Temple 10N (i) Temple 15N, (j) Aust 300°C/2h 5N, (k) Aust 300°C/2h 10N, (l) Aust 300°C/2h 15N, , (m) Aust 350°C/1h 5N, (n) Aust 350°C/1h 10N, (o) Aust 350°C/1h 15N. Donde: AB: abrasión, AD: adhesión y OX: oxidación. 54
Figura 13. Influencia de la carga aplicada en el comportamiento al desgaste (a) Aust 300°C/2h 5N, (b) Aust 300°C/2h 10N, (c) Aust 300°C/2h 15N y (d) Aust 300°C/2h 15N centro 55
Figura 14. Comportamiento tasa de desgaste condiciones analizadas en función de la carga aplicada. 56

SIGLAS, ACRÓNIMOS Y ABREVIATURAS

γ	Austenita.
γ_{hc}	Austenita de alto carbono.
γ_{lc}	Austenita de bajo carbono
TTT	Diagramas de tiempo, temperatura y transformación.
CTT	Diagramas de enfriamiento continuo.
DRX	Difracción de rayos X.
α_b	Ferrita bainítica.
WCI	Fundiciones Blancas.
CWCI	Fundiciones blancas aleadas con cromo.
LAWCI	Fundiciones blancas aleadas con bajo contenido de cromo.
HAWCI	Fundiciones blancas aleadas con alto contenido de cromo.
MO	Microscopia óptica.
MEB	Microscopia electrónica de barrido.
Ms	Temperatura de inicio de transformación martensítica.
Bs	Temperatura de inicio de transformación bainítica.

RESUMEN.

En los últimos años, ha cobrado un creciente interés la búsqueda de nuevas rutas de procesamiento, que permitan optimizar el rendimiento de los materiales frente a fenómenos de desgaste. En este contexto, los tratamientos isotérmicos de austemperado en fundiciones blancas han surgido como una alternativa prometedora, para obtener un equilibrio entre resistencia, dureza y tenacidad. Por esta razón, este estudio examinó la respuesta de una fundición blanca al tratamiento isotérmico de austemperado, analizando y comparando los cambios microestructurales, las propiedades mecánicas y la resistencia al desgaste del material austemperado con respecto a dos tratamientos característicos en estas fundiciones blancas. Las muestras de fundición blanca fueron austenizadas a 950°C, posteriormente se sometieron en un baño de sales a dos temperaturas isotérmicas de 300 y 350°C con tiempos de sostenimiento de 0.25 y 3.00 horas. Las características microestructurales se estudiaron mediante microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB). Los ensayos tribológicos de desgaste se llevaron a cabo en un tribómetro de tipo Pin on Disk, variando la carga normal aplicada (5, 10 y 15 N), a una velocidad de rotación de 161 rev/min y con un radio de huella constante de 2 mm durante 10000 ciclos. Con el fin de analizar los mecanismos de desgaste se llevó a cabo el cálculo de las tasas de desgaste y un análisis microestructural de las pistas desgastadas mediante MO y MEB. Los resultados experimentales mostraron que los principales mecanismos de desgaste fueron oxidación y adhesión para bajas cargas, mientras que, el mecanismo de abrasión predominó para altas cargas. Además, la tasa de desgaste disminuyó al reducir la temperatura de austemperado, dado que, a esta temperatura se formó una microestructura de ausferrita muy fina compuesta por ferrita bainítica acicular, austenita retenida y trazas de martensita.

Palabras clave — Austemperado fundiciones blancas, Ensayo tribológico Pin on Disk, Mecanismos de desgaste.

ABSTRACT

In recent years, it has been growing interest in the search for new processing routes that can optimize material performance of wear resistance. In this context, isothermal austempered treatments in white cast irons have emerged as a promising alternative for achieving a balance between resistance, hardness and toughness. For this reason, this study examined the response of white cast iron to austempered heat treatment, analyzing and comparing the microstructural changes, mechanical properties, and wearing resistance of the austempered material with respect to two features treatments in these white cast irons. The white cast iron samples were austenitized at 950°C, then quickly quenched into a salt bath at two isothermal temperatures of 300 and 350°C and held there for 0.25 and 3.00 hours. Microstructural features were studied by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). Resistance wear of samples was tested using Pin on Disk wear testing machine, varying the normal load applied (5, 10 and 15 N) at a rotation speed of 161 rpm and with a constant radius of 2 mm for 10000 cycles. In order to analyze the wear phenomena, wear rate was calculated, and microstructural analysis of the worn tracks was performed using MO and SEM. The experimental results showed that the main wear phenomena, wear oxidation and adhesion for low loads, while abrasion was the predominant mechanism for high loads. Besides, the wear rate decreased when the austempered temperature was reduced, since at this temperature a very fine ausferritic microstructure was formed, composed of acicular bainitic ferrite, retained austenite and traces of martensite.

Keywords **— Austempered white cast iron, Pin on Disk tribological test, Wear mechanisms**

1 INTRODUCCIÓN.

Las fundiciones blancas (WCI por sus siglas en ingles de *white cast iron*) son un material con una elevada demanda en la actualidad para aplicaciones que requieran una alta resistencia al desgaste abrasivo, debido a su buena relación costo/beneficio, su alta dureza y facilidad de fabricación. El alto desempeño en términos de desgaste permite utilizarlas en revestimientos de molinos, boquillas de extrusión, herramientas de corte, máquinas trituradoras de rodillos, bolas de molienda, entre otros. Estas fundiciones generalmente son hipoeutécticas (% CE $\leq$ 4.3); su solidificación comienza con la formación de dendritas de austenita y la nucleación de cementita (Fe_3C) [1]. Su microestructura está compuesta por combinaciones de perlita y carburos eutécticos M_3C; suelen ser frágiles, presentan una baja maleabilidad y su comportamiento frente al desgaste es reducido bajo condiciones severas de impacto por causa de la baja tenacidad de los carburos [2].

Para mejorar estas propiedades se ha encontrado que el cromo (Cr) ayuda de forma significativa a la resistencia al desgaste mediante el incremento de la dureza debido a la formación de carburos ricos en cromo con diferentes morfologías [3]. Los hierros fundidos blancos aleados con cromo (CWCI por sus siglas en ingles de *chromium white cast iron*), representan un tipo novedoso de materiales de ingeniería resistentes al desgaste, estos materiales presentan una gran variedad de categorías, en función principalmente de la composición química [4]. Su microestructura se caracteriza por tener una red de carburos formados por elementos metálicos, dispersos en una matriz austenítica, martensítica o perlítica, en función de las condiciones de procesamiento, tratamiento térmico y composición química [2, 4]. Estas aleaciones se utilizan en industrias: de cemento, agregados petrolíferos, procesamiento de minerales, centrales térmicas y componentes de maquinaria agrícola, donde se requiere una óptima combinación de resistencia al desgaste y tenacidad al impacto [5]. Existe otro tipo de clasificación para estas fundiciones, en función de la adición de otros elementos aleantes como: níquel (Ni), molibdeno (Mo) y niobio (Nb); estos grupos son: baja aleación (LAWCI - *low alloy white cast iron*), perlíticos NiHard (carburos eutécticos M_3C), NiHard-4 (carburos eutécticos M_7C_3) y alto contenido en cromo (HAWCI *high alloy white cast iron* Cr-Mo) [6]. También se sabe que la composición química, la relación Cr/C y la velocidad de enfriamiento, presentan una gran influencia en la microestructura, la morfología y las propiedades mecánicas como: la dureza, la

tenacidad al impacto, la resistencia a la corrosión, la resistencia al desgaste y la templabilidad [6]. De forma similar, la morfología, el tamaño, el tipo y la orientación de los carburos eutécticos formados en estas fundiciones ejerce una gran influencia en la dureza, la resistencia al desgaste y la tenacidad al impacto [7]. Entre todos los tipos de carburo, el M_7C_3 se prefiere sobre otros para aplicaciones de desgaste abrasivo, debido a su mayor dureza (1200-1800 HV), este tipo de carburo generalmente precipita en microestructuras con alto contenido en cromo (HAWCI) 18-30 % en peso y aproximadamente un 2-4 % en peso de carbono [8]. La alta rigidez de estos materiales se debe principalmente al alto porcentaje de carburos presentes en la estructura [4]; esta es una de sus principales desventajas, debido a que, se favorece la propagación de grietas cuando se someten a esfuerzos cíclicos y severos. Para equilibrar las propiedades mecánicas de estos materiales es fundamental tener una matriz blanda de tipo austenítica, a diferencia de una matriz dura de tipo martensítico, dado que, los estudios han indicado que una matriz blanda reduce la tasa de propagación de grietas [9]. Por esta razón, este defecto de rigidez se puede reducir considerablemente mejorando la tenacidad de la matriz a través de procesos de tratamiento térmico con el fin de obtener un mayor soporte de los carburos y una oposición a la propagación de grietas.

Otras de las dificultades que presentan estos materiales fundidos son los defectos de fundición como: inclusiones no metálicas, porosidades, micro contracciones y alta segregación química, por causa de las condiciones de solidificación; por esta razón, la matriz metálica presenta diferentes composiciones químicas punto a punto, esta heterogeneidad química, afecta los cambios de fase en estado sólido (bainíticas y/o martensíticas) en el volumen de la pieza; dado que, estas transformaciones dependen altamente de la composición química y de las características de la fase austenita a alta temperatura (tamaño de grano y concentración de carbono) [10]. Por otra parte, los diagramas de tiempo, temperatura y transformación (TTT) y los diagramas de enfriamiento continuo (CCT) juegan un papel fundamental a la hora de determinar los parámetros óptimos para realizar los tratamientos térmicos, ya que, dependiendo de la composición química, puede existir un desplazamiento de las curvas, esto afecta las tasas de enfriamiento y los tiempos de transformación en función del tipo de matriz que se desea obtener. Teniendo en cuenta lo anterior, los ciclos térmicos más comunes, para WCI son: recocido (700°C) durante 2 h, seguido de una austenización a 975°C durante 4h y un temple con aire forzado, finalmente se realiza un revenido a 200°C durante 2h [11]. Este procedimiento

produce una microestructura de martensita revenida, sin contenido de perlita y con muy bajo contenido de austenita retenida [8]. Otro tratamiento térmico común es el tratamiento térmico subcrítico, se realiza generalmente a una temperatura inferior a la de la transformación de la austenita (727 °C) durante un tiempo prolongado (8-16 horas); con esto se favorece la precipitación de carburos secundarios ricos en cromo y otros tipos de carburos especiales dependiendo de la composición química [12].

El austemperado puede ser una alternativa relevante para mejorar el comportamiento mecánico para este tipo de fundiciones; este tratamiento térmico consiste en austenizar para luego someter el material a una temperatura isotérmica que se encuentra entre el inicio de la transformación bainítica (Bs) y el inicio de la transformación de la martensita (Ms) durante varios minutos u horas en función de la temperatura de austenización, la composición química y la estabilidad de la austenita a alta temperatura. La microestructura obtenida, conocida como ausferrita, es una combinación de ferrita bainítica, ferrita acicular y austenita estabilizada enriquecida en carbono [13].

Con base en lo anterior, el presente trabajo consiste en determinar el efecto de la temperatura y el tiempo de austemperado para una fundición blanca con bajo contenido de cromo; para lograr esto, se plantea como objetivo estudiar el comportamiento al desgaste de una fundición blanca austemperada, por medio del ensayo tribológico Pin on Disk. Para conseguir este objetivo, se utilizaron diferentes métodos de caracterización química, microestructural y ensayos tribológicos; con el fin de entender la relación de la microestructura frente al comportamiento al desgaste de la fundición blanca con bajo contenido de cromo austemperada.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo general:

Determinar el efecto de la temperatura de austemperado en la resistencia al desgaste de fundiciones blancas mediante ensayos de Pin on Disk.

2.2 Objetivos específicos:

1. Establecer las condiciones de procesamiento óptimas para realizar los tratamientos térmicos de austemperado y favorecer la formación de ausferrita.
2. Caracterizar las microestructuras obtenidas y evaluar su comportamiento al desgaste.
3. Evaluar los mecanismos de desgaste como función de la carga aplicada durante ensayos de Pin on Disk.

3 MARCO TEÓRICO.

Las fundiciones blancas aleadas se caracterizan por su alta dureza (540-720 HV) [5, 14], una óptima resistencia al desgaste por abrasión y buena resistencia a la corrosión cuando contienen cromo (Cr) como principal elemento de aleación. Estas propiedades se deben principalmente a la composición química, la relación Cr/C, la velocidad de enfriamiento, la morfología, tamaño, el tipo y la orientación de los carburos eutécticos formados [6]; otros factores asociados son: la fracción de volumen de los carburos, la adherencia de los carburos con la matriz y el tipo de matriz. En las últimas décadas se ha estudiado la forma de mejorar la tenacidad al impacto y la resistencia al desgaste para estos materiales, dado que, su alta dureza, limita su comportamiento frente a fenómenos de desgaste por impacto-abrasión [15]. Los temas que han sido tratados para mejorar la tenacidad y el comportamiento frente al desgaste de estas aleaciones son modificación en las composiciones químicas [3, 4], tratamientos térmicos [5, 15], endurecimiento por deformación plástica [16] y refinamiento de carburos primarios [12].

Entre las propuestas más novedosas actualmente en términos de aplicabilidad para estos materiales de baja (LAWCI) y alta aleación (HAWCI), se destaca el tratamiento térmico de austemperado y la esferoidización de los carburos en los hierros fundidos blancos [14, 15, 17]. El tratamiento térmico de austemperado consiste en calentar el material hasta una temperatura de austenización (850 - 950) °C, durante un determinado tiempo, luego enfriarlo rápidamente en un baño de sales o aceites a una temperatura isotérmica específica (250 – 400) °C [13]. Durante este tiempo, la austenita se transforma en una microestructura de ferrita bainítica, ferrita acicular y austenita estabilizada con carbono, conocida como ausferrita, la cual, permite mejorar la tenacidad sin perder dureza. Según lo reportado en las investigaciones de Erdogan et al [17], el comportamiento mecánico de este tipo de matriz, está fuertemente influenciado por la estabilidad de la austenita retenida; esta estabilidad depende de: (1) su concentración de carbono, a mayor concentración de carbono más estable será la austenita, (2) la morfología de la austenita, se prefiere una morfología de listones o placas en vez de bloques y (3) el tamaño de los granos austeníticos, mientras más finos, más estable será la austenita [18]. De igual manera, Qing-yu Hou y Jing-tao Wang [14], investigaron el efecto de la temperatura de austemperado sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de HAWCI (14% peso de cromo), por medio del refinamiento Rietveld, estudiando los cambios ocurridos en la estructura

cristalina durante el tratamiento térmico. Las temperaturas utilizadas para el ciclo térmico de austemperado fueron: 290, 320 y 350 °C, encontrando una estabilidad para la bainita superior en la muestra de 350°C, mientras que, las muestras de 290 y 320 °C evidenciaron fases de austenita retenida, martensita y bainita inferior. Además, los autores encontraron que, el contenido de austenita retenida aumenta a medida que se incrementa la temperatura del austemperado; finalmente las muestras tratadas a 320°C presentaron mejores propiedades de resistencia al desgaste, tenacidad al impacto y dureza, debido al bajo contenido de austenita retenida, la relación Cr/C y la buena adherencia de la matriz bainítica con los carburos (M_7C_3). Por su parte Bhadeshia identificó que la austenita retenida en forma de película en la microestructura de aceros al silicio es más deseable para una buena combinación de resistencia y ductilidad [19]. Otros autores [54], estudiaron la influencia del tiempo de tratamiento isotérmico en la evolución microestructural y las propiedades mecánicas de una fundición nodular austemperada (ADI) a 320°C, durante 10, 20, 30, 60 y 120 minutos. Los autores plantearon una metodología de segmentación de imágenes de red neuronal, utilizando el software ImageJ para realizar un análisis de fase cuantitativo y compararon los resultados con las fracciones de volumen obtenidas por el refinamiento Rietveld de los resultados de DRX. Las conclusiones más relevantes del estudio fueron el incremento de la dureza para tiempos cortos de austemperado, debido a la presencia de trazas de martensita, producto de la transformación a temperatura ambiente de la austenita inestable. Posteriormente la dureza disminuyó, por causa de la precipitación de ferrita bainítica acicular y la estabilización de la austenita con alto contenido de carbono. Por otro lado, la aplicación de la técnica de analizador de imágenes (WEKA Segmentation) por medio del software ImageJ, fue fundamental para determinar las variaciones de las fases austenítica y ferrítica durante el tratamiento isotérmico, mostrando valores consistentes con los resultados de DRX. Finalmente, los autores observaron que los nódulos de grafito presentaron un mayor tamaño, para tiempos más prolongados, lo cual mejoró la resistencia al impacto y a la fatiga, además la circularidad de estos nódulos de grafito fue cercana al 85%.

Estudios recientes sobre el rendimiento tribológico, se centran generalmente en el comportamiento al desgaste: abrasivo de dos cuerpos, desgaste erosivo y abrasivo de tres cuerpos del WCI aleado con cromo [4, 20, 21, 32, 39, 40, 46, 50]. Zouch F y Bahri A [21], evaluaron y compararon el rendimiento tribológico de un HAWCI y un acero AISI P20

utilizados para la industria de trituración de barita, el acero fue sometido a un tratamiento térmico de desestabilización de 850°C, luego se templó en aceite y finalmente se le realizó un revenido, para eliminar tensiones residuales del temple. Los ensayos tribológicos se llevaron a cabo por medio de un tribómetro de tipo *Ball on Disk*, utilizando un contra cuerpo de alúmina Al_2O_3 con un diámetro de 10 mm, debido a su alta dureza 1400 HV y una baja rugosidad superficial de aproximadamente 0.02 µm. Las cargas utilizadas fueron de 5N y 10N a una velocidad de 0.31m/s, durante diferentes tiempos 60, 120, 180, y 240 min a temperatura ambiente. Los autores determinaron que, el incremento de la carga aumenta la profundidad de las ranuras y la tasa de desgaste, también genera un aumento de los valores del coeficiente de fricción COF que pasó de 0.7 a 0.9 para la HCWCI y de 0.5 a 0.7 para el AISIP20. Además, las morfologías de las pistas de desgaste analizadas por medio de microscopia electrónica de barrido (MEB), revelaron micro fisuras y grietas asociadas a los carburos para HAWCI, mientras que las pistas de desgaste para el acero AISI P20, presentaron desprendimiento de material de tipo arado con la presencia de ranuras, características de un desgaste de tipo abrasivo.

En 2013 Li Hong y Wang Youming [16], evaluaron la deformación por medio de forja en caliente de tres fundiciones blancas con diferentes concentraciones de carbono. Los autores investigaron el mecanismo de formación del eutéctico de la ledeburita durante el trabajo plástico; observaron que, el refinamiento del carburo masivo se produce por las contribuciones combinadas de trabajo plástico y la difusión de átomos de carbono; dando como resultado partículas de cementita dispersas en una matriz de ferrita fina. En su opinión, los métodos de fortalecimiento para los carburos comúnmente utilizados para obtener un endurecimiento de las fundiciones blancas aleadas con cromo incluyen: el fortalecimiento mediante solución sólida, precipitación y refinamiento de grano [7]. Otros autores como Jinduo Wang y Wei Guo [22], determinaron los comportamientos de deformación inelástica del carburo M_7C_3 en los hierros fundidos blancos aleados con cromo por medio de ensayos de compresión; alcanzando deformaciones del 20 % bajo una carga de 450 N; los autores encontraron que, los principales modos de deformación que presenta este tipo de carburos son: el deslizamiento por dislocación, el desarrollo de maclas de deformación y la formación de subgranos. También llegaron a la conclusión que, los carburos comprimidos alcanzaron micro durezas de 1794 HV, mientras que los carburos no deformados presentaron microdurezas de 1695 HV.

Las fundiciones blancas con alto contenido de cromo (HAWCI), es otra de las familias más estudiadas, debido a su excelente rendimiento al desgaste por los elevados contenidos de Cr. En la mayoría de los casos se busca mejorar la resistencia al desgaste de abrasión-impacto de estos materiales mediante la adición de elementos formadores de carburos como B, Nb, Ti, W, Mo y V [4, 6, 18, 23]. Esto genera un refinamiento por precipitación mejorando la resistencia al desgaste de esta aleación ferrosa. En 2022, Correa R y Van Drunen J [6], estudiaron el efecto de la relación Cr/C en la microestructura, la dureza y la resistencia a la corrosión de tres tipos de fundiciones blancas con alto contenido de cromo 36Cr-2.1C, 27Cr-2.7C y 20Cr-3C; encontraron que, en las tres aleaciones se formaron carburos de tipo M_7C_3, ricos en cromo y pobres en hierro, además, los carburos secundarios para estas tres muestras precipitaban uniformemente dentro de las dendritas. También, descubrieron que la resistencia al desgaste disminuye al aumentar la relación Cr/C de 4 a 7. En sus pruebas de abrasión con SiC y Al_2O_3, identificaron que las relaciones óptimas de Cr/C fueron de 4-6 dado que, se obtiene una excelente resistencia a la abrasión; en virtud de la alta proporción de carburos ricos en cromo. Por su parte Pourasiabi H [4], determinó la influencia de la relación Cr/C en la microestructura, dureza y el rendimiento de abrasión a alta tensión de las aleaciones blancas aleadas con cromo reforzadas con carburos de niobio NbC, el autor encontró que, la alta dureza de las partículas de NbC proporcionan una mejor protección de la matriz en comparación con los carburos de tipo M_7C_3, mejorando el comportamiento al desgaste para estas aleaciones.

A su vez, Coronado JJ y Sinatora A [24], estudiaron la resistencia al desgaste abrasivo de un LAWCI, a diferentes velocidades de solidificación 1.5 y 15 °C/s. Se obtuvieron dos matrices diferentes, una matriz predominante austenítica y otra matriz de predominancia martensítica. La evaluación tribológica se realizó por medio de ensayos de Pin sobre disco abrasivo, utilizando abrasivos de alúmina de diferentes tamaños. Las altas velocidades de solidificación mostraron una microestructura más refinada y una alta dureza, en comparación con las muestras de baja tasa de solidificación, donde se evidenció un alto grado de deformación plástica. En el análisis de las superficies desgastadas encontraron que, la morfología y el tamaño de los granos abrasivos presentan una gran influencia en las tasas de desgaste; las superficies desgastadas indicaron mecanismos de desgaste abrasivo de micro corte, micro fatiga y arado para las muestras de matriz martensítica, mientras que las muestras de matriz austenítica presentaron un

alto grado de micro arado y una mayor tasa de desgaste a mayor tamaño de las partículas abrasivas.

3.1 TRATAMIENTOS TÉRMICOS.

Son ciclos de calentamiento en los cuales se tiene como propósito: mejorar la maquinabilidad, aliviar tensiones durante la colada y controlar el endurecimiento por dispersión [25]. Estos procesos modifican las propiedades de las fundiciones mediante cambios en la microestructura, optimizando su desempeño a nivel industrial, debido al mejoramiento de propiedades mecánicas como: la dureza, la resistencia al desgaste y la tenacidad al impacto [8, 11].

3.1.1 Temple.

Es el tratamiento térmico de desestabilización más utilizado para WCI aleadas con cromo, se realiza con el fin de obtener una matriz martensítica, libre de perlita. La microestructura obtenida, consiste en agujas de martensita rodeadas de austenita retenida o placas de cementita. La temperatura de austenización determina la cantidad de carbono que permanece en solución en la matriz austenítica [11, 48]. Una baja temperatura de austenización no favorece la disolución de carbono, esto implica, tener una transformación de martensita de bajo carbono con malas propiedades de dureza y resistencia a la abrasión. Por otro lado, una alta temperatura de austenización favorece la estabilidad de la austenita, lo cual genera una reducción en la dureza, debido al alto contenido de austenita retenida en la microestructura.

El calentamiento se realiza generalmente entre 850-1100 °C, el tiempo de sostenimiento depende de la geometría y del tamaño de la pieza; se recomienda 1 hora por cada 25 mm de espesor [8, 11, 27]. Posteriormente, se realiza un enfriamiento brusco en aceite o aire forzado, no es recomendable utilizar agua como medio de enfriamiento, dado que, se puede generar agrietamiento en la pieza. Durante este enfriamiento se produce una transformación displaciva a una red tetragonal; en la cual no existe difusión atómica de átomos de hierro si no que, se genera una transformación física instantánea. Generalmente la martensita obtenida por este ciclo térmico presenta alta fragilidad, por esta razón se debe de realizar un revenido para equilibrar los niveles de dureza y las tensiones residuales. El revenido consiste en calentar el material, en un rango de temperatura comprendido entre 150-500 °C, dependiendo de la

composición y las solicitudes finales del componente, finalmente se realiza un enfriamiento controlado en el horno [11].

En 2024 Barutcuoglu B y Funda K [26], investigaron el efecto de la temperatura de revenido y el comportamiento al desgaste de una fundición blanca Ni-Hard4 aleada con boro (B) y tungsteno (W), bajo condiciones de deslizamiento en seco. Los parámetros para el tratamiento térmico se determinaron con la ayuda de la metodología CALPHAD, utilizando la composición química, ecuaciones termodinámicas de fases del material y el software Thermo-Calc. La vía de solidificación fuera de equilibrio se calculó por medio del modelo de Scheil-Gulliver. Las muestras fueron austenizadas a 850°C durante 5 h, luego se templaron al aire. Posteriormente se varió la temperatura de revenido entre 250 y 650 °C durante 4 horas. Los autores concluyeron que, al aumentar la temperatura del revenido, se obtiene un mayor volumen de carburos secundarios; además el revenido a 550°C mostró el mejor comportamiento al desgaste debido al refinamiento de la estructura por la formación de carburos secundarios y carburos de B, además, estas muestras presentaron menor porcentaje de austenita retenida. El análisis de las superficies de desgaste reveló que el revenido, disminuyó el número de ranuras por deformación plástica, además, se identificó el desgaste abrasivo como el principal fenómeno de desgaste, debido a la presencia de microfisuras y delaminación.

Por su parte Flórez O y Castaño R [8], estudiaron el comportamiento microestructural de una fundición blanca con alto cromo (25%), sometida a diferentes ciclos de tratamiento térmico. La temperatura de austenización fue 950 °C durante una hora, luego se realizó un temple variando la tasa de enfriamiento (aceite, aire forzado y agua). Posteriormente las muestras se sometieron a un revenido a 500 °C. Los autores demostraron que una alta tasa de enfriamiento produce un aumento significativo en la dureza 870 HV, en comparación con el estado as-cast 680HV, lo que a su vez se mejora el comportamiento al desgaste, debido a la formación de la fase martensita de morfología acicular y placas de cementita. Otros autores evaluaron el comportamiento de las aleaciones blancas aleadas con cromo por medio del tratamiento térmico subcrítico; después de la desestabilización de la austenita; encontraron que, con estos tratamientos térmicos se puede mejorar la dureza y la tenacidad a la fractura de las fundiciones blancas con alto contenido de cromo, dado que, se genera una mezcla de microestructuras de martensita, austenita residual y carburos secundarios [12]. Por otro lado, Correa G y Van

Drunen J [6], descubrieron que los hierros blancos con alto contenido de cromo (HAWCI) solidifican generalmente en una matriz sustancialmente austenítica sobresaturada con cromo y carbono; con carburos característicos de tipo M_3C y M_7C_3, estos últimos tienen una morfología de barras durante la solidificación; estas aleaciones presentan una tendencia al descascaramiento o agrietamiento de los carburos formados (M_3C y M_7C_3).

3.1.2 Austemperado.

Es un tratamiento isotérmico que se presenta en un rango de temperatura donde la descomposición de la austenita no produce perlita ni martensita, si no que, se forma una microestructura compuesta por placas de ferrita (ferrita bainítica y acicular) y una segunda fase que puede ser cementita o austenita retenida, dependiendo de la composición química y de la estabilidad de la austenita.

Generalmente este tipo de tratamientos se realiza en aceros y en fundiciones dúctiles, con el fin de obtener una óptima combinación de tenacidad, resistencia y ductilidad [28]. Esta microestructura de ferrita bainítica y austenita retenida con alto carbono, normalmente se obtiene a temperaturas mayores de la formación de martensita Ms y menores a la formación de la perlita. La *figura 1*, ilustra este rango de transformación específico para una fundición blanca de baja aleación (LAWCI) calculada por medio del software de simulación JMatPRO [23]. En los últimos años se han realizado varias investigaciones con el fin de determinar la sensibilidad del tratamiento térmico de austemperado para WCI aleadas con cromo: HAWCI y LAWCI [12, 13, 18].

En 2021, Mehmet A y Kemal D [13], examinaron la microestructura, las propiedades mecánicas y la susceptibilidad de las fundiciones blancas de baja aleación (LAWCI) al tratamiento térmico de austemperado, las muestras de LAWCI, se austenizaron a 900°C, luego se sometieron a un baño salino a 375 °C durante 15-20 minutos. Los resultados mostraron una microestructura de ausferrita compuesta por ferrita bainítica y austenita retenida con alto contenido de carbono reforzada con carburos eutécticos; estos carburos no fueron modificados por el tratamiento térmico. Los autores concluyeron que, los hierros fundidos blancos de baja aleación pueden ser austemperados de forma similar a los hierros fundidos dúctiles; obteniendo valores mejorados de dureza y resistencia al desgaste en comparación con el estado as cast de la LAWCI; pero, debido a su alto contenido de carbono (3.45 % peso) su estructura presenta una gran cantidad

de carburos (53% aproximadamente), esto impide que se genere un aumento notorio en la tenacidad. Por otra parte, Amaya Marly [23], estudió la influencia de elementos aleantes como: cromo (Cr), vanadio (V), y titanio (Ti) en la resistencia al desgaste de una LAWCI. Encontrando que, el comportamiento al desgaste puede mejorarse a través de la implementación de tratamientos térmicos de desestabilización. Con el objetivo de obtener información óptima para realizar los tratamientos térmicos, se realizaron tres diagramas característicos: TTT, CTT y el diagrama de evolución de fases de equilibrio, por medio del software JMatPro. Se encontró que, los elementos de aleación desplazan las curvas de los diagramas CCT y TTT hacia tiempos mayores, esto permite obtener tasas de enfriamiento más bajas. Los parámetros determinados para los tratamientos térmicos fueron austenización a 980 °C, durante 30 min, posteriormente se realizó un temple con aire forzado. En conclusión, la autora, determinó que los elementos aleantes como: Cr, Ti, Mo y V afectan la templabilidad de este tipo de fundiciones, además, refinan la microestructura debido a la formación de carburos secundarios, dado que, se obtiene una matriz martensítica reforzada con carburos secundarios, los cuales aumentan la dureza y con esto se mejora la resistencia al desgaste.

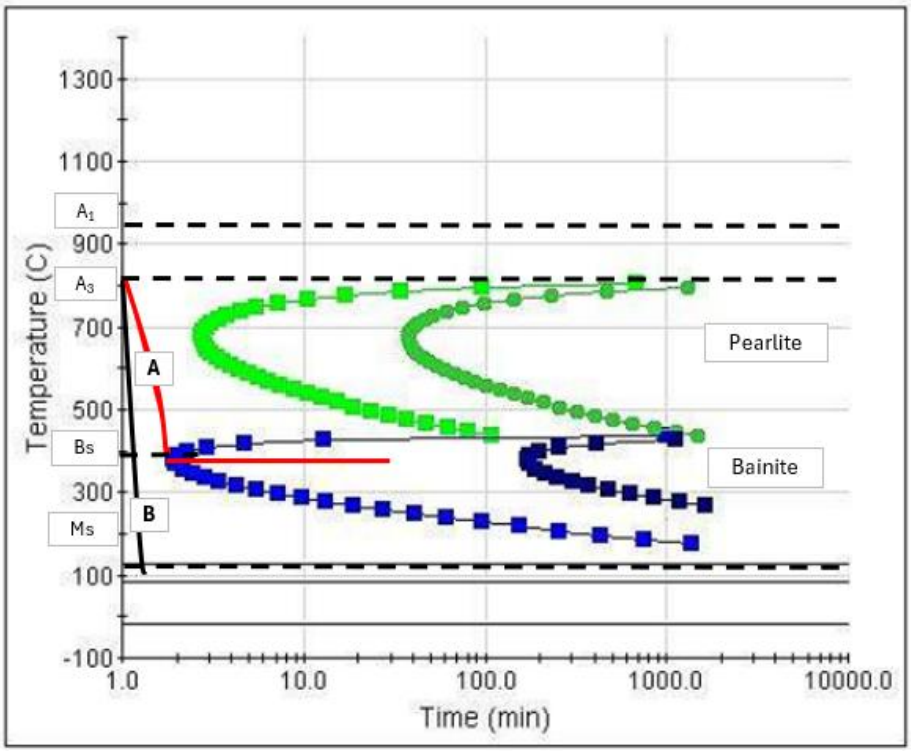


Figura 1. Diagrama TTT de transformación de la austenita en LAWCI: (a) Transformación isotérmica y (b) Tratamiento térmico común de temple [23].

3.2 Bainita.

Varios investigadores han postulado una definición para esta fase en las fundiciones (dúctiles), la definen como un producto de la descomposición de la austenita (γ) durante un tratamiento isotérmico en un rango de transformación donde la austenita no se transforma en perlita ni en martensita [18, 29, 30]. Su microestructura inicial se puede definir como una placa de austenita sobresaturada de carbono, en la cual, se presentan fenómenos de difusión del carbono y una transformación displaciva, debido a un cambio repentino y ordenado de átomos de hierro, lo cual genera una deformación asociada en un plano invariante; este es el resultado de su morfología acicular; dando como resultado una microestructura final compuesta por placas de ferrita, separadas por regiones de austenita retenida, con la presencia de carburos precipitados [29]. Los grupos de placas que comparten la misma orientación cristalográfica se denominan plumas, mientras que las placas individuales se les conoce como subunidades [19]. Cuando la bainita se genera en el rango superior de las temperaturas bainíticas (≈ 300°C) *figura 1,* se denomina como: bainita superior, esta fase, se caracteriza por tener láminas de ferrita gruesas y de forma arborescentes separadas por cementita [11]; además suele ser más estable térmica y mecánicamente dado que su alta solubilidad de carbono genera una disminución en la Ms en comparación con la temperatura del tratamiento isotérmico [18, 19]. Por otro lado, la bainita inferior se genera en rangos inferiores de temperatura cerca a la formación de martensita Ms *figura 1*, de manera que, se producen agujas de ferrita mucho más finas sin direcciones preferenciales con precipitados de carburos de tipo € y/o cementita, esto genera una baja estabilidad mecánica [28, 29]. Además, se ha demostrado por [21] que la baja temperatura de austemperado refina el espesor de placa bainítica, permitiendo obtener una mayor dureza y tenacidad, pero requiere un mayor tiempo de retención para que se genere la transformación. En las fundiciones, es complejo diferenciar si existe bainita superior o inferior debido a los altos porcentajes de carbono [11].

Edmonns V y Bhadeshia H [19], Plantearon que para poder obtener una transformación bainítica, se deben de cumplir dos condiciones termodinámicas, de nucleación y crecimiento. Estos factores de energías libres se expresan como: $\Delta G_M < G_N$ y $\Delta G_{(\gamma \longrightarrow \alpha b)} < -G_{SB}$ donde:
ΔG_M es el máximo cambio que acompaña la nucleación para condiciones de equilibrio y G_N es la energía libre asociada a la transformación de la martensita, esta primera condición, define la cantidad de energía mínima para favorecer la nucleación de bainita. G_{SB} es la energía de

deformación asociada a la deformación por causa de la transformación y $\Delta G_{(\gamma \rightarrow \alpha b)}$ es la energía libre asociada a la energía interfacial y el cambio de forma de la austenita a la ferrita sin cambio en la composición química; se ha determinado que esta energía de barrera es de aproximadamente 400 J/mol [49]. La temperatura a la cual se cumplen estas dos condiciones termodinámicas se conoce como la temperatura de inicio de formación de la bainita (Bs).

Por lo general las placas de ferrita bainítica se producen en el límite de grano austenítico, luego de que se forme una placa o listón, se difunde el exceso de carbono hacia la austenita circundante, de esta forma la próxima placa de ferrita bainítica, se formará a partir de un grano austenítico de mayor estabilidad debido a la mayor concentración de carbono [18]. Esta reacción ocurrirá hasta que la concentración de carbono en la austenita supere un valor crítico, donde la energía libre de transformación bainítica, sea menor a la energía de transformación de la austenita. Por lo tanto, la transformación se detiene debido a que es termodinámicamente imposible que suceda. Esta tendencia se conoce como un fenómeno de transformación incompleta [29]. Es fundamental que cuando se termine la transformación la microestructura contenga austenita retenida, dado que, esta fase en determinados porcentajes puede mejorar la ductilidad y el coeficiente de endurecimiento por deformación en el material por causa de una transformación inducida de la austenita retenida en martensita, durante la deformación plástica [51]. Por otra parte, la saturación de carbono durante la transformación bainítica en la austenita puede generar precipitación de carburos, los cuales pueden fragilizar la microestructura. Sin embargo, es posible evitar esta precipitación de carburos por medio de la adición de aproximadamente 1.5% de silicio (Si) [49].

La *figura 2a*, representa el esquema térmico típico de transformación y los cambios relativos de longitud asociados a este tipo de transformación, este comportamiento presenta una trayectoria similar al de una función sigmoidea, donde ocurren bajas tasas de transformación al inicio y al final, pero rápidas en la transición entre ellas *figura 2b*; estas etapas se describen a continuación [30]:

- RO: Se conoce como periodo de incubación, depende principalmente de la composición química y de la estabilidad de la austenita de alta temperatura.

- R1 y R2: En este intervalo de transformación se produce la nucleación y el crecimiento de la fase bainítica ($\gamma \longrightarrow \alpha_b + \gamma_{hc}$).
- R3: Última etapa donde se llega al final de la transformación dado que se alcanza un estado estacionario; por lo general esta región no es fácil de identificar y depende de la percepción del operario, ya que el comportamiento de la curva no es completamente estacionario, si no que, presenta ciertas fluctuaciones.
- R4: Es una etapa de cambios ocurridos en la microestructura debido a la exposición de la muestra por un largo tiempo, se puede presentar un autotemplado o una descomposición de la estructura bainítica.

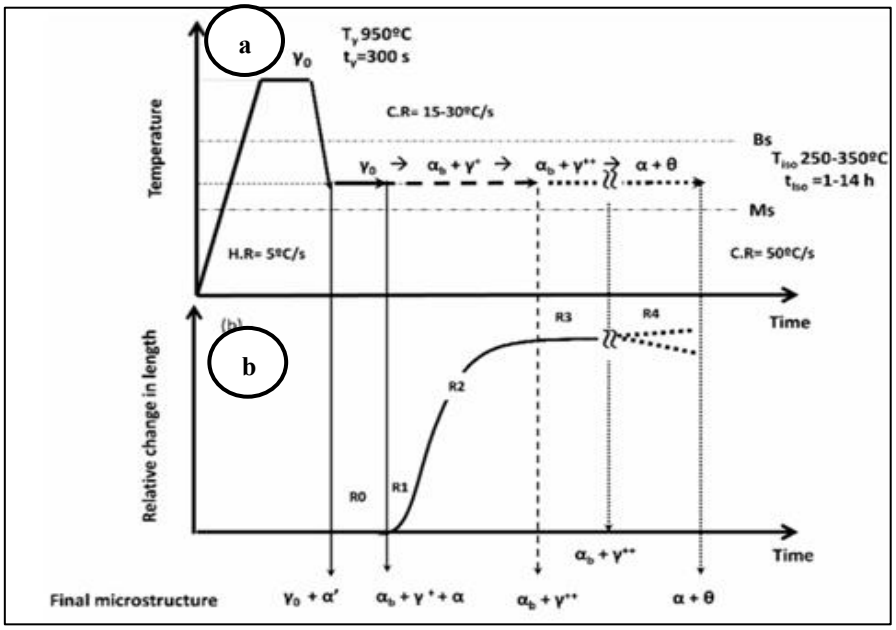


Figura 2. Secuencia transformación bainítica. a. Esquema tratamiento isotérmico y microestructuras asociadas a la transformación, donde Bs: temperatura inicial bainita y Ms: temperatura inicial martensita, H.R y C.R son las velocidades de calentamiento y enfriamiento respectivamente. b. Variaciones de la curva de dilatometría donde se observan las diferentes etapas asociadas a la transformación en función del tiempo [30].

Investigadores como Santajuana M y Geandier G [30], estudiaron el tiempo necesario para determinar el final de la transformación bainítica para aceros; la metodología implementada consiste básicamente en derivar y normalizar la distribución de los datos obtenidos en la curva de dilatometría; con esto se establece que el final de la transformación se produce cuando se interceptan la región R3 (estado estacionario) y la normalización de la derivada del cambio relativo de longitud (RLC); con base en esto, se determina por encima de que porcentaje de la tasa máxima de transformación se opera con certeza en la región 3. Los autores recomiendan

un umbral alrededor del 4% del máximo de la tasa de deformación para asumir que la transformación ha terminado.

3.3 ENSAYOS MECÁNICOS

3.3.1 Dureza.

Se define como la resistencia que presenta un material al ser rayado o indentado. La prueba de dureza determina la resistencia a la penetración de la superficie del material analizado. Existen varios tipos de dureza: Rockwell, Brinell, Vickers y Knoop (micro dureza), los cuales se correlacionan entre sí y se diferencian según el tipo de indentador y las cargas utilizadas [25]. Las fundiciones blancas aleadas con cromo se caracterizan por su alta dureza (780-810 HV) debido al alto porcentaje de carburos presentes en su microestructura [31].

3.3.2 Desgaste.

Se define como la capacidad de un material para resistir la pérdida de masa o volumen de su superficie, debido a la acción de cargas aplicadas de otro elemento (contra cuerpo) [24, 33]. El desgaste o la resistencia al desgaste no es una propiedad intrínseca del material, como lo es la dureza, la densidad o el módulo de elasticidad; por esta razón, es complejo clasificar los tipos de desgaste que puede presentar un material, dado que la resistencia al desgaste está en función del sistema en el que el material opere [34].

3.4 MECANISMOS DE DESGASTE.

Los tipos de desgaste se analizan por medio de la tribología, esta es una ciencia que estudia, la interacción física, mecánica y química de dos o más superficies en contacto. Para comprender los mecanismos de desgaste es necesario analizar la rugosidad de la superficie, dado que, la rugosidad determina la capacidad de deslizamiento en función del coeficiente de fricción, este coeficiente de rozamiento relaciona a su vez, la fuerza de deslizamiento y la fuerza de retención cuando se genera el movimiento relativo de las superficies en contacto [24]. La acción de este movimiento deslizante o rodante se produce bajo la acción de: una carga, un contra cuerpo y/o partículas abrasivas. El auge de estudiar la tribología se remonta al año 1966, donde el gobierno británico realizó un reporte llamado “reporte Jost”, sugiriendo ahorros de 500 millones de libras

esterlinas al aplicar la tecnología tribológica en el diseño de construcción y operación de la maquinaria industrial [35]; en este sentido, el desgaste de los materiales es uno de los retos más grandes en la industria ya que es imposible eliminar completamente el deterioro que sufren los materiales en uso por causa de factores: mecánicos, térmicos, atmosféricos y químicos, pero, es posible minimizar y controlar sus consecuencias [36, 37]. La lubricación es una de las formas comúnmente utilizadas para reducir procesos de fricción y de desgaste entre superficies en contacto. Su rol es separar las superficies en movimiento por medio de una película sólida, líquida o gaseosa [25].

Los mecanismos de desgaste se pueden definir como el proceso que produce el desprendimiento de material de las superficies en contacto durante el movimiento relativo. Un buen diseño tribológico, consiste en lograr una pérdida lenta de material de una forma estable y continua [35]. Burwell Jr (1957) fue uno de los primeros autores en analizar los fenómenos de desgaste. El autor, clasificó al desgaste en función del mecanismo y las características del daño generado. Propuso 5 tipos de desgaste: abrasivo, corrosivo, adhesivo, fatiga superficial y desgaste menor (rayones); también, determinó ecuaciones cuantitativas que relacionan la cantidad de material desgastado con las condiciones de operación, como: la carga aplicada, la distancia recorrida, la velocidad de rotación o deslizamiento y las propiedades mecánicas de las superficies en contacto [32]. Otro autor como Chattopadhyay (2001) [36], propuso una clasificación de los mecanismos de desgaste en función de la interacción con el ambiente en el que se encuentra el material, definiendo 7 tipos: fatiga, cavitación, térmico, adhesivo, abrasivo, erosivo y corrosivo.

Kalpakjian y Zum Gahr [37], consideraron la forma de pérdida de masa de los materiales como el resultado de un deterioro; los autores analizaron la eliminación de material a nivel atómico (eliminación de planos cristalinos), determinando que, los mecanismos de desgaste abarcan conceptos de deformación como: fractura plástica, fractura frágil, fatiga y fallas de cohesión y adhesión en las estructuras cristalinas de los materiales. La definición de desgaste en función del sistema en el que opera, analizada por Madero J, sentó bases para estandarizar la especificación alemana DIN 50-320 [35]. Esta especificación define cuatro mecanismos básicos: abrasión, fatiga, adhesión y acciones triboquímicas (corrosión); estos fenómenos abarcan los otros mecanismos de desgaste como cavitación, erosión y picadura propuestos por

Chattopadhyay. Por esta razón, a continuación, se describen los mecanismos básicos de desgaste.

3.4.1 Desgaste adhesivo.

El desgaste adhesivo se genera por medio de la fricción por causa de movimientos de rodadura o deslizamiento entre superficies; este rozamiento produce una capa adhesiva conocida como micro-welding, localizada e incrustada en una de las superficies debido a los enlaces adhesivos formados por causa de las fuerzas de atracción interatómica [38]; de este modo, cuando la fuerza tangencial supera el umbral de los enlaces formados en las capas micro-soldadas se produce valles en la superficie del material más blando *figura 3a* . En algunos casos, se puede exceder el punto de cedencia del material, lo cual produce una deformación plástica que incrementa el área real de contacto hasta un punto donde se produzca una adhesión completa llamada soldadura en frío [25]. Este fenómeno generalmente ocurre en materiales metálicos con una buena ductilidad sometidos a elevadas presiones de contacto [37].

3.4.2 Desgaste por corrosión.

Es un mecanismo químico que se produce por la exposición de un material en una determinada atmósfera; generalmente los materiales metálicos forman una capa de óxido en su superficie para protegerse de reacciones electroquímicas, pero con el paso del tiempo y la exposición a la atmósfera corrosiva, esta capa se elimina dando paso al fenómeno de corrosión (picadura, intergranular y/o intragranular) [25]; donde se produce una degradación del material, generando cambios en sus propiedades: mecánicas, físicas y químicas. Madero J [35], plantea que la deformación plástica producida por altos esfuerzos de contacto genera un endurecimiento por deformación y aumenta la susceptibilidad al ataque químico.

3.4.3 Desgaste por fatiga superficial.

Este mecanismo de desgaste se caracteriza por la formación de grietas y/o exfoliación del material, debido a las tensiones de contacto producidas en la superficie por la acción de cargas cíclicas; las cargas aplicadas en un área determinada generan esfuerzos cortantes variables los cuales generan tensiones cíclicas que producen grietas superficiales y subsuperficiales; estas grietas pueden conducir a la falla de una sección del material (pieza) [40] *figura 3b*. Antes de la aparición de la grieta, no es posible determinar la condición del material, por esta razón la

cantidad de material eliminado debido a la fatiga no es un parámetro útil, de esta manera es mucho más relevante conocer la vida útil del material en términos de número de revoluciones o ciclos de trabajo antes de que ocurra la falla prematura del material [34, 35].

3.4.4 Desgaste abrasivo.

Este tipo de desgaste es el más común, se produce debido a la presencia de partículas de alta dureza o protuberancias, presentes en alguna de las superficies o sueltas entre las dos superficies, que se mueven o se fuerzan a mover a lo largo de una de las superficies [40]. Existen dos tipos de abrasión *figura 3c*; el primer tipo se denomina abrasión entre dos cuerpos, ocurre cuando las protuberancias o partículas duras incrustadas en una de las superficies se deslizan sobre la otra [36]. Un ejemplo de esto es el pulido de una superficie del material mediante el uso de lijas abrasivas. El segundo tipo se conoce como abrasión entre tres cuerpos, se debe a la presencia de partículas generalmente sólidas suspendidas en un líquido entre las dos superficies, este líquido se conoce como lubricante [34]. Un ejemplo de este tipo de desgaste es el aceite contaminado o viejo de una moto, que provoca daños en las piezas del motor. Algunos autores proponen otro tipo de abrasión, denominada erosión, este tipo de desgaste solo involucra una única superficie y un fluido con una viscosidad determinada; en este fluido las partículas tienen libertad de movimiento [41]. Por lo general los materiales de alta dureza, buena tenacidad y alta resistencia al calor son los más resistentes al desgaste abrasivo [25].

Estos tipos de abrasión producen una gran cantidad de deformación plástica en la superficie del material generando los siguientes efectos [34]:

- **Corte**: Representa el modelo clásico de desgaste por abrasión, el material cortado se elimina de la superficie como virutas de desgaste.
- **Fractura o Fisura:** El material se agrieta en la superficie que rodea la huella de desgaste.
- **Fatiga por arado repetitivo:** El material se acumula en los límites de la huella de desgaste, generando altas deformaciones plásticas dado que el material no se desprende de la superficie.

La *figura 3* ilustra los mecanismos de desgaste vistos anteriormente.

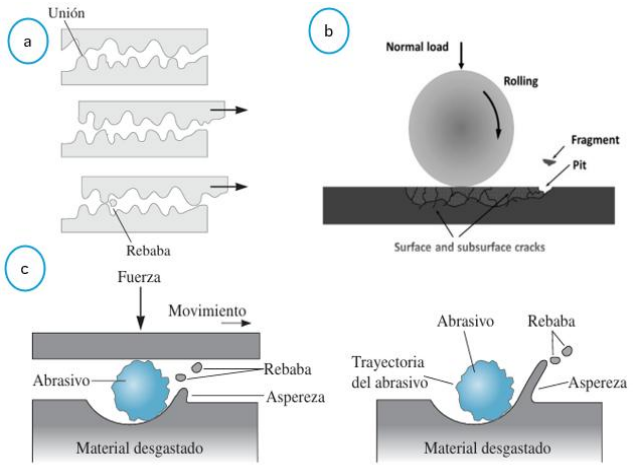


Figura 3. Mecanismos de desgaste. a. Adhesión. b. Fatiga superficial. c. Abrasión de tres cuerpos y Abrasión de dos cuerpos. [25]

3.5 RELACIÓN ENTRE DUREZA Y DESGASTE ABRASIVO:

Los CWCI presentan una óptima resistencia al desgaste, debido a la presencia de carburos duros ricos en cromo de tipo M_7C_3. De este modo, la alta resistencia a la abrasión de este material es el resultado de su microestructura. Normalmente los procesos de abrasión se asemejan a una acción de corte similar a un mecanizado, donde las fibras o las partículas del abrasivo, penetran la superficie del material, generando pequeñas virutas [26]. Generalmente, los procesos de conminución de minerales son una de las aplicaciones más comunes para la fundición blanca aleada con cromo; se utiliza en la fabricación de las camisas de revestimiento y cuerpos moledores de los molinos en el proceso de homogenización, debido a su alta dureza y óptima resistencia al desgaste por abrasión [4, 6, 21, 25, 39, 40, 41]. El cuarzo conocido como sílice SiO_2, es uno de los principales constituyentes de los minerales abrasivos y arcillosos, presenta una dureza alrededor de 900 a 1280 HV; por su parte, los carburos de cromo presentes en la fundición blanca presentan una mayor dureza que el cuarzo y, a su vez mayor resistencia al desgaste [26], esto quiere decir que, la dureza es directamente proporcional a la resistencia al desgaste por abrasión. El tipo de matriz también es importante, para efectos comparativos, la matriz ferrítica tiene una dureza de 200 HV, la perlítica alrededor de 350 HV y la matriz martensítica puede llegar a 450 HV; mientras que el carburo de tipo M_7C_3 alcanza el rango de 1200 a 1600 HV [39].

En una publicación de Baochao Z et al [32]. Se estudio el efecto de cromo en la tenacidad y el comportamiento frente al desgaste abrasivo de dos cuerpos de un LAWCI aleado con 0-4 % en peso de cromo. Los resultados revelaron que: con un porcentaje de 2% en peso de cromo, se produce un aumento gradual de la tenacidad a la fractura del carburo eutéctico M_3C y una mejor resistencia al desgaste en comparación con el estado as-cast, debido a que se genera un cambio en la estructura cristalina del carburo eutéctico $(Fe, Cr)_3C$ aumentando el número de enlaces metálicos fuertes. Otra de las conclusiones más relevantes fue el cambio en el mecanismo de desgaste, dado que el estado as-cast mostró descascaramiento y fractura frágil, mientras que en las muestras con cromo se evidenció micro corte como el principal mecanismo de falla.

3.6 TASA DE DESGASTE

La velocidad con la cual se desgasta un material se conoce como la ecuación de Archard, esta expresión, define que, el volumen de desgaste perdido por el material es directamente proporcional a una constante K, conocida como coeficiente de desgaste, esta constante depende del mecanismo de desgaste y de los materiales presentes en el ensayo. La ecuación también plantea que el volumen perdido de material es proporcional a la distancia de deslizamiento (d) y a la fuerza normal aplicada (N), e inversamente proporcional a la dureza en la superficie del material (H) [36].

$$V = K * \frac{N}{H} * d$$

Ecuación 1. Ecuación de Archard volumen de desgaste perdido. [36].

3.7 ENSAYOS PARA LA EVALUACIÓN DE DESGASTE.

Existen varios métodos diseñados y desarrollados para simular las condiciones de desgaste a las cuales están expuestos los materiales durante su operación. Algunos de estos ensayos están estandarizados bajo la norma ASTM; también, se ha encontrado que algunas empresas presentan sus propios métodos de evaluación en función del sistema en el que opere el material. Algunos de los métodos propuestos por la norma ASTM son:

- ASTM G99-23: Evaluación prueba de abrasión de pasadores, desgaste abrasivo de dos cuerpos Pin on Disk [42].

- ASTM G77: Evaluación desgaste abrasivo por deslizamiento de bloque sobre anillo [43].
- ASTM G73: Evaluación pruebas de erosión por impacto de líquidos sobre superficies sólidas expuestas a gotas o chorros de líquidos [43].

El ensayo de prueba de abrasión por pasadores será el usado para los ensayos de desgaste propuestos en esta investigación, por lo tanto, se detallará a continuación.

3.7.1 ENSAYO DE DESGASTE PIN ON DISK:

El ensayo de Pin on Disk, es un ensayo estándar utilizado para clasificar materiales en diferentes aplicaciones donde ocurre abrasión moderada o severa; determinando el desgaste y el coeficiente de fricción de la superficie analizada, las variables que se deben de tener en cuenta a la hora de realizar el ensayo son: la velocidad de rotación, la carga aplicada, la distancia recorrida, el tiempo de ensayo y la temperatura [45]. Los resultados obtenidos evalúan: la cantidad de masa perdida, el volumen perdido, el análisis de la superficie desgastada y el coeficiente de fricción. Con base en lo anterior se clasifica el tipo de desgaste predominante en el ensayo: abrasivo, adhesivo, corrosivo, erosivo o fatiga.

Suarez S y Pesnel V [50], estudiaron la evolución microestructural, en función de la carga aplicada en un HAWCI con 26% en peso de cromo por medio de una prueba de bola sobre disco con deslizamiento en seco (*Ball on Disk*). Las cargas seleccionadas se determinaron mediante el cálculo analítico de la carga crítica (CC), denominada como la carga necesaria para inducir deformación plástica. La CC se calculó en 15 N por medio de ensayos de micro dureza y ecuaciones empíricas propuestas por la teoría de contacto Hertziana, bajo este supuesto se seleccionó una carga subcrítica de 5 N y una carga sobre crítica de 20 N. Los resultados revelaron que, bajo cargas de 5 N, no se observó deformación plástica en la matriz, mientras que con cargas superiores a 15 N se evidenció una deformación de la matriz debido a la presencia de bandas de deslizamiento. Otras conclusiones más relevantes fueron la profundidad máxima de deformación de aproximadamente 40 µm con la carga máxima aplicada de 20 N, además, los mecanismos de desgaste presentes durante el ensayo fueron desgaste adhesivo y desgaste abrasivo, aunque los autores evidenciaron que el desgaste abrasivo fue el

predominante con el aumento de la carga, esto fue atribuible a la tendencia al agrietamiento y la fractura de los carburos lo cual se reflejó en el aumento en el volumen y la tasa de desgaste.

Por su parte, Centinkaya C [46], analizó el desgaste de palas de turbina de hierro fundido blanco con alto contenido de cromo utilizadas en máquinas de granallado frente a papeles abrasivos de SiC y Al_2O_3; las variables utilizadas en el ensayo fueron: 5 muestras con diferentes composiciones químicas, cargas 10, 25 y 40 N, la distancia recorrida fue de 60, 90 y 120 m. los resultados mostraron que la muestra que contenía 3.3 % de C, 15.1 % de Cr y 2.5 % de Mo exhibió el menor desgaste, debido a una menor relación de Cr/C en comparación con las otras muestras. Otra de las conclusiones más relevantes fue que el principal fenómeno de desgaste que se presentó en las muestras fue el desgaste abrasivo y todas las muestras presentaron el mismo tipo de matriz (martensita).

4 METODOLOGÍA

4.1 Material de partida.

La fundición utilizada en el presente trabajo fue suministrada por la empresa Servimetales Frey en forma de cilindros de Ø 2.5 cm x 35 cm de longitud. La composición química se determinó mediante espectrometría de emisión óptica en un equipo OES Bruker Magellan Q8. En la *tabla 1* se presenta la composición química obtenida.

Tabla 1. Composición química fundición blanca (% en peso).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Fe
3.40	0.79	0.42	0.02	0.02	0.65	0.25	Bal.

4.2 Determinación de los parámetros para los tratamientos térmicos y mecanizado.

Los parámetros para los tratamientos térmicos de desestabilización y transformación isotérmica fueron seleccionados de acuerdo con los trabajos reportados en la literatura [3, 5, 8, 11, 12, 23] y ensayos previos en el laboratorio. Con el fin de establecer las condiciones iniciales de procesamiento se hizo uso de diagramas de tiempo temperatura y transformación (TTT), determinados a partir de la composición química del material y la estimación del porcentaje en peso de carbono de la matriz. El corte de las probetas se realizó en una cortadora por hilo (MNC-A), con un mecanismo de refrigeración soluble, con el fin de evitar cambios en la microestructura debido al calentamiento de la pieza. De esta manera se obtuvieron muestras cilíndricas de Ø 2.5 cm x 1 cm de espesor.

4.3 Tratamientos térmicos.

Las muestras mecanizadas se austenizaron a 950°C durante 1 hora, posteriormente se procedió con el tratamiento isotérmico, el cual se hizo en un baño de sales de composición 50 % nitrato de potasio y 50 % nitrito de sodio. Se seleccionaron dos temperaturas de austemperado con base en los trabajos reportados en la literatura [13, 15, 23]. Para determinar la ventana óptima de procesamiento se evaluaron varios tiempos a cada temperatura. En la *tabla 2* se ilustran las condiciones del tratamiento isotérmico.

Tabla 2. Parámetros de temperatura y tiempo del tratamiento isotérmico.

Material	Temperatura (°C)	Tiempo (h)				
$AUST_{300}$	300	0.25	0.5	1	2	3
$AUST_{350}$	350	0.25	0.5	1	2	3

Además, se realizaron dos tratamientos térmicos comunes para estas fundiciones: (1) tratamiento de desestabilización [5, 8] y (2) tratamiento térmico subcrítico [11, 12, 20], con el ánimo de comparar el desempeño de la aleación bajo diferentes condiciones. Para el tratamiento de desestabilización se austenizó a la misma temperatura del tratamiento isotérmico (950°C), para efectos comparativos, luego, se templó en aceite, posteriormente se realizó un revenido a 500°C durante una hora. finalmente se dejó enfriar en el horno. El tratamiento térmico subcrítico se llevó a cabo a una temperatura de 580°C, durante 10 horas, posteriormente se dejó enfriar en el horno.

4.4 Caracterización microestructural

4.4.1 Morfología.

Las muestras para el análisis metalográfico se prepararon variando la granulometría de las lijas metalográficas, de la más gruesa (60) a la más fina (1500), seguido del pulido con discos giratorios de paño, con partículas abrasivas de alúmina de 1 μm y 0.3 μm, de acuerdo con la norma ASTM E3-11[47]. Además, se utilizó una solución de sílice coloidal para mejorar el acabado superficial final. Posteriormente se limpiaron las muestras con alcohol en ultrasonido, durante 10 minutos, con la intención de eliminar los residuos generados por el proceso de pulido. El ataque químico se llevó a cabo por medio de inmersión de las muestras en el reactivo Nital al 2% durante un tiempo comprendido entre 3-5 s, para revelar la microestructura. La evolución de la microestructura: (1) bainítica, (2) desestabilización (temple) y (3) subcrítica; se realizó mediante el uso de un microscopio óptico de referencia NIKON MA100. Por su parte, la caracterización mediante microscopia electrónica de barrido (MEB), se llevó a cabo usando un microscopio tipo 6500 F JOEL FEG-SEM operando a 20 kV.

La fracción volumétrica del carburo eutéctico para la fundición blanca con bajo cromo, se determinó por medio de la ecuación de Maratray E y Euseglio-Nanot R [48] y análisis de imagen utilizando el software imageJ.

$$\% \text{ CVF} = 12.3(\% \text{ peso C}) + 0.55(\% \text{ peso Cr})$$

Ecuación 2. Fracción volumétrica carburo eutéctico [48].

4.5 Ensayo de dureza.

El tipo de ensayo de dureza seleccionado fue Brinell. Las mediciones de dureza se llevaron a cabo por medio de un durómetro digital de referencia Novetest TB-BRV-D. Se realizaron un total de 5 indentaciones utilizando una carga de 187.5 Kgf y un diámetro de la bola de carburo de tungsteno de 2.5 mm, con un tiempo de aplicación de la carga de 12 s, siguiendo los parámetros de la norma ASTM E10-23 [53].

4.6 Determinación comportamiento tribológico del material.

4.6.1 Ensayo tribológico Pin on Disk.

Los ensayos tribológicos se llevaron a cabo a temperatura ambiente (25 ± 2 °C) y una humedad relativa de 20 ± 4%, bajo condiciones de deslizamiento en seco utilizando un tribómetro de tipo *Pin on Disk* diseñado y construido en la Universidad de Antioquia con base en la norma ASTM G99-23 [42]; un esquema del equipo se muestra en la *figura 4*.

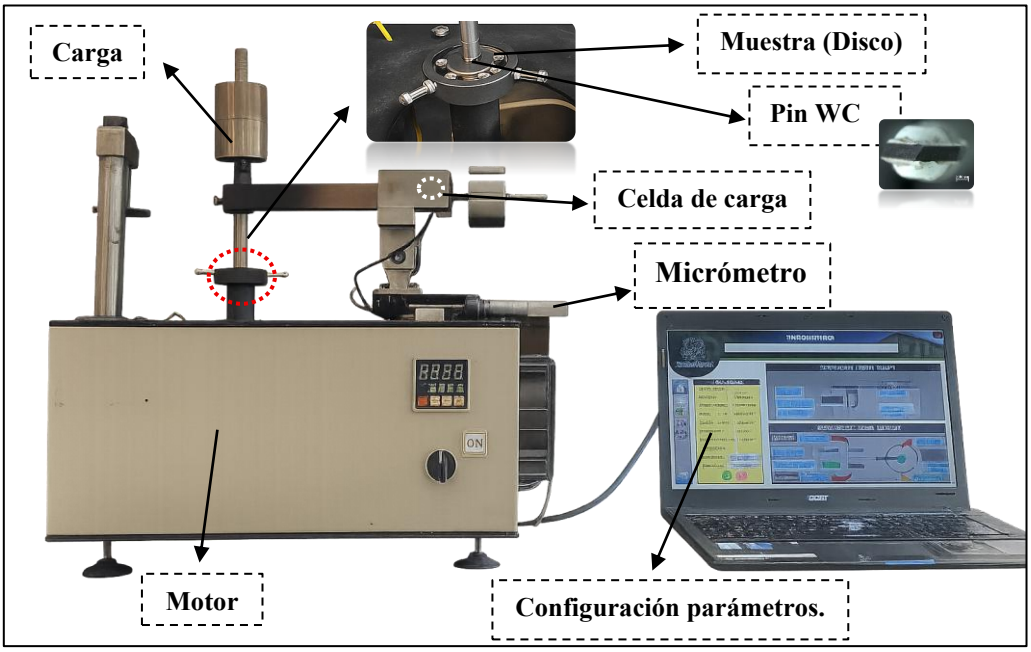


Figura 4. Vista general del tribómetro de tipo Pin on Disk utilizado para evaluar el comportamiento al desgaste.

Las cargas utilizadas se seleccionaron con base en la teoría de contacto de Hertz, donde se plantea que, en los materiales metálicos los ensayos tribológicos se deben de realizar en la zona

plástica delimitada por una carga crítica (Pc), la cual es la responsable de iniciar la deformación plástica en el material.

$$P_C = \frac{4}{3}\left(\frac{R}{E^*}\right)^2\left(\frac{C}{2} * \pi * S_y\right)^3 \;\; ; \;\; C = 1.295 * e^{0.736v\cdot}$$

Ecuación 3. Carga crítica teoría de contacto de Hertz [50].

$$E_m = 9.8 * HV^{0.95} \; ; \frac{1}{E^*} = \frac{1-Vc^2}{E_c} + \frac{1-Vm^2}{E_m}$$

Ecuación 4. Relaciones empíricas para determinar el módulo de elasticidad de la matriz y el módulo equivalente [44].

El valor de esta carga crítica se estimó empleando las relaciones de contacto de Hertz *ecuación 3* y ecuaciones empíricas a partir de la microdureza Vickers como se ha reportado en [44]. Donde R es la longitud de contacto estimada entre el Pin y la muestra, E^* es el módulo elástico equivalente, $E_1, v1$ y $E_2, v2$, representan el módulo y el coeficiente de Poisson del contra cuerpo y de la matriz respectivamente, C es el coeficiente de cedencia y S_y es el límite de fluencia de la matriz, determinado en función de la dureza, utilizando la relación de Tabor ($S_y = H/2.84$). Los valores de dureza de la matriz se obtuvieron mediante ensayos de microdureza Vickers; se realizaron 5 mediciones en las regiones características de la matriz para cada condición, bajo una carga de 0.05 Kgf durante 15 segundos. El equipo utilizado es de referencia SHIMADZU HMV-G 20DT, las mediciones se realizaron siguiendo los parámetros establecidos por la norma ASTM E92-82. De esta forma, se empleó la *ecuación 4* para determinar el módulo experimental de la matriz; está ecuación está ajustada para fundiciones blancas con bajo contenido de cromo. Vale aclarar que, estas aproximaciones se determinaron en función del material que falla primero, para este caso se consideró la matriz, debido a su menor dureza en comparación con los carburos eutécticos Fe_3C, por esta razón, los cálculos se realizaron considerando las propiedades de la matriz (perlita, ausferrita y martensita) y del contra cuerpo de WC. Los valores calculados para estimar la carga crítica se resumen en la *tabla 3*. Los parámetros teóricos denotados por (T), se determinaron con ayuda de la base de datos de propiedades de materiales DataVis (AccessEngineering).

Tabla 3. Parámetros utilizados para la determinación de la carga critica

Parámetro	Valor
R (m)	$1*10^{-3}$
E_C (Pa) (T).	$6.83 *10^{11}$
E_m (Pa)	$2.32 *10^{11}$
v_C (T).	0.21
v_m (T).	0.26
E^*	$1.85 *10^{11}$
H (Pa)	$7.39 *10^{9}$
S_y	$2.6 *10^{9}$
C	1.57

El valor de la carga crítica se determinó en aproximadamente 10 N, por ende, se seleccionaron 3 cargas teniendo en cuenta la carga crítica y la capacidad de carga del tribómetro del laboratorio. Por esta razón, se definieron cargas de 5, 10 y 15 N, y otros parámetros relevantes como: la velocidad de rotación de 161 rev/min y un radio de huella constante de 2 mm. Además, se emplearon puntas de carburo de tungsteno (WC) en forma de flecha de Ø 4.2 mm como contra cuerpo, debido a su alta dureza. Los parámetros del ensayo se establecieron y se ajustaron de acuerdo con los trabajos reportados en la literatura [21, 32, 44, 46, 48, 50] y las condiciones del equipo *tabla 4*.

Tabla 4. Parámetros ensayo tribológico Pin on Disk

Tipo de ensayo	Pin on Disk
Contra cuerpo	WC Ø 4.2 mm
Condiciones	As-cast, Subcrítica, Temple y revenido, $AUST_{300}$ 2H y $AUST_{350}$ 1H
Carga	5, 10, 15 N
Condiciones deslizamiento	Seco
Radio giro	2 mm
Velocidad deslizamiento	0.03 m/s
Distancia deslizamiento	126 m
Numero de ciclos	10000
Temperatura	25 ± 2 °C
Humedad	20 ± 4%

Las muestras de referencia y las tratadas térmicamente de Ø 2.5 cm x 1 cm de altura, se prepararon bajo las mismas condiciones de las muestras utilizadas para los ensayos metalográficos, con el fin de, obtener una rugosidad inicial similar en todas las superficies de las muestras. Se realizaron 3 réplicas por cada condición y cada carga, además, las muestras fueron limpiadas en un baño ultrasónico con alcohol etílico antes y después de cada ensayo. La pérdida de volumen se determinó por medio de perfilometría 2D, utilizando un perfilómetro Taylor Hobson Surtronic S-100, realizando un total de 10 mediciones de forma radial en las huellas desgastadas, para cada condición y carga.

$$V = 2\pi R^{*}S$$

Ecuación 5. Perdida volumétrica material desgastado [21].

El volumen perdido de material se determinó con ayuda de la *ecuación 5* donde S es el promedio de las diez medidas radiales de la sección transversal de la huella de desgaste y R es el radio de giro. La tasa de desgaste se calculó en función del volumen perdido del surco y la distancia de deslizamiento. La masa perdida se determinó en función de la perdida volumétrica del material desgastado y la densidad experimental de las muestras; finalmente, las huellas de desgaste para cada condición fueron observadas mediante microscopia óptica (MO) y microscopia electrónica de barrido (MEB), con el fin de analizar el mecanismo de desgaste involucrado.

5 RESULTADOS Y ANÁLISIS.

5.1 Caracterización microestructural.

Las imágenes del microscopio óptico de la muestra en condiciones de: estado as-cast, desestabilización (temple) y la subcrítica, se pueden observar en la *figura 5*. El material durante su solidificación sufre una reacción eutéctica metaestable, la cual, proporciona una estructura hipoeutéctica de morfología dendrítica columnar con brazos no equiaxiales, debido a las diferentes velocidades de enfriamiento en el molde; esta fase es la primera en solidificar y se conoce como austenita proeutéctica. Posteriormente, después de alcanzar la temperatura del eutéctico (~1148°C) durante el enfriamiento, la fracción de líquido, que no alcanza a transformar en austenita, comienza a solidificar en los límites de grano austeníticos en forma de cementita (Fe_3C), debido al alto porcentaje de carbono y la variabilidad de la solubilidad por causa de la disminución de la temperatura. En este intervalo de temperatura aparece el eutéctico conocido como ledeburita, compuesto por unas agrupaciones de austenita y cementita; este eutéctico normalmente desaparece a temperatura ambiente, pero deja una secuela de su transformación la cual se puede observar en la *figura 5a*, como agrupaciones aciculares y equiaxiales. Finalmente, en el rango de transformación eutectoide, la austenita se transforma en perlita, esta es una microestructura compuesta por láminas de ferrita (zonas grises) y cementita (zonas claras) figura *5b.* También se puede evidenciar que la microestructura no presenta grafito precipitado debido al bajo porcentaje de silicio en la aleación.

De igual forma la muestra con el tratamiento térmico subcrítico presenta una microestructura similar al estado as-cast, dado que no se observaron cambios como la precipitación de carburos secundarios, ni cambios en la morfología de los carburos de hierro (Fe_3C) *figura 5c*. Por otra parte, en las muestras sometidas a tratamientos de desestabilización (temple en aceite + revenido), puede observarse una matriz martensítica, rodeada por una red de carburos (Fe_3C) alargados e irregulares; dentro de la matriz se observa la presencia de martensita revenida, zonas claras pálidas y zonas oscuras de morfología acicular en forma de agujas entrecruzadas; esta coloración más oscura se debe al menor contenido de carbono. También se evidencia la presencia de austenita retenida, en forma de islas redondeadas (zonas claras) y la presencia de carburos remanentes finos distribuidos uniformemente en diferentes regiones de la matriz.

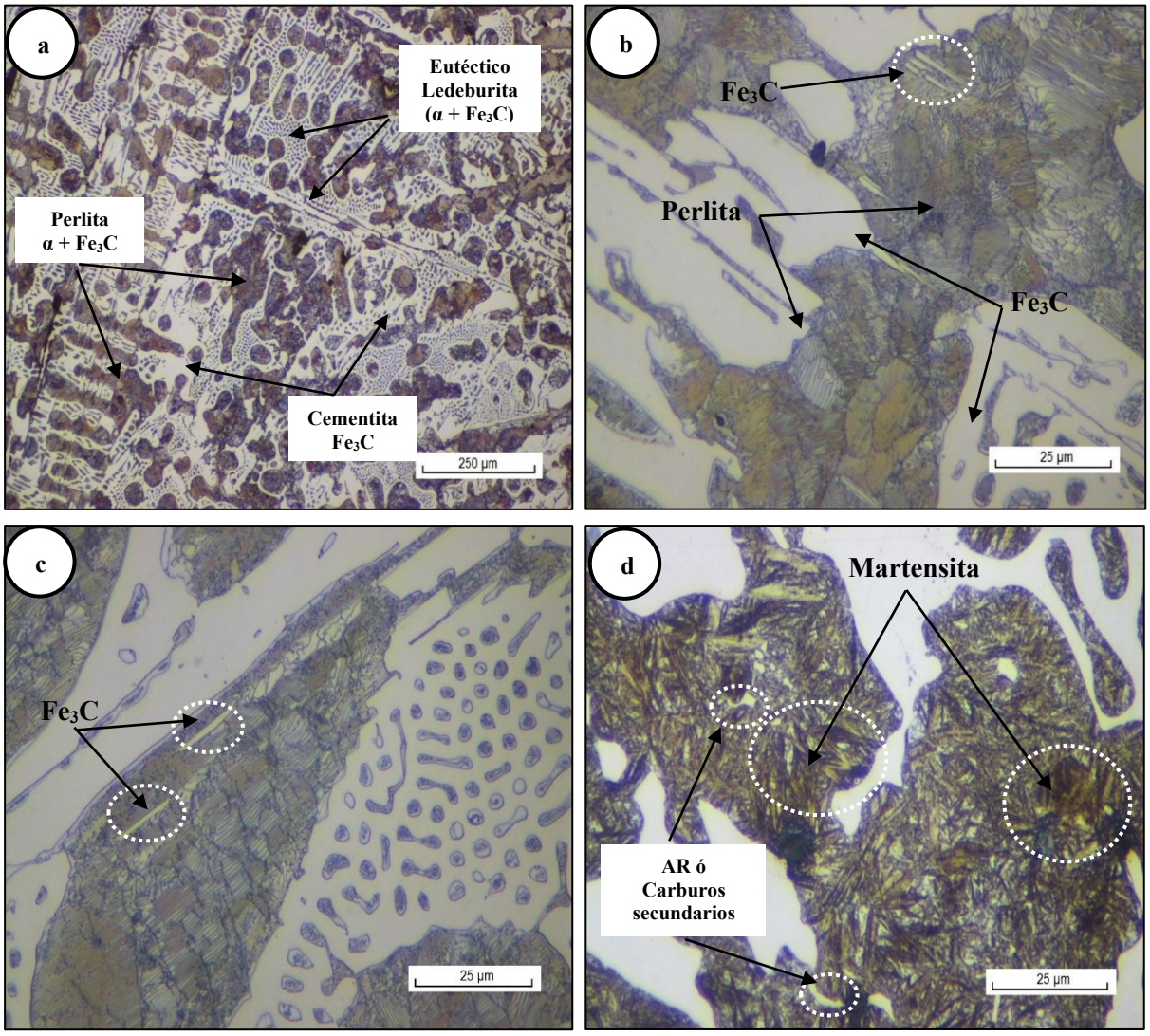


Figura 5. Micrografías ópticas de las muestras: (a), (b) As-cast, (c) Subcrítico 580°C/10h y (d) Desestabilización 950°C/1h (Temple aceite + revenido 500°C/1 h). Ataque con Nital 2%.

La *figura 6*, permite examinar las muestras en estado as-cast, subcrítica y temple a mayores magnificaciones en las micrografías MEB. En la *figura 6a*, se puede diferenciar más fácilmente las láminas o capas de ferrita y cementita en la matriz. También se revela una mayor fracción de perlita fina en la microestructura sometida al tratamiento térmico subcrítico en comparación con la microestructura en el estado as-cast. En general, los carburos eutécticos presentan un aspecto óseo en forma de placas, rodeados por la matriz perlítica para la condición as-cast y subcrítica, mientras que, para el tratamiento de desestabilización *figura 6c,* se corrobora el cambio displacivo generado en la estructura cristalina debido a la presencia de una matriz fibrosa de aspecto quebradizo intercaladas con películas finas de austenita retenida. También se observa regiones con presencia de carburos finos y de morfología redondeada, esto se debe

a que, durante la austenización, no se alcanzó una disolución completa de todos los carburos (estequiometria Fe y/o Cr) presentes en la matriz; a pesar del largo tiempo de sostenimiento y de las dimensiones de la probeta. Una posible explicación puede ser la baja velocidad de difusión de los átomos de carbono y/o hierro desde el centro del carburo hacia la austenita circundante por causa de una estructura ortorrómbica más compacta (fina), además, la presencia de elementos formadores de carburo como el cromo (Cr) *tabla 1*, pueden mejorar la estabilidad de estos carburos embebidos en la matriz. Por esta razón, es coherente observar carburos remanentes en la matriz debido a barreras cinéticas a 950°C en el equilibrio metaestable y la estabilidad química de los carburos. De igual forma, se revela que la red de carburos eutécticos grandes conservó su morfología, posiblemente por la temperatura a la cual se austenizó, aunque se presume que puede existir una disolución parcial de estos carburos presentes hacia la matriz durante la austenización.

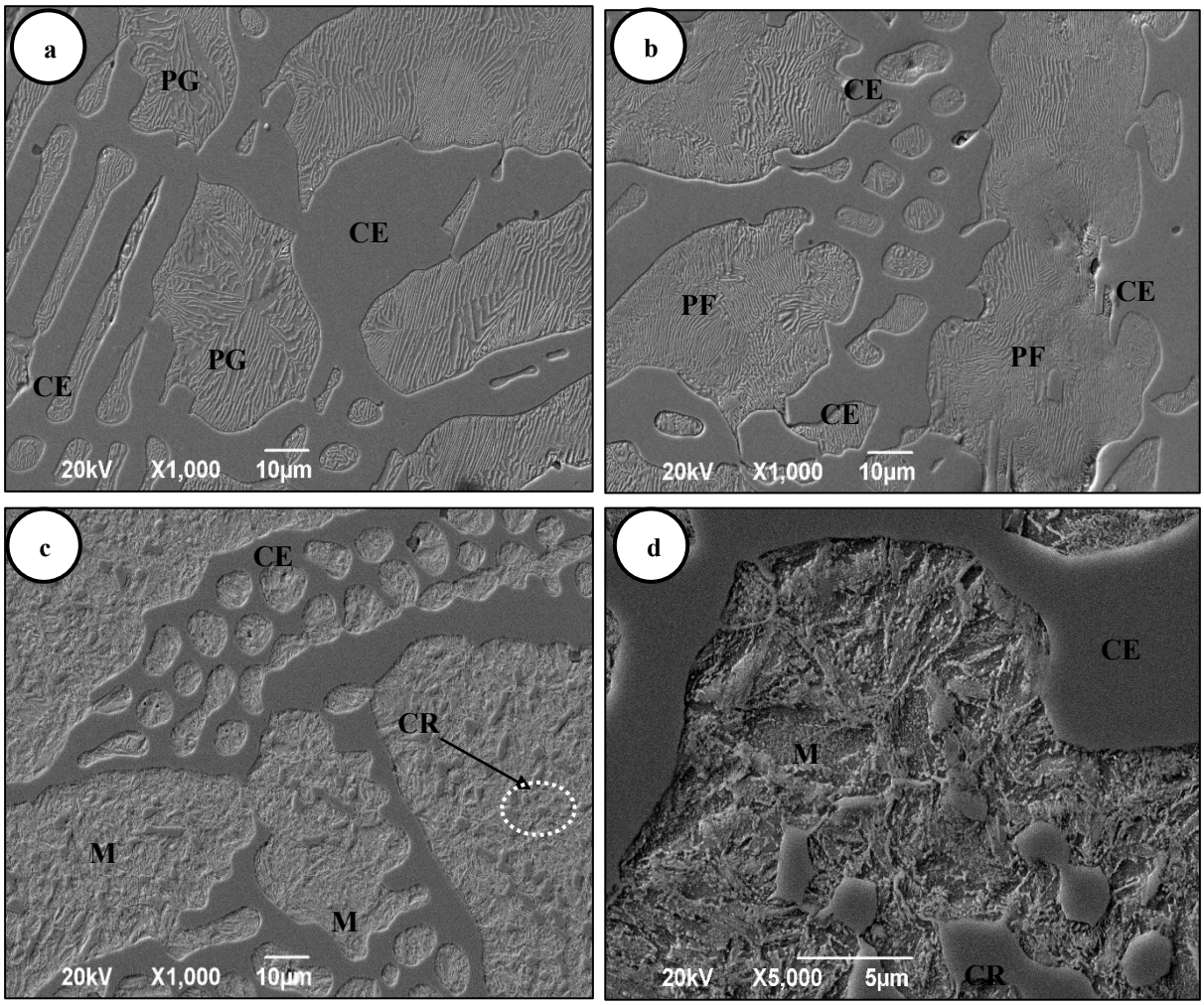


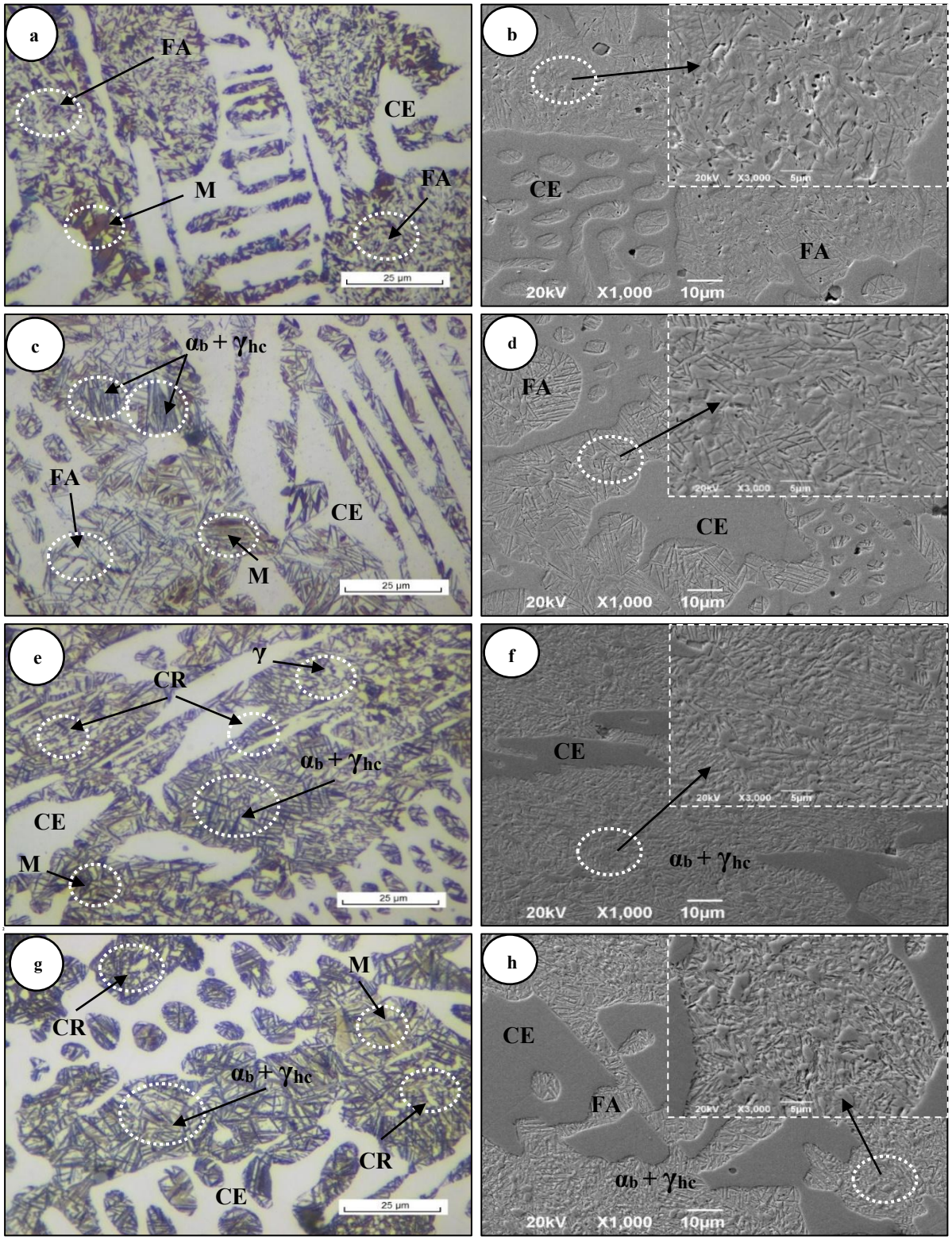
Figura 6. Micrografías MEB de las muestras: (a) As-cast, (b) Subcrítico 580°C/10h, (c) y (d) Desestabilización 950°C/1h (Temple aceite). Donde: PG: Perlita gruesa, PF: Perlita fina, M: Martensita, CE: Carburos Eutécticos y CR: Carburos remanentes.

5.2 Caracterización microestructural de los tratamientos isotérmicos.

El mecanismo de transformación isotérmico se puede analizar a través de: (1) proceso de transformación difusional solamente de átomos de carbono denominado "reconstructivo" y (2) mecanismo de desplazamiento por cizallamiento donde ocurre una deformación en un plano invariante de la estructura cristalina austenítica [19, 51]. Indiferentemente como se desee analizar la transformación, se conoce que ambos mecanismos comparten la idea de la formación de la fase bainítica a través de la nucleación de láminas de ferrita, a partir de los límites de grano de la austenita. El crecimiento de estas láminas de ferrita bainítica se produce debido a la nucleación de varias subunidades repetitivas, es decir que lo que se observa a pequeños aumentos en un microscopio óptico (MO), *figura 7 y 8 (a-i)*. es un conjunto de varias subunidades de ferrita bainítica. Estas láminas de ferrita pueden estar intercaladas por: carburos, austenita retenida o martensita, dependiendo de la temperatura del tratamiento isotérmico, el tiempo de sostenimiento y la composición química.

Durante el proceso de austemperado suceden dos etapas características de la transformación de la austenita. En la primera etapa, la austenita se descompone en ferrita bainítica (α_b) y austenita estabilizada de alto carbono (γ_{hc}) [21, 26, 32, 45, 46]. Este crecimiento de la α_b genera un aumento en la concentración de carbono de la austenita vecina (circundante) restante, por causa de las diferencias de solubilidad de estas dos fases; este fenómeno se conoce como partición de carbono [49, 50, 52]. En esta etapa también puede existir austenita de bajo carbono (γ_{lc}), la cual presenta la característica de ser muy inestable y puede transformarse en martensita, cuando se enfría a temperatura ambiente; lo cual, incrementa la dureza, pero disminuye la tenacidad.

En la segunda etapa de la transformación, la γ_{hc} se descompone en ferrita y carburos, durante el sostenimiento. En este intervalo de tiempo, la γ_{hc} tiene la posibilidad de reducir su energía libre de Gibbs, expulsando carbono, esto genera una disminución en la solubilidad de carbono en la austenita, permitiendo obtener dos fases termodinámicamente más estables (ferrita y/o carburos). La presencia de estos carburos aumenta la dureza, pero reduce las propiedades mecánicas. Por esta razón, el intervalo de tiempo donde no se favorece la formación de carburos, si no que, se genera una transformación netamente a ausferrita ($\alpha_b + \gamma_{hc}$), se conoce como rango útil o ventana de proceso [30, 49, 51, 52].


a
FA
CE
M
FA
25 µm
b
CE
FA
20kV X1,000 10µm
c
$\alpha_b + \gamma_{hc}$
FA
CE
M
25 µm
d
FA
CE
20kV X1,000 10µm
e
γ
CR
$\alpha_b + \gamma_{hc}$
CE
M
25 µm
f
CE
$\alpha_b + \gamma_{hc}$
20kV X1,000 10µm
g
M
CR
$\alpha_b + \gamma_{hc}$
CR
CE
25 µm
h
CE
FA
$\alpha_b + \gamma_{hc}$
20kV X1,000 10µm

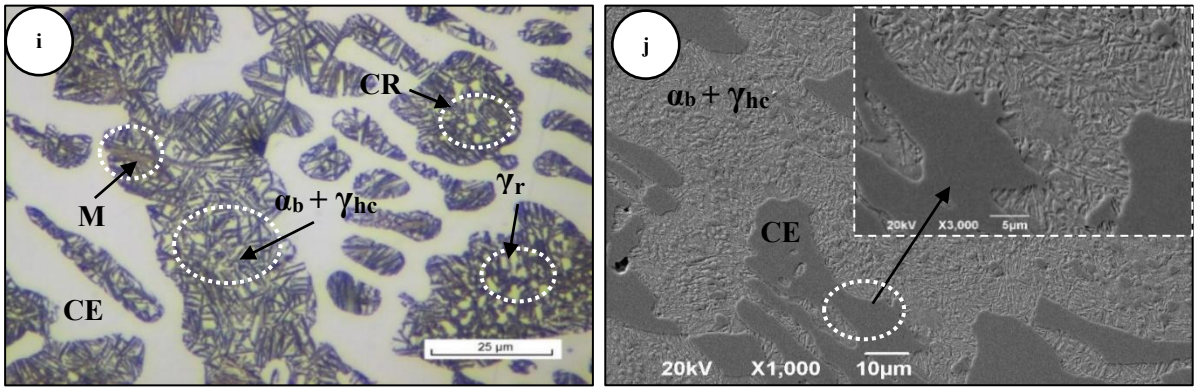
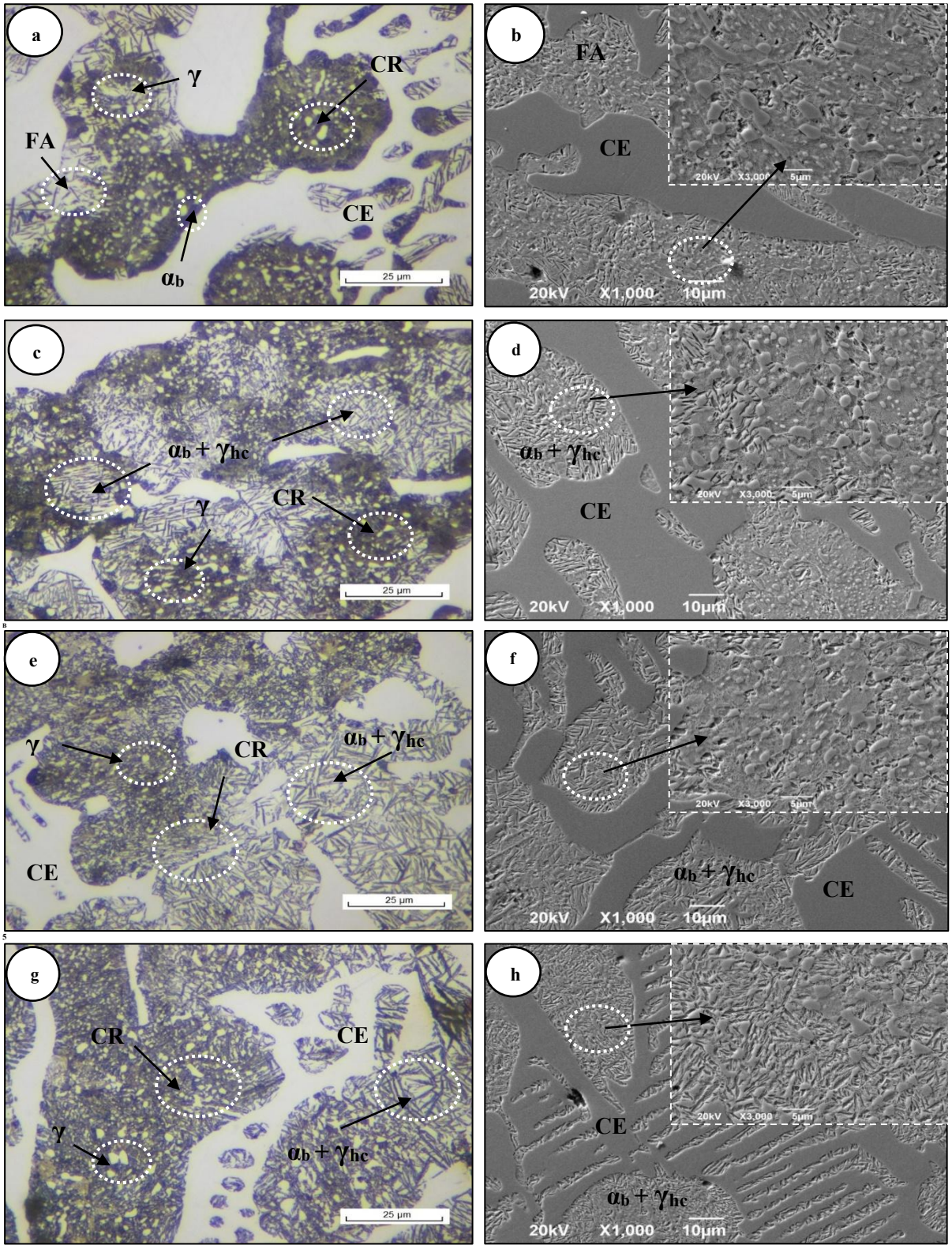


Figura 7. Secuencia de los cambios microestructurales en función del tiempo observados durante el austemperado a 300 °C por medio de MO y MEB: (a) y (b) 300°C/0.25h, (c) y (d) 300°C/0.5h, (e) y (f) 300°C/1h, (g) y (h) 300°C/2h y (i) y (j) 300°C/3h. Donde: M: Martensita, FA: Ferrita acicular, α_b: Ferrita bainítica, γ_{hc}: austenita alto carbono, γ_r: austenita remanente, CE: Carburos eutécticos, CR: Carburos remanentes.

Las imágenes obtenidas por MO y MEB observadas en las *figuras 7 y 8*, para los tratamientos isotérmicos a 300°C y 350°C, corrobora lo mencionado anteriormente. Como ya se indicó previamente, se observa que la matriz fue la única fase que presentó susceptibilidad al tratamiento isotérmico, dado que, los carburos Fe_3C fueron muy estables a la temperatura de austenización y la temperatura de austemperado. En la primera etapa, para las muestras tratadas a 300°C a menores tiempos, *figura 7 (a y b)*, se evidencia una microestructura heterogénea, con presencia de ferrita acicular formada en los límites de grano austeníticos y sumideros de carbono en la matriz. También, se revela un alto porcentaje de austenita sin transformar en forma de islas (zonas claras) y acículas de martensita (zonas pardas) en varias regiones de la matriz, dado que, la baja temperatura y el corto tiempo de sostenimiento, no es suficiente para enriquecer de carbono toda la austenita, por lo tanto, no logra estabilizarla, por esta razón, al enfriarse a temperatura ambiente, la γ_{lc} se transforma en martensita. La presencia de estas dos estructuras indica que la primera etapa de transformación no está completa. Posteriormente, después de 0.5 horas del tratamiento isotérmico, *figura 7 (c y d)*, se aprecia una matriz un poco más homogénea, con crecimiento fino de ferrita bainítica con una orientación preferencial intercaladas por austenita retenida; también se evidencia un alargamiento de la ferrita acicular y algunas trazas de martensita (zonas pardas). Luego de una hora *figura 7 (e y f)*, se identifica una red de ferrita bainítica acicular más desarrollada, intercalada por películas finas de austenita retenida, además, también se distingue pequeñas trazas de martensita y de carburos eutécticos remanentes de la austenización. En la *figura 7 (g y h)*, se ilustra la transformación del tratamiento isotérmico, después de 2 horas, la microestructura se observa más refinada y homogénea, con un crecimiento de ausferrita más notorio. Finalmente, después de un largo

periodo de tiempo de austemperado, *figura 7 (i y j)* se evidencia una alta formación de ausferrita, con pequeñas trazas puntuales de martensita, austenita en bloques y carburos eutécticos remanentes.



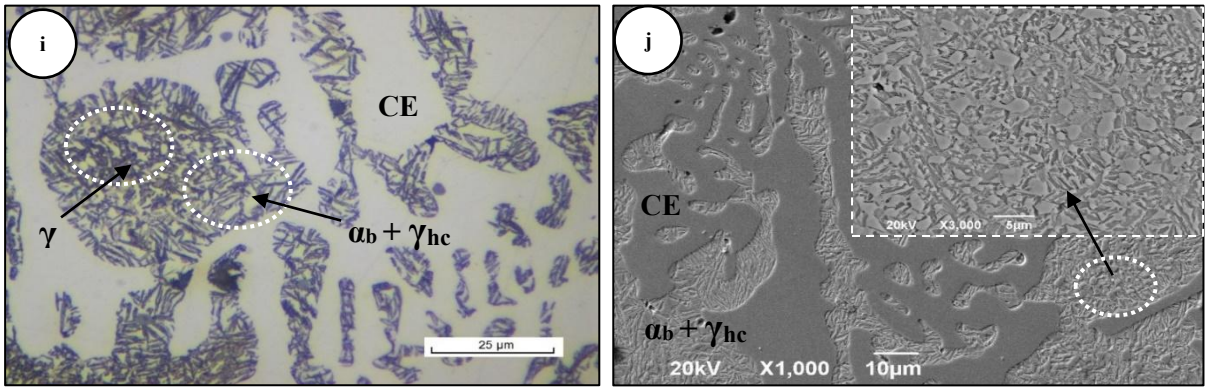
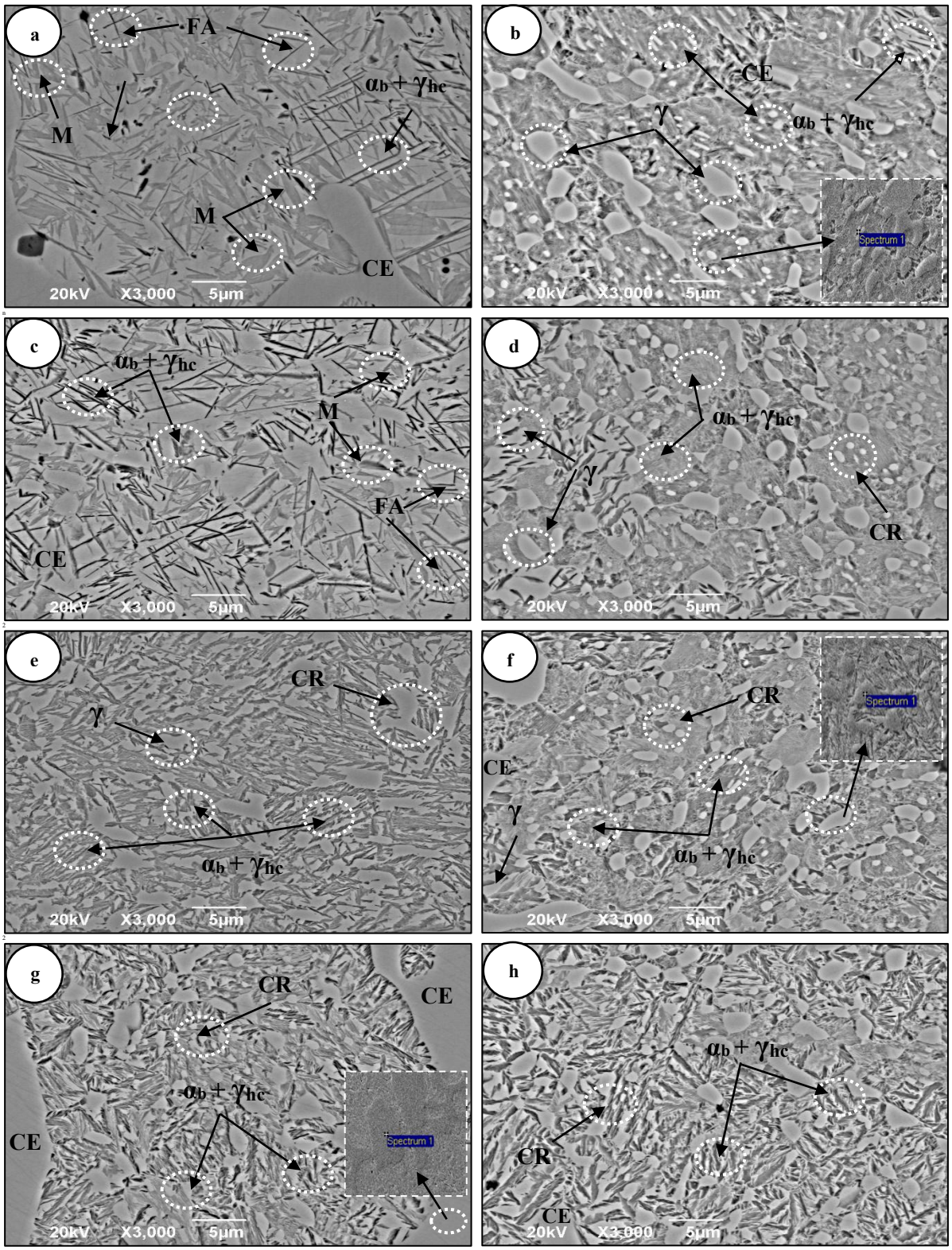


Figura 8. Secuencia de los cambios microestructurales en función del tiempo observados durante el austemperado a 350° por medio de MO y MEB: (a) y (b) 350°C/0.25h, (c) y (d) 350°C/0.5h, (e) y (f) 350°C/1h, (g) y (h) 350°C/2h y (i) y (j) 350°C/3h. Donde FA: Ferrita acicular, α_b: Ferrita bainita, γ_{hc}: austenita alto carbono, CE: Carburos eutécticos, CR: Carburos remanentes.

La evolución de la secuencia microestructural para el tratamiento isotérmico a 350 °C se ilustra en la *figura 8,* inicialmente se observa una matriz heterogénea transformada parcialmente, compuesta por ferrita acicular fina, placas finas de ferrita bainítica (zonas oscuras), películas finas de austenita retenida entre las placas de ferrita bainítica; también se identifica, la presencia de austenita masiva y no transformada (zonas claras) en forma de bloques, distribuidas uniformemente en varias regiones de la matriz y algunos carburos primarios eutécticos remanentes (zonas claras brillantes), de forma redondeada embebidos en la matriz, los cuales no alcanzaron a disolverse completamente durante la austenización *figura 8 (a y b)*. En esta condición de tratamiento isotérmico, no se observó la presencia notoria de acículas de martensita transformada.

Posteriormente durante 0.5 horas, *figura 8 (c y d)* se evidencia un mayor desarrollo de la transformación debido a la formación de una ferrita bainítica más uniforme y alargada, además se observan trazas de austenita retenida muy fina, austenita remanente y carburos eutécticos remanentes, distribuidos en la matriz. Después de una hora del tratamiento isotérmico, *figura 8 (e y f)* se revela una matriz más homogénea, con la presencia de una ferrita bainítica con una orientación direccionada, a partir de los límites de grano austeníticos y los sumideros de carbono. Esta bainita tiende a ser más gruesa, más abundante y alargada en comparación con menores tiempos; también se observan trazas de austenita retenida muy finas y no se perciben cambios en la morfología de los carburos eutécticos. Finalmente, durante mayores tiempos de transformación 2 y 3 h, *figura 8 (g-h y i-j),* se aprecia una matriz dominada por la fase ausferritica ($\alpha_b + \gamma_{hc}$), con la presencia de austenita retenida en forma de bloques y carburos redondeados remanentes.


a
FA
M
$\alpha_b + \gamma_{hc}$
M
CE
20kV X3,000 5µm
b
CE
γ
$\alpha_b + \gamma_{hc}$
Spectrum 1
20kV X3,000 5µm
c
$\alpha_b + \gamma_{hc}$
M
FA
CE
20kV X3,000 5µm
d
$\alpha_b + \gamma_{hc}$
γ
CR
20kV X3,000 5µm
e
CR
γ
$\alpha_b + \gamma_{hc}$
20kV X3,000 5µm
f
CR
Spectrum 1
CE
γ
$\alpha_b + \gamma_{hc}$
20kV X3,000 5µm
g
CR
CE
$\alpha_b + \gamma_{hc}$
CE
Spectrum 1
20kV X3,000 5µm
h
$\alpha_b + \gamma_{hc}$
CR
CE
20kV X3,000 5µm

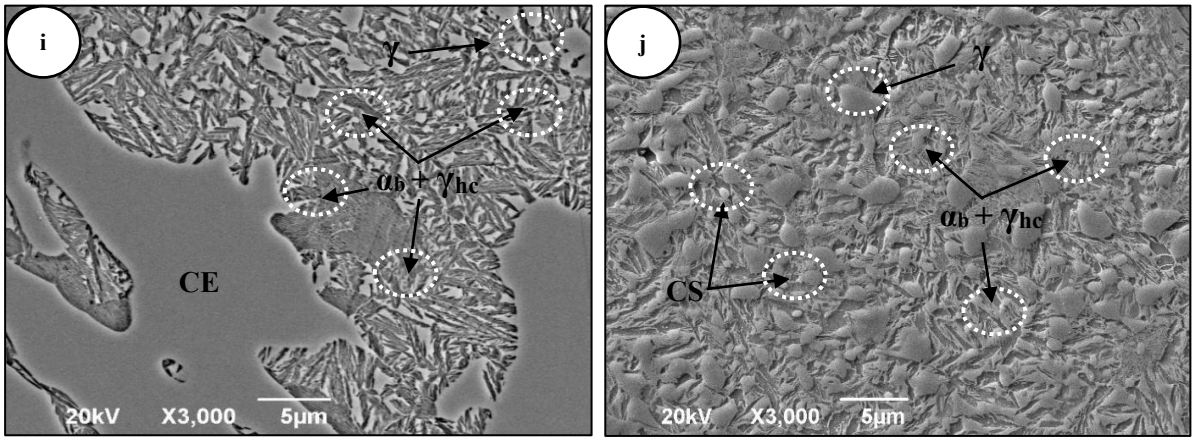


Figura 9. Influencia de la temperatura de austemperado en los cambios microestructurales observados durante los tratamientos de 300 y 350 °C por medio de MEB (electrones retro dispersos): (a) 300°C/0.25h, (b) 350°C/0.25h (c) 300°C/0.5h, (d) 350°C/0.5h, (e) 300°C/1h, (f) 350°C/1h, (g) 300°C/2h, (h) 350°C/2h (i) 300°C/3h (j) 350°C/3h. Donde FA: Ferrita acicular, α_b: Ferrita bainita, γ_{hc}: Austenita retenida, CE: Carburos eutécticos, CR: Carburos remanentes.

En la *figura 9*, se aprecia la influencia de la temperatura de austemperado en la evolución microestructural para las dos condiciones analizadas. En general, puede observarse que, en las muestras tratadas a 300°C, predomina una microestructura de morfología muy fina compuesta principalmente por una bainita inferior de forma acicular, acompañada por austenita en forma de películas y trazas de martensita distribuidas en la matriz, dado que, la baja temperatura de austemperado, acompañado de un corto tiempo de transformación, limita la estabilidad de la austenita, por esta razón esta es susceptible a transformarse durante el enfriamiento, *figura 9 (a y c)*. Posteriormente se evidencia una matriz más homogénea con un mayor porcentaje de la fase ausferritica y pequeñas trazas de martensita, ver *figura 9 (e, g y i).* Por otro lado, las muestras tratadas a 350°C, *figura 9 (d, f y h),* presentaron una ferrita bainítica más gruesa, debido a la temperatura del isotérmico más alta, también, se aprecia un mayor contenido de austenita retenida en forma de islas, distribuidas en la matriz y películas finas intercaladas por la ferrita bainítica en comparación con las muestras tratadas a 300°C, *figura 9 (i*). Lo cual puede mejorar la ductilidad y la tenacidad, pero reduce la resistencia al desgaste y la dureza; además, se logra revelar una transformación de ausferrita más homogénea a cortos tiempo de transformación dado que, una mayor temperatura de austemperado aumenta la cinética de transformación ha ausferrita [55]. Además, se realizaron análisis puntuales de composición química mediante espectroscopia de rayos X por dispersión de energía (EDS) en las fases que sobresalen en las microestructuras de los tratamientos isotérmicos, se encontró la presencia de carburos de hierro con alrededor del 1-2 % en peso de cromo.

5.3 Evolución de los niveles de dureza en función del ciclo de tratamiento isotérmico.

La evolución de la dureza en función del tiempo y la temperatura de austemperado se ilustra en la *figura 10,* como puede verse, los valores de dureza inicialmente son elevados para ambas condiciones, con valores máximos de 647.5 ± 14 HB y 619.8 ± 12 HB para 300 °C y 350 °C respectivamente, las altas desviaciones son producto de la heterogeneidad microestructural de WCI austemperado; estos valores de dureza tan altos, están asociados a la presencia de: carburos eutécticos, ferrita bainítica muy fina de morfología acicular y una elevada densidad de dislocaciones producto del corto tiempo de tratamiento; además, en las muestras a 300 °C se produce una transformación notoria de la fase austenita a martensita, observada en varias regiones de la matriz, dado que, la baja temperatura y el corto tiempo de sostenimiento, no es suficiente para enriquecer de carbono toda la austenita, por lo tanto, no logra estabilizarla, por esta razón, al enfriarse a temperatura ambiente, la γ_{lc} se transforma en martensita. En contraste para la condición de 350°C, el aumento de la dureza observado en la *figura 10* está relacionado únicamente con la presencia de carburos eutécticos, ferrita bainítica de morfología acicular, carburos primarios, *figura 9 b y f,* y austenita retenida (islas y películas). Conforme aumenta el tiempo del tratamiento isotérmico, la dureza tiende a disminuir progresivamente, producto de un mayor desarrollo de la transformación debido a la formación de una ferrita bainítica más fina y alargada para 300°C, *figura 7 (c y d),* y una ferrita bainítica más gruesa para 350°C, *figura 8 (c y d).* Cabe la pena mencionar que el incremento observado en los niveles de dureza para la condición de 300°C, después de 1 hora de tratamiento isotérmico, se encuentra en el rango estimado por la desviación estándar experimental con respecto a los valores obtenidos a mayores tiempos. Por esta razón, la dureza parece estabilizarse aproximadamente en 624 ± 14 HB para tiempos de 2 – 3 horas para el tratamiento isotérmico a 300°C, mientras que para las muestras tratadas a 350 °C, se revela una estabilidad en la dureza para menores tiempos de austemperado, con un valor promedio de 612 ± 12 HB debido a que, se ha comprobado por [46, 49, 50, 55] que una mayor temperatura de austemperado aumenta la cinética de transformación obteniendo una matiz de ausferrita más homogénea en un menor tiempo de transformación. También vale la pena resaltar que una menor temperatura de austemperado mejora la dureza, *figura 10*, debido a la presencia de una ferrita bainítica muy fina de morfología acicular y martensita.

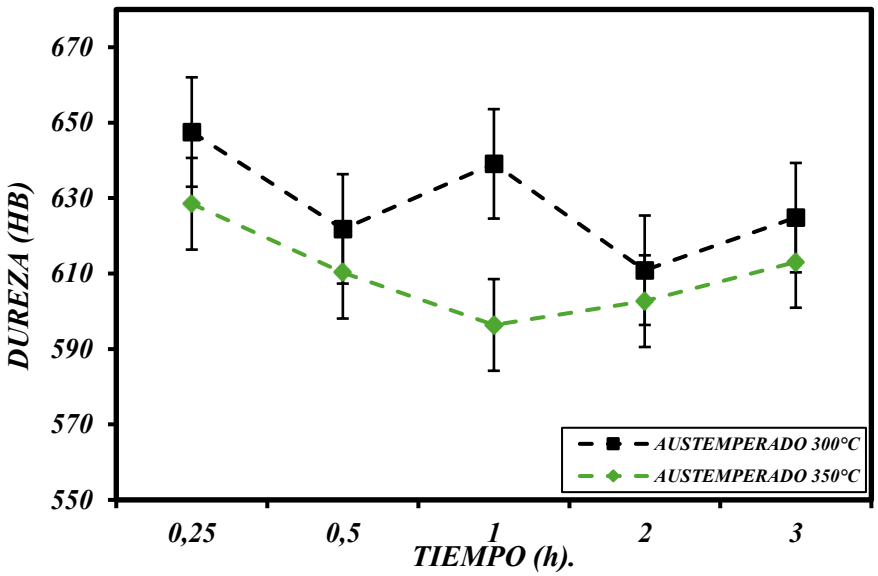


Figura 10. Evolución de la dureza Brinell (HB) con el tiempo de austemperado para las muestras tratadas a 300 y 350 °C.

5.4 Dureza.

Los resultados de las mediciones de dureza correspondientes a las condiciones de referencia (as-cast, subcrítico y temple), así como para las dos condiciones seleccionadas de los tratamientos isotérmicos (300°C/2H y 350°C/1H), se presentan en la *figura 11*; como se puede observar, se alcanzaron valores mayores de dureza para la condición de temple más revenido - 612 ± 6 HB - y para la condición isotérmica de 300°C/2H de 611 ± 14 HB, en comparación con el estado as-cast (490 ± 8 HB) y subcrítico (506 ± 6 HB), los cuales son claramente más blandos por la presencia de una matriz perlítica más dúctil, trazas de ledeburita transformada y carburos eutécticos, *figura 6 (a y b).* Las leves diferencias de dureza para estas dos condiciones se deben a que en el tratamiento subcrítico se homogenizó la matriz (perlita más fina) figura *6b.* Estas diferencias notorias entre las condiciones as-cast, subcrítica, temple y el tratamiento isotérmico a 300°C durante 2 horas, reflejan la fuerte influencia que ejercen los tratamientos térmicos en la evolución microestructural, ya que, para el tratamiento de desestabilización más revenido, la microestructura obtenida fue una matriz de martensita revenida con la presencia de algunos carburos remanentes embebidos en la matriz, pequeñas trazas de austenita más el aporte de los carburos eutécticos en la microestructura, lo cual le aporta una alta resistencia. De igual forma para la condición de 300°C/2H, la matriz presentó una bainita inferior muy fina acompañada

de pequeñas trazas de martensita, austenita en forma de película y carburos primarios remanentes, estos aportes de estas fases, combinados con la dureza de los carburos eutécticos, da como resultado una dureza comparable con la condición de desestabilización más revenido, aunque con valores de desviación más altos producto de una matriz menos homogénea.

Por otra parte, el austemperado a 350°C durante 1 hora, presentó una dureza de 596 ± 12 HB, superior a las condiciones as-cast y subcrítica, pero inferior a las condiciones de temple y 300°C/2H, ya que, este tratamiento isotérmico reveló una microestructura de ferrita bainítica más gruesa, con la presencia de islas de austenita retenida, coherente con una transformación de bainita superior *figura 8 (e y f)*. Estos resultados dan un vistazo preliminar sobre la respuesta de estas condiciones frente al desgaste, debido a que, la dureza es una propiedad importante en los ensayos tribológicos y puede determinar la facilidad con la cual se puede deformar o desgastar una pieza.

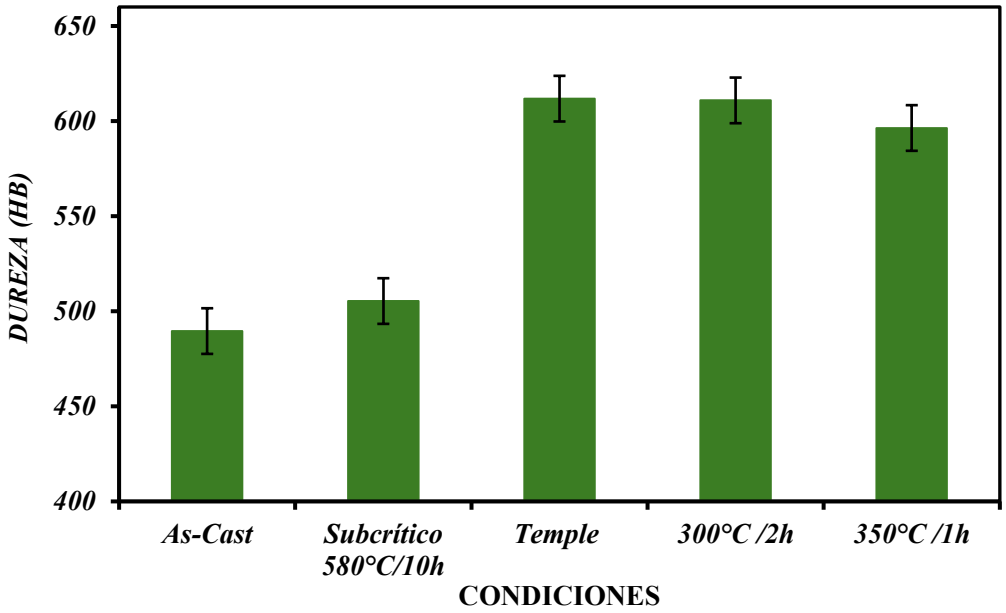


Figura 11. Dureza condiciones de referencia y muestras tratadas térmicamente.

5.5 Comportamiento al desgaste.

El comportamiento al desgaste de un material se ve afectado por varios factores como: la carga aplicada, el número de ciclos (tiempo de prueba), la temperatura, la atmósfera circundante, la dureza entre otros. La *tabla 5,* resume los resultados obtenidos de las perfilometrías 2D realizadas para las condiciones analizadas bajo cargas normales de 5, 10 y 15 N. Puede observarse que, el ancho y la profundidad de las huellas desgastadas aumenta a medida que se

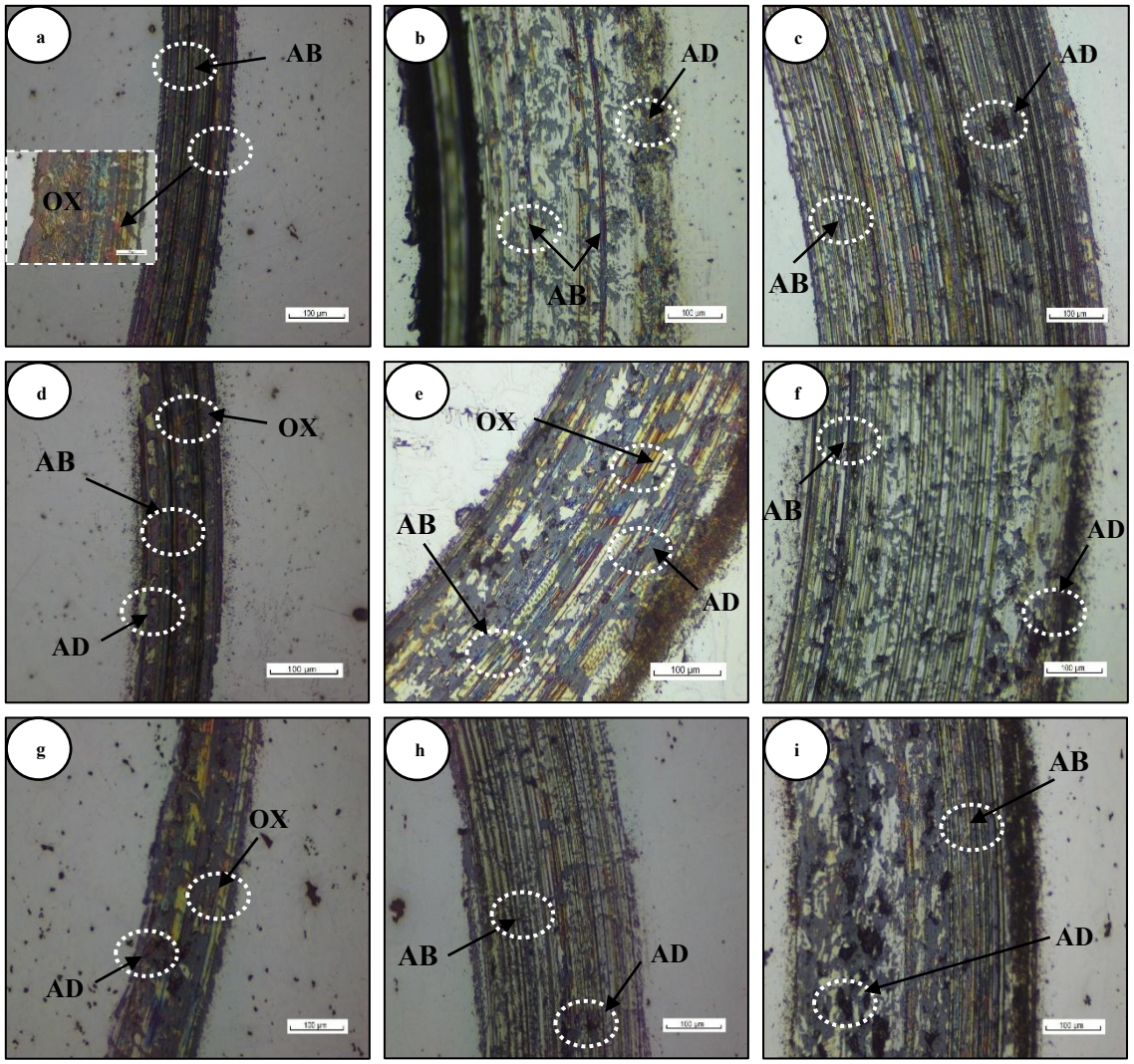
incrementa la carga; también se deduce que, la dureza del material presenta una gran influencia en los perfiles de los surcos desgastados, dado que, las secciones transversales y las profundidades de los surcos para la muestras que presentaron una mayor dureza (temple y austemperado a 300°C/2h) *figura 11*, tienden a ser menores en comparación con las condiciones que presentaron una menor dureza *figura 11,* bajo la misma rugosidad superficial (el pulido de las muestras se realizó hasta un acabado espejo). De igual forma, la masa perdida se determinó con ayuda de la *ecuación 5* y la densidad experimental de las muestras, dando como resultado que a mayor carga y a menor dureza, mayor fue la pérdida de material.

Tabla 5. Resultados volumen perdido calculado por medio de perfilometría 2D

Condición	Carga (N)	Profundidad huella (µm)	Área sección transversal huella (μm^2)	Masa pérdida (g) $*10^{-5}$
As-cast	5	15.5	837.6 ± 45	8.2 ± 0.5
As-cast	10	28.7	4512.4 ± 211	43.9 ± 2.1
As-cast	15	42.7	14061.9 ± 237	137.4 ± 2.3
Subcrítica	5	14.8	585.4 ± 69	5.7 ± 0.7
Subcrítica	10	25.9	4253.5 ± 58	41.4 ± 0.6
Subcrítica	15	41.4	12473.3 ± 365	121.2 ± 3.6
Temple	5	4.1	287.2 ± 22	2.8 ± 0.2
Temple	10	10.6	2473.7 ± 111	24.1 ± 1.1
Temple	15	21.3	3896.1 ± 177	37.9 ± 1.7
$AUST_{300°C/2h}$	5	3.78	259.4 ± 14	2.5 ± 0.1
$AUST_{300°C/2h}$	10	16.4	2485.7 ± 122	24.2 ± 1.2
$AUST_{300°C/2h}$	15	21.3	3599.4 ± 46	35.1 ± 0.5
$AUST_{350°C/1h}$	5	7.8	420.6 ± 16	4.1 ± 0.2
$AUST_{350°C/1h}$	10	20.8	3460.8 ± 66	33.7 ± 0.6
$AUST_{350°C/1h}$	15	32.5	6032.2 ± 316	58.7 ± 4.0

La *figura 12*, ilustra las micrografías ópticas de las superficies desgastadas para las condiciones de referencia (as-cast, subcrítico y temple), así como para las dos condiciones seleccionadas de los tratamientos isotérmicos (300°C/2H y 350°C/1H); estas micrografías son utilizadas para identificar el mecanismo de desgaste involucrado entre la muestra y el contra cuerpo en el área de contacto. Inicialmente, para bajas cargas (5N), las huellas presentaron trazas de desgaste adhesivo asociado a material acumulado en la superficie y la presencia de una capa de óxido superficial en los surcos generados, producto de un incremento localizado de la temperatura

debido a la fricción efectuada en el área de contacto y la ausencia de un lubricante fluido, lo cual promueve el desgaste oxidativo. Se ha encontrado que esta capa oxidada, brinda protección al metal base, reduciendo el contacto metal-pin y la pérdida de masa, ya que disminuye la fuerza de adhesión entre el contra cuerpo y la muestra [57]. En la condición as-cast, se identificó una combinación mixta de desgaste por adhesión y oxidación, mientras que en el estado subcrítico se evidenció esta combinación de adhesión y oxidación, más la presencia de una leve abrasión (estrías marcadas). Por su parte, la muestra templada y revenida mostró principalmente oxidación con una leve contribución de adhesión. De igual manera las muestras austemperadas revelaron óxidos superficiales de tonalidades más intensas y un menor daño por adhesión.



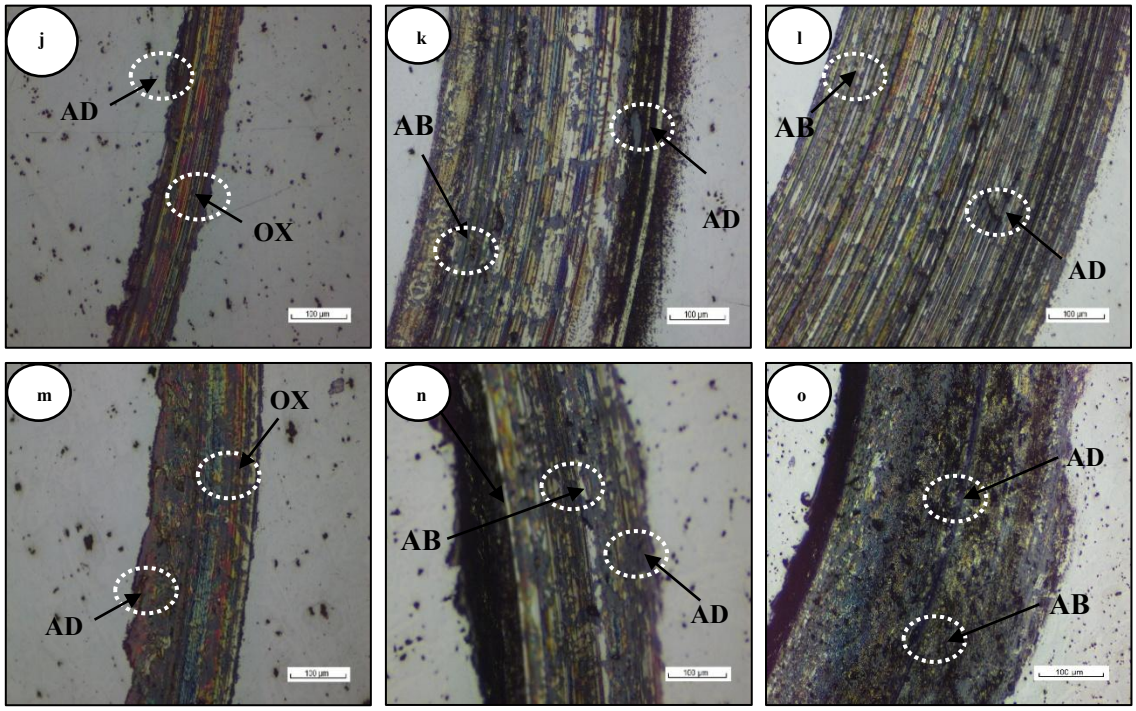


Figura 12. Microscopias ópticas de las superficies desgastadas (a) As-cast 5N, (b) As-cast 10N, (c) As-cast 15N, (d) Subc 5N, (e) Subc 10N, (f) Subc 15N, (g) Temple 5N, (h) Temple 10N (i) Temple 15N, (j) Aust 300°C/2h 5N, (k) Aust 300°C/2h 10N, (l) Aust 300°C/2h 15N, , (m) Aust 350°C/1h 5N, (n) Aust 350°C/1h 10N, (o) Aust 350°C/1h 15N. Donde: AB: abrasión, AD: adhesión y OX: oxidación.

Posteriormente, a medida que incrementa la carga a 10 N, *figura 12 (b, e, h, k y n),* se continúa observando desgaste adhesivo, con una menor presencia de signos de oxidación, esto indica que al aumentar la carga se logra un desprendimiento de la capa protectora oxidada, lo cual incrementa el contacto metal-pin y conduce a desgaste abrasivo, dado que, las partículas desprendidas de óxido, pueden actuar como superficies de corte facilitando la remoción de material, similar a un desgaste abrasivo de tres cuerpos. Por esta razón, se evidencia un desgaste más homogéneo, con la presencia de surcos paralelos y bien definidos.

Finalmente, a altas cargas 15 N, se revela la presencia de algunas trazas de desgaste adhesivo en las zonas externas de la huella y en el centro, también aparece posibles signos característicos de abrasión por causa de grietas superficiales y fractura de los carburos *figura 12 (c, f, i, l y o) y figura 13 d*. Esto conlleva a tener un desgaste más severo donde se forma una huella más profunda con una mayor pérdida de material *tabla 5.*

La *figura 13*, permite observar los surcos desgastados para la condición 300°C/2H a mayores aumentos. Como se identificó en la *figura 12*, los surcos desgastados presentaron un comportamiento similar, por esta razón, se seleccionó solo la condición de 300°C/2H para analizarla por MEB. En esta figura se revela que, a medida que se incrementa la carga, se

aumenta en ancho y la profundidad de la huella, *tabla 5,* además, se evidencia la presencia de: surcos largos y paralelos para altas cargas, *figura 13 c*, delaminación en los extremos de las pistas, deformación plástica en el centro de los surcos para mayores cargas y la presencia de grietas transversales y longitudinales bajo las tres cargas aplicadas.

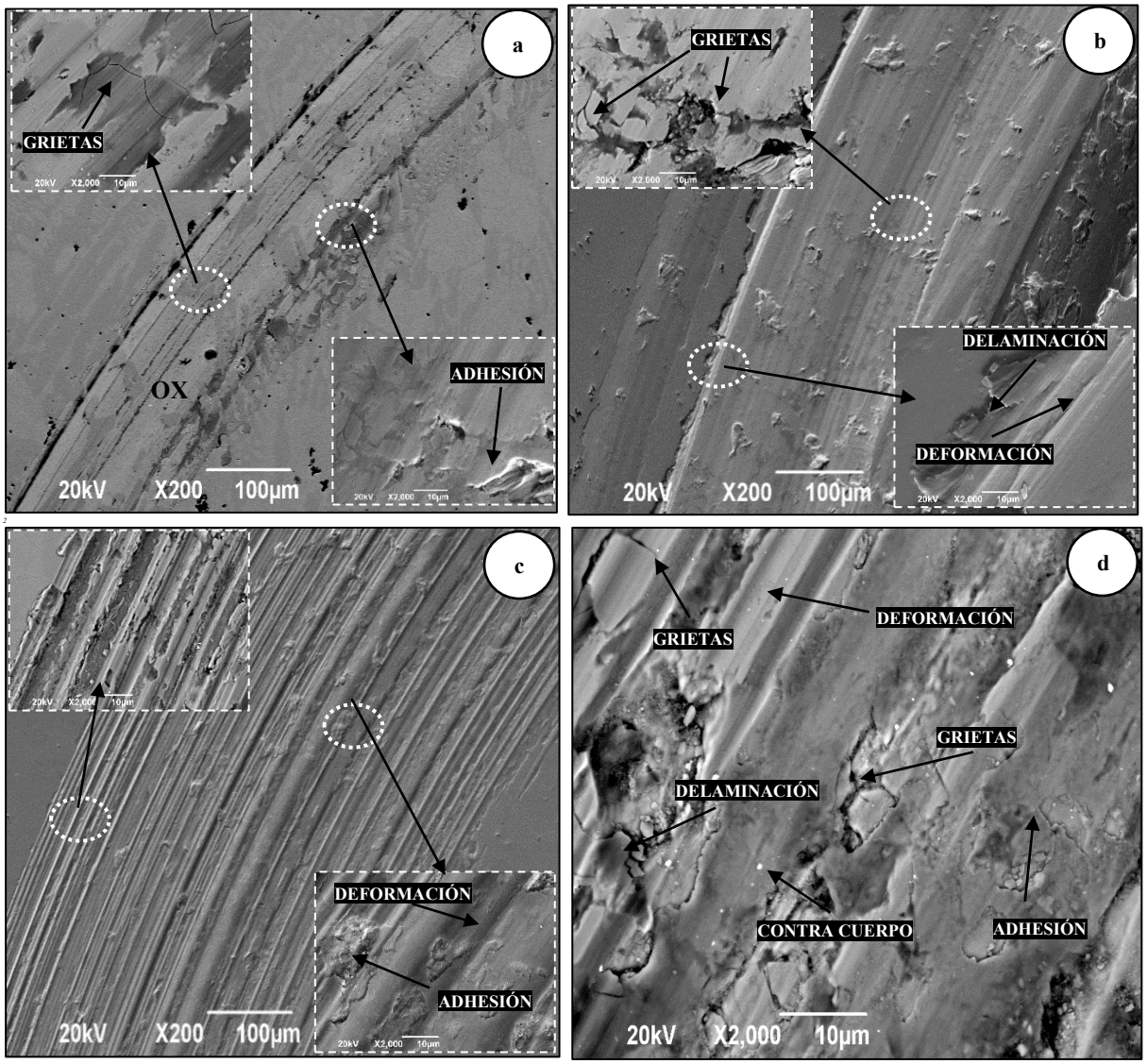


Figura 13. Influencia de la carga aplicada en el comportamiento al desgaste (a) Aust 300°C/2h 5N, (b) Aust 300°C/2h 10N, (c) Aust 300°C/2h 15N y (d) Aust 300°C/2h 15N centro

La variación de la tasa de desgaste correspondientes a las condiciones de referencia (as-Cast, subcrítico y temple), así como para las dos condiciones seleccionadas de los tratamientos isotérmicos (300°C/2H y 350°C/1H) en función de la carga normal aplicada se muestra en la *figura 14*; se identifica que, todas las curvas presentan tendencias similares; donde se evidencia que la condición templada y la condición tratada isotérmicamente a 300°C durante 2 horas

presentan una menor tasa de desgaste en comparación con las condiciones de referencia (as-cast y subcrítica) y la condición isotérmica a 350°C durante 1 hora durante todo el rango de carga evaluado. De igual forma, los resultados indican que el aumento de la carga incrementa la tasa de desgaste como se ha encontrado en los artículos. Zouch F et al. [21], estudiaron el efecto de la carga en la tasa de desgaste de un acero AISI P20 y una HCWCI, los resultados mostraron que el aumento de la carga incrementa el coeficiente de fricción y la tasa de desgaste. Asimismo, Montoya Mateo, et al [56], evaluaron la influencia de la temperatura isotérmica y la carga aplicada en el comportamiento al desgaste para aceros fundidos nanobainíticos, los autores encontraron que, la condición austemperada a 250°C presentó una menor tasa de desgaste en todo el rango de carga evaluado en comparación con la condición austemperada a 300°C, debido a que 250°C se produjo una microestructura de ferrita bainítica y austenita retenida más fina, la cual, reduce la distancia libre para el movimiento de dislocaciones y relentiza la propagación de grietas, otra de las conclusiones más relevantes fue que el aumento de la carga incrementa la tasa de desgaste.

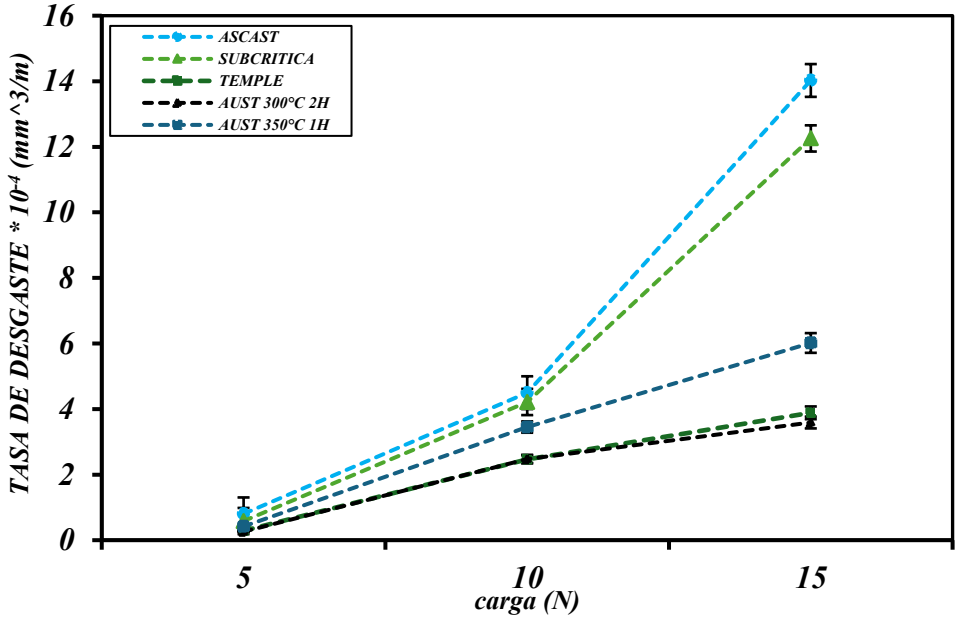


Figura 14. Comportamiento tasa de desgaste condiciones analizadas en función de la carga aplicada.

Con base en lo anterior los resultados obtenidos para el comportamiento al desgaste de las condiciones analizadas *figura 14*, revelan dos regiones características, la primera región (R1), se observa a bajas cargas, donde la tasa de desgaste presenta un comportamiento similar para todas las condiciones, además, en esta región, los principales mecanismos de desgaste

corresponden a oxidación, adhesión y algunas trazas de abrasión debido a la presencia de grietas, *figura 13a*. La mayor resistencia al desgaste se evidenció en la condición isotérmica a 300°C/ 2h y la condición de temple, lo cual está directamente relacionado con la microestructura obtenida. En el primer caso, se obtuvo una ferrita bainítica acicular fina con trazas de martensita, mientras que en el segundo caso se formó una microestructura de martensita revenida. Ambas microestructuras proporcionan una mayor dureza lo cual se refleja en la mejor respuesta frente al desgaste para R1.

Posteriormente, cuando se incrementa la carga, se da la transición a la segunda región (R2), donde se revela un cambio más pronunciado en la pendiente de la curva para las condiciones as-cast y subcrítica debido a que su microestructura es más heterogénea y dúctil, con valores aproximados de $14*10^{-4}$ mm^3/m y $12*10^{-4}$ mm^3/m respectivamente, esto refleja las mayores tasas de desgaste para todas las condiciones analizadas. Esta región presentó un dominio del mecanismo de desgaste de tipo abrasivo para cargas intermedias y altas, *figura 11 (b, e, h, k y n)* y *figura 11 (c, f, i, l y o*), respectivamente, además, se revela la presencia de pequeñas trazas de desgaste adhesivo en los extremos y en el centro de la huella y una tendencia al agrietamiento y a la fractura de los carburos presentes producto de la presencia de fatiga superficial, *figura 13 b y c*. También, existen otros factores, además de la dureza, que cobran importancia como: la plasticidad, la capacidad de endurecimiento por deformación y el efecto TRIP, los cuales contribuyen a retrasar la nucleación y la propagación de grietas. En este sentido, la mayor resistencia al desgaste observada en la R2 para la condición 300°C/2H, se explica por su microestructura más fina, caracterizada por una elevada densidad de interfaces, las cuales disminuyen la distancia libre para el movimiento de las dislocaciones aumentando la resistencia a la deformación y a la propagación de grietas. Por su parte, la condición de temple presentó un comportamiento similar al de 300°C/2H, aunque su microestructura tiende a ser más susceptible a la formación de grietas localizadas para mayores cargas. Una explicación para este comportamiento es un posible endurecimiento por deformación de la austenita retenida inestable presente en la microestructura y la existencia de algunos carburos primarios finos embebidos en la matriz *figura 5d y 6c*.

Asimismo, cuando aumenta la carga en la R2, se esperaba que la tasa de desgaste para 350°C/1H fuera mejor que para 300°C/2H, debido a que, una mayor temperatura de austemperado favorece un mayor porcentaje de austenita retenida con mayor contenido de carbono, lo cual

incrementa la capacidad de endurecimiento por efecto TRIP, por lo tanto, en teoría debería mejorar la resistencia al desgaste. Sin embargo, los resultados mostraron lo contrario. Una posible explicación para este comportamiento es la presencia de una microestructura de ferrita bainítica más gruesa respecto a la condición de 300°C/2H tal como se reveló en las microscopías ópticas *figura 8* y en las imágenes de microscopía electrónica de barrido *figura 9.*

6. CONCLUSIONES.

1. La fundición blanca austemperada, consiste en una estructura ausferrítica, compuesta por ferrita bainítica y austenita retenida, rodeada por carburos eutécticos de tipo Fe_3C, los cuales presentaron una alta estabilidad a la temperatura de austenización y a la temperatura de austemperado.

2. Las técnicas de caracterización como MO y MEB, junto con el análisis de la estabilidad de la dureza en función del tiempo de austemperado, constituyen herramientas fundamentales para predecir la ventana de proceso de fundiciones blancas austemperadas, cuando no se dispone de ensayos de dilatometría. Esta información es esencial para correlacionar la microestructura con el desempeño mecánico y tribológico del material analizado. En esta investigación, las condiciones seleccionadas fueron 350°C/1h y 300°C/2h.

3. La WCI recién fundida compuesta por una red de carburo eutéctico y una matriz de perlita, exhibió una dureza de 490 ± 7 HB, mientras que, los otros resultados de dureza evidenciaron la gran influencia de la microestructura obtenida para cada condición tratada; los valores más altos se obtuvieron para la condición isotérmica a 300°C/ 2h de 610 ± 10 HB y para la condición de temple de 612 ± 6 HB. En el primer caso se obtuvo una microestructura de ferrita bainítica acicular muy fina intercalada con películas delgadas de austenita retenida y trazas de martensita, mientras que en el segundo caso se formó una microestructura de martensita revenida.

4. El análisis de las superficies de desgaste correspondientes a las condiciones de referencia (as-cast, subcrítico y temple), así como para las dos condiciones seleccionadas de los tratamientos isotérmicos (300°C/2h y 350°C/1h) en función de la

carga normal aplicada, revelaron la presencia de diferentes mecanismos de desgaste, entre los que se destacan la oxidación y la adhesión, para bajas cargas, mientras que la abrasión predominó para altas cargas.

5. La temperatura del tratamiento térmico de austemperado presenta una gran influencia en la cinética de transformación de la ausferrita, la evolución microestructural, en la dureza y en las propiedades tribológicas. A 300°C se formó una microestructura de ausferrita compuesta por una ferrita bainítica acicular muy fina, austenita retenida en forma de películas delgadas, trazas de martensita y fracciones de carburos primarios, lo que condujo a un mejor comportamiento frente al desgaste bajo cargas severas (15N). En contraste el austemperado a 350°C a pesar de producir una transformación microestructural más homogénea en un menor tiempo, produjo una bainita superior más gruesa con una mayor fracción de austenita retenida enriquecida con carbono, de morfología de bloques y láminas delgadas y la presencia de carburos remanentes, lo cual puede favorecer una mayor tenacidad y aumentar la susceptibilidad al endurecimiento por efecto TRIP, aunque se encontró una menor resistencia al desgaste comparado con la condición de 300°C/2h. Por esta razón, el austemperado a 300°C/2h es una mejor opción, cuando se requiera una mayor resistencia al desgaste, dado que, esta condición presenta un mejor equilibrio entre resistencia, dureza y tenacidad.

7. TRABAJO FUTURO.

Se recomienda en futuros trabajos, explorar otras temperaturas (250°C y 400°C) y tiempos de sostenimiento para obtener un mayor rango de tratamiento isotérmico para el análisis del comportamiento tribológico y microestructural de las fundiciones blancas austemperadas, además, sería beneficioso cuantificar por medio de difracción de rayos X (DRX), la fracción volumétrica y el contenido de carbono en peso de la austenita retenida, presente en las condiciones austemperadas, para tener un mayor acercamiento de la ventana optima de procesamiento. Finalmente, seria pertinente evaluar la influencia de elementos formadores de carburo como B, Nb, Ti, Mo y V, en la estabilidad de los carburos remanentes y posibles carburos secundarios precipitados y evaluar su comportamiento frente al desgaste.

8. REFERENCIAS

[1] J. Wan, D, Van Aken, and J. Qing, "Developing a graphitic white iron for abrasive wear application: Thermal and wear properties", Wear, vol. 436-437, 2019. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.202967

[2] J. Gates, G. Gore, and P. Hermand, "The meaning of high stress abrasion and its application in white cast irons", wear, vol. 263, pg 6-35, 2007. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.12.033

[3] O. Akyildiz, and D. Candemir, "Simulation of the kinetics of microstructure evolution during destabilization and tempering of a high-chromium white cast iron", J. of Materi Eng and Perforn, vol. 34, pg 14846-14859, 2024. Disponible en: https://doi.org/10.1007/s11665-024-10162-w.

[4] H. Pourasiabi, J. Gates, "Effects of matrix chromium-to-carbon ratio on high-stress abrasive wear behavior of high chromium white cast irons dual-reinforced by niobium carbides" Tribol Int, vol 167, pg 107-350. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.107350.

[5] R. Hendra, K. Kenta, and S. Kazumichi, "Influence of Tempering Temperature on Abrasive-Wear Performance of High-Chromium-Based Multicomponent White Cast Iron", Lubricants, vol. 11, pg 285, 2023. Disponible en: https://doi.org/10.3390/lubricants11070285

[6] G. Correa, J van. Drunen, and B. Matijević, "Effects of niobium and molybdenum addition on microstructural characteristics and wear properties of 14 wt%Cr white cast irons", Materials Chemistry and Physics, vol. 317, pg 129-2107, 2024. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2024.129210.

[7] L. Quiang, P. Hedström, and K. Nakajima, "Dynamic Precipitation Behavior of Secondary M7C3 Carbides in Ti-alloyed High Chromium Cast Iron", ISIJ International, vol. 53, pg 1237-1244, 2013. Disponible en: https://doi.org/10.2355/isijinternational.53.1237

[8] O. Flórez, R. Castaño, and F. Higuera, "Comportamiento microestructural de una fundición blanca alto cromo sometida a ciclos de tratamiento térmico", Scientia et Technica, vol. 45, 2010. Disponible en: https://doi.org/10.22517/23447214.303

[9] V. Sharun, and B. Anand, "Traditional machining of Austempered ductile iron (ADI): A review", Materialstoday Proceedings, vol. 72, pag 2027-2031, 2023. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.07.445

[10] A. Basso, I. Toda-Caraballo, and D. San Martín, "Influence of cast part size on macro- and micro segregation patterns in a high carbon high silicon steel", Material Science and Technology, vol. 9, pag 3013–3025 2020. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.01.052.

[11] E. Crespo, and D. Aparicio. "Tratamientos térmicos de una fundición blanca", E.T.S.I Minas. Fundidores, Madrid, 2005. Disponible en: https://metalspain.com/pruebaNUEVOsitio/ArtTT.pdf

[12] S. Zhiping, Z, and S. Baoluo, "TEM study on precipitation and transformation of secondary carbides in 16Cr–1Mo–1Cu white iron subjected to subcritical treatment", Materials Characterization, vol. 53, pag 403-409, (2004). Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.matchar.2004.09.007

[13] M. Erdogan, K. Davut, and V. Kilicli. "Development and properties of austempered low alloyed white cast iron", Materials Testing, vol. 63, pg 977-983, 2021. Disponible en: https://doi.org/10.1515/mt-2021-0032
[14] Q. Hou, Z. Huang, and J. Wang, "Application of Rietveld Refinement to Investigate the High Chromium White Cast Iron Austempered at Different Temperatures", Journal or Iron and Steel Research International, vol. 16, pg 33-38, 2009. Disponible en: https://doi.org/10.1016/S1006-706X(09)60057-1
[15]. Górny M, and G. Angella, "Role of austenization temperature on structure homogeneity and transformation kinetics in austempered ductile iron", Met Mate. Int, vol 25, pag 956-965, 2019. Disponible en: https://doi.org/10.1007/s12540-019-00245-y
[16] L. Hong, and W. Youming, "Hot deformation behavior and ledeburite refinement mechanism for hypoeutectoid low alloy white cast irons". Materials science and Tecchology, vol 7, pg 660-664 2013. Disponible en: https://doi.org/10.1179/mst.1991.7.7.660
[17] C. Ruziye, D. Kemal, and Y. Tolga, "The spheroidization behavior of low alloy white cast iron and its effect on impact toughness and wear resistance", Journal Alloys and Compounds, vol. 1011, pg 178-373, 2025. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.178373
[18] K. Rodríguez, "Aceros Bainíticos y la influencia del Boro sobre sus propiedades mecánicas", Tesis de maestría, Universidad Nacional de Colombia, Medellin, Colombia, 2013.
[19] H. Bhadeshia, and V. Edmonds, "Bainite in silicon steels: New composition-property approach part 1, Metals Science, 1983.
[20] M. Gelfi, A. Pola, and L. Girelli, "Effect of heat treatment on microstructure and erosion resistance of white cast irons for slurry pumping applications", Wear, vol, 428, pg 438-448, 2019. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.03.01
[21] F. Zouch, A. Bahri, and Z. Antar, "Tribological performance of high chromium white cast iron and heat-treated steel used in barite crushing industry", Sci Rep, vol. 13, 2023. Disponible en: https://doi.org/10.1038/s41598-023-29627-4
[22] J. Wang, W. Guo, and H. Sun, "Plastic deformation behaviors and hardening mechanism of M7C3 carbide", Materials science and engineering, vol 662, pg 88-94, 2016. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.062
[23] Marly Amaya Álvarez, "Fabricación y caracterización microestructural de un hierro blanco aleado con Cr-V-Ti para aplicaciones de desgaste", Tesis, Universidad libre de Colombia. Ingeniería mecánica, Bogota, Colombia, 2018.
[24] JJ. Coronado, and A. Sinatora, "Abrasive wear study of white cast iron with different solidification rates", Wear, vol 267, Pg 2116-2121 2009. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.wear.2009.08.010
[25] Donald R Askeland, Wendelin J Wright, "Ciencia e ingeniería de materiales", Septima edición. Boston, USA: Cengage Learning 2016.
[26] B. Barutcuoglu, F. Koc, and E. Ersoy, "The effect of tempering temperature on microstructure and wear behavior of tungsten an boron alloyed Ni-Hard4 white cast irons" International Journal of Metalcasting, vol. 19, pg 480-495, 2024. Disponible en: https://doi.org/10.1007/s40962-024-01322-8

[27] A. Gonzales, F. Álvarez, and J. Asencio, “Erosive wear resistance regarding different heat treatments of austenite in high chromium white cast iron, alloyed with Mo”, Metals, vol. 9, 2019. Disponible en: doi:10.3390/met9050522
[28] P. Ramos, I. Melo, and P. Brito, “Influence of heat treatment time on microstructure evolution of austempered nodular cast iron evaluated by image segmentation”, Journal of alloys and metallurgical systems, vol. 8, pg 100-135, 2024. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.jalmes.2024.100135
[29] C. Viáfara, and J. Manuel Vélez, “Transformación Bainítica en aleaciones Fe-C”, Ingeniería y Ciencia, vol. 1, pg 83-96, 2005.
[30] M. Santajuana, E. Castellanos, and. M. Garcia, “Quantitative assessment of the time to end Bainitic Transformation”, Metals, vol 9, 2019. Disponible en: https://doi.org/10.3390/met9090925
[31] F Herrera, and A. Jaramillo, “Evaluación de la resistencia al desgaste de una fundición gris y fundición blanca, por medio de redes neuronales”, Tesis, Universidad José Antonio PÁEZ, Ingeniería Mecánica, Venezuela, 2021.
[32] Z. Boachao, J. Xing, and W. Li, “Effect of chromium-induced $(Fe, Cr)_3$ C toughness improvement on the two body abrasive wear behaviors of white cast iron”, Wear, vol. 64, pg 456-457, 2020. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203363
[33] J. Dong, Y. Xiao, Y. Wang, “Effects of chromium addition on preparation and properties of bulk cementite” Journal of Iron and Steel, vol. 23, Pag 842-850, 2016. Disponible en: https://doi.org/10.1016/S1006-706X(16)30129-7
[34] S. Gwidon, and A. Batchelor, “Abrasive, Erosive and Cavitation Wear”, Engineering Tribology, vol. 11, pg 501-551 2006. Disponible en: https://doi.org/10.1016/B978-075067836-0/50012-2
[35] J. Madero, “Estudio tribológico de aleaciones anti-desgaste”, Tesis de maestría, 2016.
[36] Chattopadhyay R, “Surface Wear, Analysis, Treatment and Prevention”, ASM International, 2001.
[37] M. Kallel, F. Zouch, and Z. Antar, “Premature wear used in mineral crushing process”, J.Trib. Int, vol. 115, pg 493-505 2017. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.06.025
[38] I. Pariente, “Optimización microestructural de los aceros y fundición de alto cromo utilizados en la fabricación de los trenes de laminación”, Tesis Doctoral, Universidad de Oviedo, ingeniería metalúrgica, España, 2004.
[39] R. Purba, Y. Gaqi, and T. Todaka, “Effect of boron addition on three-body abrasive wear characterist of high chromium based multi-component white cast iron”. Materials Chemistry and Physics, vol 275, pg 125-232, 2022. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2021.125232
[40] J. Vieira Da Silva, “Estudo da influência do tratamento térmico de austenitização seguida de resfriamento ao ar forçado na resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido branco ASTM A532 II D”, Tesis, Universidad Federal Do Rio Grande, ingeniería de metalurgia y materiales, Porto Alegre, Brasil, 2017.

[41] M. Qian, and W. Chaochan, “Impac-abrasion of low alloy white cast airons”, wear, vol. 209 pp 308-315, 1997. Disponible en: https://doi.org/10.1016/S0043-1648(96)07345-0
[42] ASTM International, “Standard Test Method for wear and fricction testing with Pin on Disk or Ball on Disk”, ASTM G99-23, 2023
[43] ASTM International, “Standard Test Method for Ranking Resistance of Materials to Sliding Wear Using Block-on-Ring Wear Test”, ASTM G77-17 2022.
[44] A. Plunkett, B. Domenech, and G. Scheneider, “Nanoindentation of super crystalline nanocomposites: linear relationship between elastic modulus and hardness”, JOM, vol. 74, pg 2261-2276, 2022. Disponible en: https://doi.org/10.1007/s11837-022-05283-3
[45] S. Ahmer, L. Jan, and M. Siddig, “Experimental results of the tribology of aluminum measured with a Pin-on-Disk tribometer: Testing configuration and additive effects”, Friction Vol. 4, Pg 124-134, 2016. Disponible en: https://doi.org/10.1007/s40544-016-0109-7
[46] C. Cetinkaya, “An investigation of the wear behaviors of white cast irons under different compositions”, Materials & Desing, vol 27, Pg 437-445, 2004. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.matdes.2004.11.021
[47] ASTM International, “Standard guide for preparation of Metallographic specimens”, ASTM E3-11, 2017.
[48] S. Corujeira, and C. Le Nué, “Destabilization treatment and its influence on microstructure and matrix hardness of High-Cr Cast iron”, Metallurgical and materials transactions, vol. 54 Pg 4952 – 4965, 2023. Disponible en: https://doi.org/10.1007/s11661-023-07216-4
[49] L. Sen, A. Borgenstran, and A. Stark, “Effect of Si on bainitic transformation kinetics in steel explained by carbon partitioning, carbide formation, dislocation densities and thermodynamic conditions” Materials characterization, vol. 185, 2022. Disponible en: Doig: https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.111774
[50] S. Suárez, U. Nayak, and V. Pesnel, “Load dependent microestructural evolution in an as-cast 26 % Cr high chromium cast iron during unlubricated sliding”, Friction, vol. 10, pg 1258-1275 2022. Disponible en: https://doi.org/10.1007/s40544-021-0553-x
[51] M. Ferreira, D. Ramos, and A. Rabelo, “Aspectos cinéticos e microestructurais da trnasformacao bainítica incompleta em ferros nodulares asutemperados” Metallurgy and materials, vol 65, Pg 217-224, 2012. Disponible en: https://doi.org/10.1590/S0370-44672012000200010
[52] A. Skowronek, E. Cordova, and P. Tobajas, “Bainite plate thickness reduction and microstructure tailoring by double austempering of Al-rich 3Mn steel”, Materials science and engineering, vol 853, 2022. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143743
[53] ASTM International, “Standard test method for Brinell Hardness of Metallic Materials”, ASTM E10-23, 2023.
[54] P. Ramos, I. Melo, and V. Medeiros, “Influence of heat treatment time on microstructure evolution of austempered nodular cast iron evaluated by image segmentation”. Alloys and metallurgical systems, vol 8, pg 100-135, 2024. Disponible en: https://doi-org.udea.lookproxy.com/10.1016/j.jalmes.2024.100135

[55] P. Sellamuthu, D. Dinakaran, and S. Seetharaman, “Austempered ductile iron (ADI): Influence of austempering temperature on microstructure, mechanical and wear properties and energy consumption”, Metals, vol. 8, 2018. Disponible en: https://doi.org/10.3390/met8010053
[56] R. Camkerten, O. Sahin, and T. Yilmaz, “The relationships among microstructure, impact toughness and wear resistance in newly developed austempered low alloy white cast iron”, Journal Alloys and Compounds, vol 1010, 2024. Disponible en: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.177983
[57] M. Montoya, O. Ríos, and R. Aristizábal, “Effect of isothermal temperature and load on wear of nanobainitic cast steel”, Materials Science and Technology, vol. 40, 2023. Disponible en: https://doi.org/10.1177/02670836231219483
[58] L. Vemuri, and P. Vincent, “Influence of varying load on wear rate and frictional resistance of EN-8 steel sliding against EN-31 steel”, ARPM journal of engineering and applied sciences, vol 10, Pg 1-10, 2024.
[59] C. García, and F. Caballero, “The role of retained austenite on tensile properties of steels with bainitic microstructures” Materials Transactions, vol. 46, pg 1839-1846, 2005. Disponible en: https://doi.org/10.2320/matertrans.46.1839
[60] D. Ogundare, A. Jeremiah, and M. Olanike, “A review on heat treatment of cast iron: phase evolution and mechanical characterizations”, Materials, vol. 15, 2022. Disponible en: https:// doi.org/10.3390/ma15207109