



**UNIVERSIDAD  
DE ANTIOQUIA**

**DETERMINACIÓN DE LOS MECANISMOS DE  
DESGASTE EN UN ACERO CARBO-AUSTEMPERADO  
SOMETIDO AL ENSAYO TRIBOLÓGICO DISCO-DISCO**

**SEBASTIAN RIVERA GRISALES**

**PROYECTO DE INVESTIGACIÓN PARA OPTAR AL TÍTULO DE  
INGENIERO DE MATERIALES**

**UNIVERSIDAD DE ANTIOQUIA  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA Y MATERIALES  
MEDELLIN 2019**



DETERMINACIÓN DE LOS MECANISMOS  
DE DESGASTE EN UN ACERO CARBO-  
AUSTEMPERADO SOMETIDO AL ENSAYO TRIBOLÓGICO DISCO-DISCO



Sebastian Rivera Grisales

---

Trabajo de grado como requisito para optar al título de:  
Ingeniero de Materiales.

Directora: Claudia Patricia Serna Giraldo

Ingeniera Mecánica

Co- Director: Oscar Eduardo Ríos Diez

Ingeniero de Materiales

Universidad de Antioquia  
Facultad de Ingeniería, Departamento de Materiales.  
Medellín, Colombia  
2020.

## AGRADECIMIENTOS

Con la finalización de este proyecto de grados, después de varias dificultades creo que es pertinente expresar mi gratitud hacia las personas que estuvieron para mí tanto emocional como académicamente.

Mi abuela Alicia, por siempre estar apoyándome y por confiar en mis capacidades y siempre estar corrigiéndome en mis actitudes personales y ante todo por criarme como una persona amable, solidaria y servicial. Agradezco a mi tía Claudia por siempre estar apoyándome en todos los momentos duros que pase en la universidad, tanto emocional como académica, por abrirme las puertas de su casa y siempre saber que ella y su familia van a estar para mí.

A Oscar Eduardo Ríos, mi cotutor y amigo, gracias por su importante aporte y participación en todo el desarrollo de este proyecto. Debo destacar que siempre fue muy amable, siempre predispuesto en enseñarme y corregirme; ya como amigo siempre estuvo para apoyarme y ayudarme en mi proceso formativo.

A la profesora Claudia Patricia Serna, por su acompañamiento y su constante confianza en mí. Así mismo, quisiera agradecerle a todo el grupo de investigaciones Pirometalúrgicas y de materiales GIPIMME en el cual estuve alrededor de 6 meses en los cuales conocí grandes profesionales y compañeros que me ayudaron en mi formación académica.

A mis amigos de carrera, solo tengo palabras de agradecimiento, ha sido un camino largo y en algunos momentos difíciles, pero gracias a ustedes el camino se hizo mucho más ameno y alegre, en especial a mis 3 mejores amigos Camila, Sara y Felipe, con los cuales he compartido muy buenos momentos tanto académicos como personales. Todos los conocimientos y experiencias que compartimos fueron de gran valor en este camino.

## Tabla de contenido

IDENTIFICACIÓN DEL GRUPO DE INVESTIGACIÓN ..... **¡Error! Marcador no definido.**

1	INTRODUCCIÓN.....	7
2	OBJETIVO GENERAL .....	9
2.1	Objetivos específicos .....	9
3	MARCO TEÓRICO .....	10
3.1	Carburación.....	12
3.2	Austemperado .....	13
3.3	Carbo-austemperado .....	15
3.4	Desgaste en materiales metálicos.....	16
3.5	Tipos de desgaste .....	17
3.5.1	Desgaste adhesivo .....	18
3.5.2	Desgaste abrasivo .....	19
3.5.3	Desgaste por fatiga .....	20
3.6	Desgaste en aceros bainíticos .....	20
4	METODOLOGÍA.....	24
4.1	Material de partida .....	24
4.1.1	Determinación de los parámetros para el tratamiento de carbo-austemperado.....	24
4.1.2	Mecanizado y rugosidad.....	24
4.1.3	Tratamientos térmicos .....	25
4.2	Caracterización microestructural.....	26
4.2.1	Morfología.....	26
4.2.2	Determinación de la cantidad de austenita retenida y contenido de carbono	26
4.3	Determinación de las propiedades mecánicas del material .....	27
4.3.1	Ensayo de dureza .....	27
4.3.2	Ensayo de tracción.....	27
4.4	Ensayo Tribológico Disco-Disco.....	27
4.4.1	Parámetros necesarios para ensayo de desgaste .....	27
4.4.2	Porcentaje de deslizamiento .....	28
4.4.3	Velocidad del ensayo.....	28
4.4.4	Numero de ciclos.....	28

4.4.5	Contra cuerpo .....	29
4.4.6	Carga aplicada .....	29
4.4.7	Determinación de la tasa de desgaste .....	29
4.4.8	Caracterización de las huellas de desgaste y su microestructura.....	29
5	RESULTADOS Y ANÁLISIS .....	30
5.1	Caracterización microestructural .....	30
5.2	Determinación de la austenita retenida y porcentaje de carbono mediante DRX. 32	
5.3	Dureza .....	34
5.4	Ensayos de tracción .....	35
5.5	Resultados ensayos de desgaste .....	36
5.5.1	Pérdida de masa .....	36
5.5.2	Coefficiente de fricción.....	37
5.5.3	Rugosidad .....	39
5.5.4	Análisis de los mecanismos de desgaste.....	39
5.5.5	Perfil de microdureza.....	43
6	CONCLUSIONES.....	45
7	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	46

## RESUMEN

Los aceros carbo-austemperados, con estructura CFB (Carbide-Free Bainite) en la capa, se establecen como una interesante alternativa para la sustitución de aceros convencionales tratados térmicamente mediante cementación, sobre todo en aplicaciones

que demanden alta estabilidad y fiabilidad frente a fenómenos de desgaste. A partir de esto, en el presente trabajo se evaluaron los mecanismos de desgaste, que sufre el acero fundido, de composición química: 0.30C-1.87Si-0.55Mn-0.92Cr (% peso), sometido a tratamiento térmico de carbo-austemperado. La superficie fue carburada a 0.7%C wt. y sometido a tratamientos isotérmicos a 250°C y 300°C con tiempos de sostenimiento de 8 y 4 horas respectivamente. Los ensayos de desgaste tribológicos se llevaron a cabo en un tribómetro disco sobre disco, en la cual se controlaron variables como: número de ciclos, porcentaje de deslizamiento, lubricación, acabado superficial y velocidad lineal. Con el fin de analizar los mecanismos de falla, se llevó a cabo el cálculo de las tasas de desgaste (norma ASTM G98-17) y el análisis microestructural de las pistas de desgaste mediante microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB) y difracción de rayos X (DRX). Los resultados, muestran que las capas superficiales desgastadas están formadas por estructuras de dimensiones nanométrica, lo que resultó en una mayor resistencia al desgaste de estos materiales, en los cuales se identificaron mecanismos de abrasión y fatiga principalmente. Además, las tasas de desgaste disminuyó al reducir la la temperatura del tratamiento isotérmico. Los resultados obtenidos en este trabajo de investigación, brindan elementos importantes para el entendimiento de los diferentes tipos de desgaste en condiciones rodante/deslizante en las estructuras bainíticas libres de carburos con variaciones en el contenido de austenita retenida.

**Palabras claves:** Carbo-austemperado, Pista de desgaste, mecanismos de desgaste, ensayo tribológico disco-disco.



# 1 INTRODUCCIÓN

Los aceros siguen siendo en la actualidad el material metálico más utilizado por su excelente relación costo/beneficio, y, además por su alta versatilidad. Por ende, es el material estructural por excelencia, gracias al amplio rango de propiedades mecánicas que puede exhibir dependiendo de factores como la composición química y el estado del tratamiento térmico, los cuales controlan la microestructura, la cual a su vez determina las propiedades y el desempeño del material en servicio. Esta gran variedad de propiedades permite aplicaciones en industrias tan diversas como la construcción civil y de maquinaria, la industria automovilística y del transporte ferroviario, la conducción y el almacenamiento de fluidos en industrias como la química y petroquímica [1].

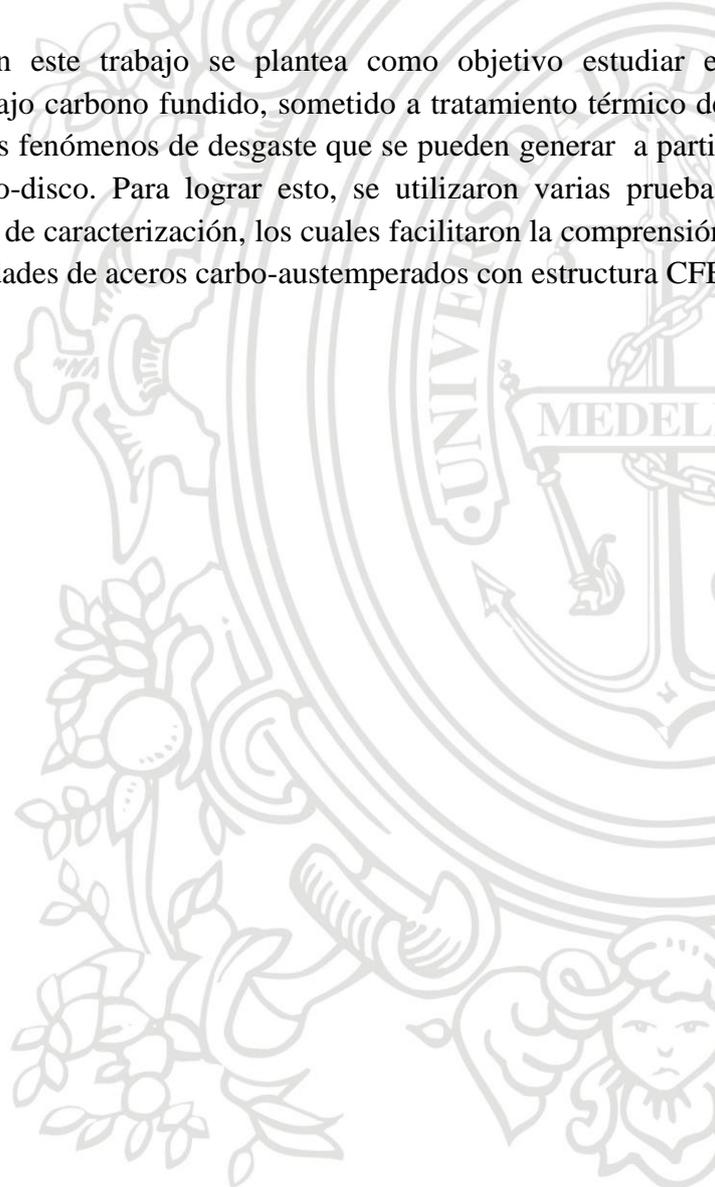
Desde hace un par de décadas, los aceros AHSS (*Advanced High Strength Steels*) con microestructuras complejas, mezcla de martensita, bainita y/o austenita retenida que permiten un endurecimiento por transformación, están en desarrollo. Este tipo de materiales incluyen los aceros martensíticos obtenidos mediante un tratamiento de temple y distribución de carbono (Q&P - *Quenching and Partitioning*) y los aceros bainíticos libres de carburos (CFB - *Carbide-Free Bainite*). Estos nuevos aceros AHSS presentan valores de resistencia máxima a la tracción del orden de 1,2-1,5 GPa y alargamientos del orden del 15%. Los aceros CFB representan una nueva generación de aceros con alta resistencia (1,7-2,2 GPa) y tenacidades excepcionalmente altas. Su alto contenido en carbono (0,6-1% en peso) impide su uso como chapa de automóvil, pero sus excelentes propiedades y su nanoestructura han despertado un gran interés tecnológico, en diversos sectores industriales que manejan componentes de gran volumen [2].

Dentro de las operaciones tecnológicas más relevantes en los últimos tiempos, para el mejoramiento mecánico de componentes de acero sometidos a condiciones de desgaste, fatiga y deformación, aparece el tratamiento térmico de carbo-austemperado. El cual consiste en someter un acero de bajo contenido de carbono,  $< 0.3$  (wt. %), a un ciclo de carburación seguido de un sostenimiento isotérmico a una temperatura que se encuentre entre la temperatura de inicio de formación de la martensita ( $M_s$ ) y de inicio de la transformación bainítica ( $B_s$ ). Favoreciendo de esta manera, la formación de estructuras bainíticas en la superficie. Esto se produce en un rango de temperaturas, durante varios minutos u horas, por lo que se minimiza la distorsión y no se favorece el agrietamiento [2].

Los aceros carbo-austemperados, con estructura CFB en la capa, se establecen como una interesante alternativa para la sustitución de los aceros convencionales tratados térmicamente mediante cementación, sobre todo en aplicaciones que demanden alta estabilidad y fiabilidad frente a fenómenos de desgaste [3], por ejemplo, en piñones, ruedas dentadas, ejes de potencia, entre otras aplicaciones.

Desde hace varios años el grupo Gipimme, dentro de la línea de investigación de procesamiento de materiales a alta temperatura, ha estado enfatizando en proyectos relacionados con el desarrollo de aceros con estructuras multifásicas y estructuras bainíticas libres de carburos. Se han obtenido resultados que han permitido profundizar en la influencia que tienen la composición química y los parámetros de tratamiento térmico en las transformaciones. Actualmente se está desarrollando un proyecto en cual se pretende abordar varios aspectos: primero que a partir de un acero bajo carbono tratado térmicamente mediante carboautemperado, se favorezca la formación de estructuras nanobainíticas libres de carburos en la capa carburada y en el núcleo se dé la formación de estructuras multifásicas y segundo evaluar la influencia de las distintas variables asociadas al rendimiento en desgaste y fatiga de estructuras nanobainíticas, lo que condujo plantear la necesidad de evaluar los mecanismos de desgaste de los aceros carboautemperados.

En función de lo anterior, en este trabajo se plantea como objetivo estudiar el comportamiento, de un acero bajo carbono fundido, sometido a tratamiento térmico de carbo-austemperado, frente a los fenómenos de desgaste que se pueden generar a partir de un ensayo tribológico disco-disco. Para lograr esto, se utilizaron varias pruebas mecánicas y diferentes métodos de caracterización, los cuales facilitaron la comprensión de la relación estructura/propiedades de aceros carbo-austemperados con estructura CFB frente a fenómenos de desgaste.



## 2 OBJETIVO GENERAL

Determinar la influencia del tratamiento térmico de carbo-austemperado en el comportamiento al desgaste de un acero bajo carbono sometido a ensayo disco-disco.

### 2.1 *Objetivos específicos*

- Evaluar las huellas de desgaste de un acero carbo-austemperado sometido a un ensayo tribológico disco-disco.
- Determinar los mecanismos de desgaste en un acero carbo-austemperado sometido al ensayo tribológico disco-disco.



### 3 MARCO TEÓRICO

En los últimos años, el rendimiento en fatiga y desgaste de aceros con estructuras nanobainíticas han atraído un sin número de investigaciones, donde se destacan los trabajos de Wang et. al, [2], Yang et. al[4], Rementeria et. al [5][6] a partir de los cuales se ha logrado determinar que la respuesta frente a fenómenos de desgaste está íntimamente relacionada con la presencia de austenita retenida y grietas secundarias; éstas grietas son observadas en las fracturas producidas por fatiga, cerca de la interfaz ferrita/austenita, ya que en general la energía necesaria para la propagación de las mismas durante los ciclos de fatiga y/o desgaste es absorbida por las fases expuestas anteriormente, por ende, la estabilidad mecánica de la austenita retenida en la microestructura de aceros bainíticos juega un papel fundamental en la resistencia final al desgaste y a la fatiga, lo cual depende fundamentalmente de: (1) la concentración de carbono, mientras más alta más estable será la austenita, (2) el tamaño de los granos de austenita retenida, mientras más pequeños, más estable será la austenita y (3) la morfología de la austenita retenida, la austenita entre las placas o listones de ferrita bainítica es más estable que la austenita masiva o en bloques.

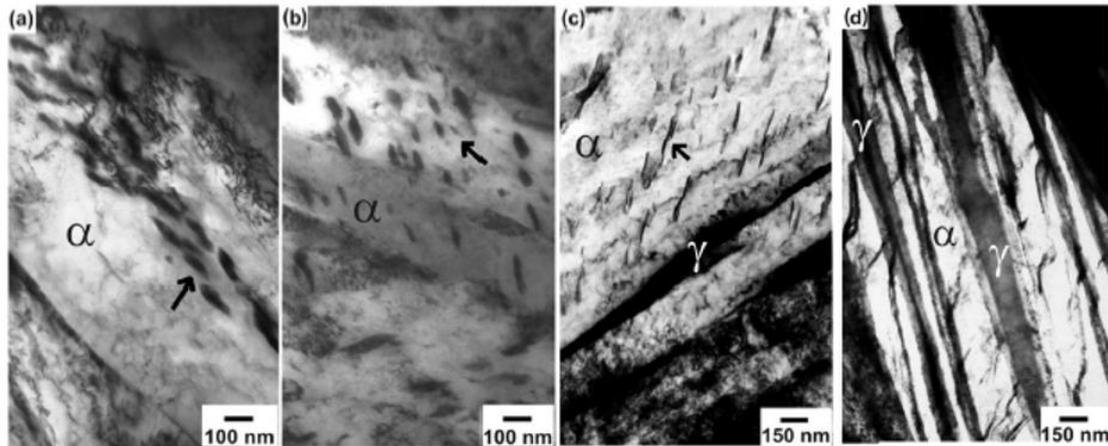
Durante las últimas décadas, el desarrollo de aceros CFB ha atraído considerablemente la atención de investigadores[6]–[9] El carácter nanométrico de la estructura bainítica se puede lograr por medio transformaciones isotérmicas realizadas cerca a  $M_s$  y la utilización de elementos aleantes que permitan una adecuada templabilidad bainítica [10]. La transformación bainítica ocurre en condiciones de paraequilibrio, donde solo se difunde el C y no hay cambios en la composición química entre la fase principal y la fase producto. Termodinámicamente, estas condiciones se expresan como  $\Delta G_m < G_N$ , y  $\Delta G_\gamma \rightarrow \alpha < (-GSB)$  respectivamente, donde  $\Delta G_m$  es el máximo cambio de energía libre que acompaña a la nucleación en condiciones de equilibrio y  $G_N$  es la función de nucleación universal basada en un mecanismo de dislocación del tipo asociado con la transformación martensítica, que define el cambio de energía libre mínimo necesario en cualquier estructura de acero, para nuclear la bainita.  $GSB \cong 400 \text{ Jmol}^{-1}$  es la energía de deformación asociada a la transformación bainítica y  $\Delta G_\gamma \rightarrow \alpha$  es el cambio de energía libre de la transformación de austenita sin ningún cambio en la composición química [11]. La temperatura a la cual se cumplen ambas condiciones, nucleación y crecimiento, se conoce como la temperatura de inicio de formación de la bainita (BS).

Poco después del crecimiento sin difusión de una subunidad de bainita, el exceso de C se reparte en la austenita circundante. Este proceso continúa para la nucleación sucesiva de las subunidades hasta que la concentración de C de la austenita residual alcanza un valor en el que la energía libre de la bainita se vuelve menor que la de la austenita de la misma composición química; en este punto la transformación se detiene porque es termodinámicamente imposible que la austenita de dicha composición química se transforme en bainita por el mecanismo que se acaba de describir. Esta tendencia se

conoce como "fenómeno de reacción incompleta" [12], ya que la transformación finaliza antes de que la concentración de C en la austenita alcance el valor de equilibrio [13].

Estudios recientes sobre el desgaste de los aceros CFB se han ocupado principalmente del comportamiento frente a condiciones de deslizamiento y rodamiento / deslizamiento [14]–[21]. Vuorinen et al.[16] y Leiro et al.[6] encontraron que, en el desgaste de rodadura / deslizamiento, cuando aumenta el contenido de austenita retenida, la tasa de desgaste también aumenta debido principalmente a una disminución de la dureza. Estudios posteriores de Leiro et al.[17] informaron que el efecto de la austenita retenida sobre el desgaste por rodadura / deslizamiento de los aceros CFB aún no está claro. Los aceros CFB que contienen 10-30% de austenita retenida (pero con diferente contenido de carbono) exhibieron tasas de desgaste similares, lo que sugiere que la transformación de austenita en martensita durante el desgaste puede mejorar la resistencia al desgaste. Resultados similares han sido mostrados por Sourmail et al. para aceros CFB con estructura de carácter nano[18].

Un aspecto importante de los aceros CFB es que la precipitación de los carburos durante la transformación bainítica se puede evitar aleando el acero con silicio y/o aluminio. La presencia de silicio reduce significativamente la energía libre y disminuye la cinética de precipitación de cementita [7][8]. El silicio presenta una baja solubilidad en la cementita, lo cual produce un aumento local de la actividad del carbono. Como consecuencia, el flujo de carbono es reducido y se inhibe el desarrollo del embrión de cementita. El carbono que se expulsa como consecuencia de la formación de la ferrita bainítica, enriquece la austenita residual produciéndose así su estabilización hasta la temperatura ambiente [22]. A partir de esto se genera una microestructura que consiste en agregados extremadamente finos de listones austeníticos enriquecidos en carbono y láminas de bainita. El espesor medio de esas láminas de bainita está entre 20 y 40 nm ver figura 1. Por lo tanto, estos aceros bainíticos con estructura de carácter nano exhiben una alta resistencia a la tracción y alta resistencia a la fractura: 205GPa y 40 MPA m<sup>1/2</sup>, respectivamente [8], [9], [22].



**Figura 1.** Imágenes TEM en campo luminoso de (a) bainita superior obtenida a 500°C durante 1800s, acero AC-BS; (b) bainita inferior obtenida a 375°C durante 1800s, acero MC-BS; (c) bainita inferior obtenida a 375°C durante 1100s, acero MC-AS; (d) microestructura bainítica obtenida a 250°C durante 30h, acero AC-AS. Dónde: MC (Medio carbono) = 0.30% de C, AC (alto carbono) = 0.98% de C, BS (bajo silicio) = 0.25% de Si y AS (alto silicio) = 1.47% de Si (W%)[10].

Debido a esta combinación de propiedades, los aceros bainíticos de carácter nano tienen gran potencial para reemplazar los aceros bonificados (temple + revenido), utilizados en engranajes convencionales y elementos rodantes, como por ejemplo los rodamientos. El desgaste por rodadura / deslizamiento es uno de los principales mecanismos de desgaste en el rodamiento de materiales que están en contacto, por lo tanto, es de gran importancia estudiar sistemáticamente el comportamiento al desgaste de aceros bainíticos nanoestructurados. Sin embargo, la mayoría de las investigaciones actuales se han limitado a la resistencia al desgaste abrasivo de aceros bainíticos respecto al de aceros para rieles, en estos estudios se comparan el acero bainítico con un acero perlítico convencional, con el fin de demostrar que han llegado a un tope en propiedades mecánicas logrando equipararlos y sobrepasándolo en muchas aplicaciones [23]–[25]. Sourmail et al [26] revelaron que los aceros bainíticos nanoestructurados con alto contenido de silicio poseen mayor resistencia al desgaste que los aceros con microestructuras martensíticas. Vuorinen y colaboradores [16] también reportan una mayor resistencia al desgaste de desgaste por rodadura del acero ferrítico-austenítico en comparación con un acero de aleación 100Cr6 templado convencionalmente. Además, Vuorinen et al [15] encontraron que la resistencia al desgaste de la bainita nanoestructurada aumenta al disminuir la temperatura de austemperado; esta conclusión también es apoyada en los trabajos posteriores realizados por Leiro et al.[17][27], y Das Bakshi et al.[25].

### 3.1 Carburación

La carburación es un tratamiento térmicoquímico por el cual el contenido de carbono de la superficie en una pieza de acero con contenido de carbono de hasta 0.3% C wt, aumenta

debido a la exposición a una atmósfera rica en carbono a una temperatura dentro del campo de fase austenítico [28]. El contenido de carbono disminuye desde la superficie hacia el centro. Obteniéndose, así, después de temple, una dureza superficial muy elevada, mientras que la zona central que contiene bajo carbono inicial se endurece poco y permanece tenaz. El proceso de carburación se compone de dos fenómenos simultáneos, el primero, que es independiente del tipo de carburante, es la transferencia de los átomos de carbono del cementante a la superficie de la pieza. Esta transferencia es esencialmente el resultado de reacciones químicas y se cuantifica con el coeficiente de transferencia de carbono, que se puede definir como la cantidad de carbono absorbida en gramos por segundo por  $\text{cm}^2$  de superficie. El segundo fenómeno es la migración de los átomos de carbono de la superficie al interior del material, que es un proceso de difusión. De acuerdo a estos dos fenómenos se determina la velocidad de carburación [29]. Se pueden alcanzar composiciones de hasta 1.6 % C wt. En la superficie con una temperatura de  $1130^\circ\text{C}$ , pero industrialmente se utilizan composiciones entre 0.5 % C wt y 1.1% C wt. El espesor de la capa cementada que se alcanza varía entre 0.5mm y 1.5mm dependiendo de la temperatura, el tiempo y el método de carburación [7].

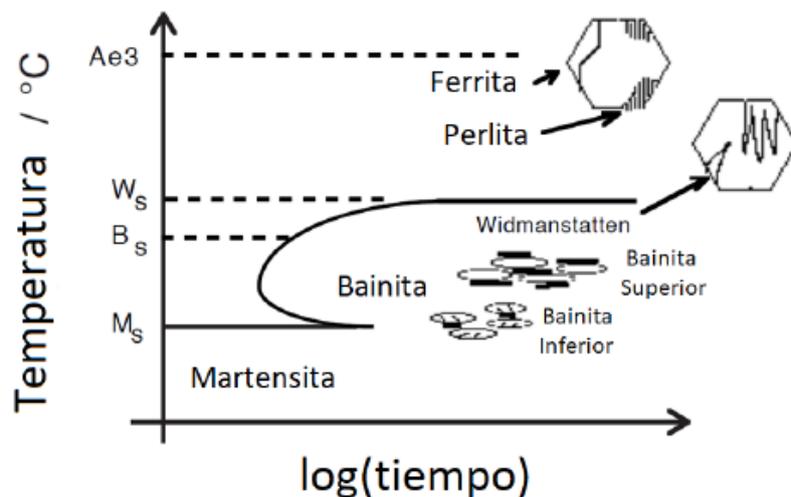
Después de la carburación, el acero se somete a un proceso de temple y revenido para el ajuste en los niveles de dureza y las tensiones residuales generadas por el temple. Las temperaturas típicas del revenido están en el rango de  $149^\circ\text{C}$  a  $205^\circ\text{C}$ , aunque pueden ser considerablemente más altas dependiendo de las solicitaciones finales del componente [25]. Tras la transformación completa a martensita, cualquier revenido posterior no dará lugar a la transformación a bainita o perlita. La reacción de revenido permite que el carbono de la red de martensita supersaturada, forme partículas de cementita en los límites previos de grano austenítico o entre los listones y placas de martensita. Es la disminución del contenido de carbono en la martensita lo que resulta en el aumento de la ductilidad y la tenacidad, así como en la disminución de los niveles de dureza obtenidos con el temple [30].

### **3.2 Austemperado**

El diagrama temperatura-tiempo-transformación (TTT) de la mayoría de los aceros presenta un rango de temperaturas intermedias en el que la austenita no transforma ni a perlita, ni a martensita. En su lugar se forma una microestructura compuesta por placas de ferrita y una segunda fase que puede ser cementita, austenita o martensita, dependiendo de la composición química del acero y las condiciones de transformación. Este constituyente de transformación intermedia es comúnmente conocido como bainita. Davenport y Bain descubrieron esta microestructura cuando estudiaban la descomposición isotérmica de la austenita [28].

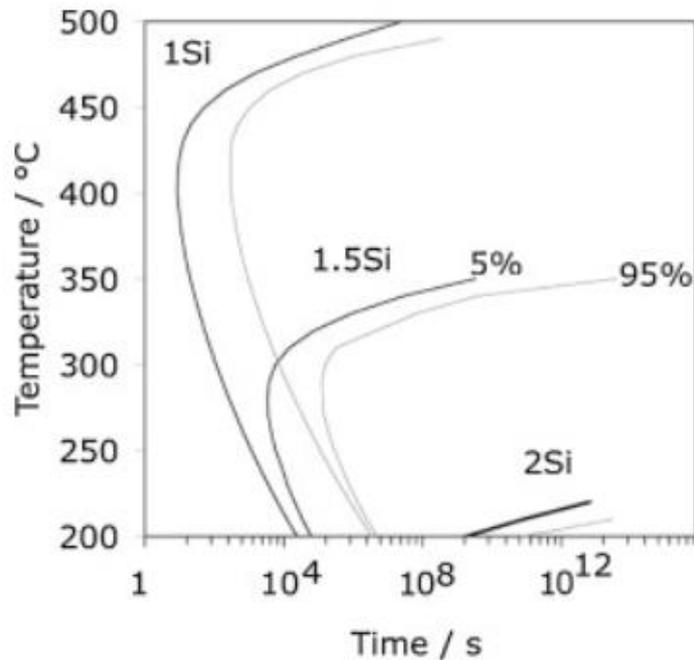
Este constituyente resulta cuando se somete el acero a un tratamiento isotérmico, que consiste en la transformación de la austenita en ferrita bainítica a temperaturas menores a la formación de la perlita y por encima de la temperatura de inicio de la formación de

la martensita,  $M_s$  [9] como se muestra en la figura 2. En esta región la austenita se transforma dando lugar a un paquete bainítico conformado por agregados finos de placas de ferrita bainítica y partículas de cementita [31]. De acuerdo a la temperatura de transformación, se puede favorecer la formación de dos morfologías de bainita: la bainita superior la cual se forma generalmente a temperaturas por encima de  $300^\circ\text{C}$  y se caracteriza por listones bainíticos gruesos separados por cementita entre las unidades de ferrita [31], [32]. Cuando la transformación isotérmica se realiza a temperaturas cercanas a  $M_s$ , la difusión de carbono en la ferrita es muy limitada debido a la disminución en la temperatura de transformación.



**Figura 2.** Diagrama TTT de un acero, donde se ilustra el inicio y fin de la transformación bainítica [23].

Por lo tanto, el carbono no puede difundirse totalmente fuera de la ferrita, por lo que se formarán pequeños precipitados de cementita dentro de los listones bainíticos [2]. Sin embargo, es posible inhibir la precipitación de la cementita en la bainítica con contenidos de silicio entre 1.0 y 1.8 % en peso, lo cual generará austenita retenida entre los listones de bainita [7], [29] como puede observarse en la figura 3. La austenita en forma de láminas o placas que se presenta entre las subunidades de ferrita bainítica, es estable térmica y mecánicamente debido a que tiene un contenido de carbono, que favorece que su temperatura  $M_s$  se encuentre muy por debajo de las temperaturas sobre las cuales se realiza el tratamiento isoterma, además, de lograr con este enriquecimiento, la necesidad de aplicar mayores cargas para deformarla [8], [33]; contrario sucede con la austenita en forma de bloques, los cuales quedan atrapados entre las plumas bainíticas, y no reciben todo el carbono necesario para lograr una adecuada estabilidad mecánica [34], lo que puede causar su transformación a martensita, a menores cargas, en comparación con la morfología en láminas. [35]. Por otra parte, la fracción en volumen de la austenita presente en el acero tiene relación directa con el tiempo en el que transcurre la etapa isotérmica, ya que su contenido tiende a disminuir conforme aumenta el tiempo, debido a que se favorece la reacción bainítica [2].



*Figura 3. Diagrama de tiempo-temperatura, prevención de la precipitación de cementita en un sistema en equilibrio Fe-Si-Mn-C [36].*

### 3.3 Carbo-austemperado

En el carbo-austemperado, durante el enfriamiento, se pasa por un proceso de transformación isotérmica, por lo tanto, se obtienen ventajas frente al proceso de cementación. La formación de bainita se produce a una temperatura constante durante varios minutos u horas, por lo que se minimiza la distorsión y no se produce agrietamiento [37]. Mientras que, en la transformación martensítica, la expansión volumétrica incrementa a medida que aumenta el contenido de carbono. Por su parte, la bainita se comporta de manera opuesta con la expansión volumétrica, disminuyendo al aumentar el contenido de carbono [38].

En 2008, Zhang et al [42-43] favorecieron por primera vez la formación de una estructura bainítica de carácter nanométrico en la superficie de un acero carburizado, 0.19C-0.57Si-1.77Mn-1.37Cr-0.42Ni-0.33Mo-1.35Al (% wt.), mediante un tratamiento isotérmico a temperaturas muy cercanas a Ms. Esta estructura dio como resultado, esfuerzos de compresión residual de ~196MPa y durezas de ~620HV en la superficie del acero carburado (0.8% C wt). Estas propiedades, abrieron el panorama de una potencial utilización de aceros carbo-austemperados en la fabricación de engranajes de alto desempeño. En la actualidad, algunas empresas de rodamientos han aplicado con éxito el proceso de carbo-austemperado en la fabricación de rodamientos que se utilizan en condiciones de impacto y lubricación deficiente, como se requiere para aplicaciones de ferrocarriles, laminadoras, grúas y taladros [34].

Bhadeshia y sus colaboradores iniciaron una investigación sobre la bainita a baja temperatura (LTB) modificando la composición del acero, abordando los mecanismos fundamentales detrás de su nanoestructura junto con el estudio de los factores que determinan su comportamiento mecánico y la caracterización detallada de su desarrollo de microestructura [35], [41], [42]. Su estudio atrajo un gran interés debido a la excelente combinación de resistencia, tenacidad y ductilidad. La evolución de las evaluaciones de las propiedades mecánicas de los nuevos aceros bainíticos ha revelado una resistencia a la tracción (UTS) de aproximadamente 2.2GPa, valores de dureza en el rango de 600-670 HV, un notable alargamiento uniforme en el rango de 5-30% así como también una resistencia a la fractura hasta 130 MPa m<sup>1/2</sup>.

La clave para las excelentes propiedades de LTB es una estructura de escala fina que consiste en ferrita bainítica a nanoescala y películas delgadas de austenita retenida. Para obtener estas estructuras, es necesario llevar a cabo la transformación bainítica a bajas temperaturas. En la tabla 1 se muestra una primera generación de LTB con cada adición elemental que tiene un papel específico previsto [35], [37]. El alto contenido de carbono se considera un requisito clave, que suprime la Ms para permitir desarrollar la bainita a baja temperatura. Además, se necesita un alto contenido de Si o Al para suprimir la precipitación de cementita, la cual es una fase de inicio de grietas que debe evitarse en aceros de alta resistencia. La adición de estos dos elementos es la diferencia entre las aleaciones tempranas estudiadas por Bhadeshia y las primeras de Sandvik y Nevalainen.

*Tabla 1. Composición química de los nuevos aceros bainíticos [37].*

C	Si	Mn	Al	Cr	Mo	Co	Bal
0.8	1.6	2.0	-	1.0	0.25	1.5	Fe
0.8	1.5	2.0	1.0	1.0	0.25	1.5	Fe

Estos aceros satisfacen las demandas cada vez mayores de materiales avanzados que requieren de alta resistencia como de alta tenacidad en campos de aplicación como las industrias automotriz y ferroviaria. El material ahora está disponible comercialmente y el proceso de fabricación se estableció hasta un punto donde se han producido con éxito cientos de toneladas [43].

### 3.4 Desgaste en materiales metálicos

Se considera como desgaste cualquier daño superficial y/o subsuperficial que sufre el material en determinadas condiciones de trabajo. Este fenómeno da como resultado la pérdida de masa o volumen del material, la acción sobre la superficie de un cuerpo sólido por contacto y movimiento relativo de un sólido, líquido o gas es llamada acción tribológica [44].

El desgaste producido por la acción de un movimiento deslizante/rodante puede ser definido como el movimiento relativo que se produce entre las superficies de acoplamiento bajo la acción de una carga, donde el daño superficial se da gracias a la fuerza ejercida por el contra cuerpo y las partículas o rugosidad formadas por la acción del tribómetro. La complejidad de dicho sistema muestra una dependencia en su comportamiento con respecto a las propiedades micro-geométricas de la superficie como lo son la rugosidad y la dureza determinadas por el acabado final de la pieza y a las propiedades macro-geométricas producidas en el acoplamiento de las superficies como son el porcentaje de deslizamiento, número de ciclos y carga aplicada [45], [46].

La deformación producida en el área de contacto por la acción mecánica durante el contacto disco-disco, se incrementa a medida que el número de ciclos aumenta. Las deformaciones tienden a acumularse, las dislocaciones se reorganizan y pueden servir como sitios de nucleación de grietas en regiones débiles en el material, donde es posible la generación de grietas que pueden progresar en la sub-superficie [47]. Por otra parte, la generación de grietas en la superficie del material puede ser causado por el efecto de la disipación de la energía, producida por la acción de la fuerza tangencial y normal causado por el desgaste en el material.

En los materiales metálicos, el desgaste se ve afectado por las propiedades físicas del material, las propiedades mecánicas como la dureza, el endurecimiento por deformación, la distribución del movimiento deslizante; por tendencia a la adhesión, resistencia a la fatiga y por la inclinación a formar capas de transferencia que den lugar a la formación de partículas de desgaste. Los materiales con la capacidad de presentar un endurecimiento por deformación o por transformación debido a la acción del efecto TRIP, dan como resultado la reducción del área total de contacto y la disminución de la tendencia del material a la adherencia, llevando a una disminución en la intensidad del desgaste [48][49][50].

### **3.5 Tipos de desgaste**

El desgaste puede ser definido como el proceso mediante el cual material es desprendido de una o de ambas superficies que se encuentran en contacto, ocurriendo cuando estas se encuentran en movimiento relativo una de la otra[51].

En un buen diseño tribológico, la pérdida de material es un proceso muy lento, pero es estable y continuo. Clasificar los tipos de desgaste que se pueden presentar en un material suele ser difícil. La razón de esta dificultad es que la resistencia al desgaste no es una propiedad intrínseca del material, como lo es la dureza, sino que está en función del sistema en el que opera, esto último fue propuesto por Czichos [52] donde el término "sistema" cubre los materiales de los que son manufacturados los componentes, la naturaleza de la interacción y la interacción con el medio circundante. Como un intento de estandarizar el proceso de desgaste, el trabajo elaborado por Czichos ha sido usado

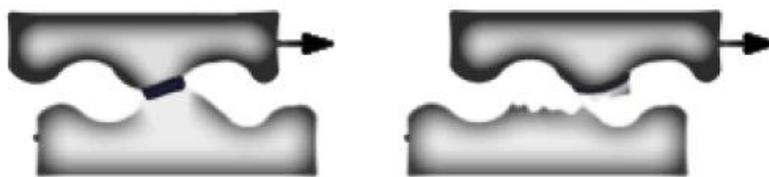
para sentar bases para la especificación alemana DIN 50 320. Esta especificación define cuatro mecanismos básicos de desgaste: adhesión, abrasión, fatiga y acciones triboquímicas y serán los que se detallarán en los ítems siguientes, pues otros mecanismos como picadura, fretting, erosión, cavitación, son abarcados por estos cuatro mecanismos mencionados.

La clasificación del desgaste toma dos aspectos en consideración; el primero es basado en cómo ocurre el desgaste en las piezas o componentes, como pueden ser picaduras, degradación, y estriación entre otras. El segundo aspecto, mayormente utilizado, toma en consideración las bases del mecanismo o acción tribológica. Dentro de los principales mecanismos de desgaste se encuentran: abrasión, adhesión, corrosión y fatiga.[53].

### 3.5.1 Desgaste adhesivo

Este tipo de desgaste se puede dar de muchas maneras, ya que es un resultado de las propiedades de los materiales que están en contacto. Sin embargo, es necesaria la presencia de una adhesión en la interfaz. Una de las principales características de este tipo de desgaste radica en la aparición de micro soldaduras que se forman debido a las fuerzas de adhesión resultantes del contacto deslizante contra cuerpo-superficie ver Figura 4, dicho contacto también es el responsable de crear los agujeros en el material dada la acción del movimiento relativo del sistema, donde gracias a la fuerza tangencial, que en algún punto, es suficiente para superar el enlace adhesivo[54], [55].

Es de notar que la unión de tipo adhesivo se ve beneficiada por la deformación plástica. A medida que continúa el movimiento, las uniones aumentan su tamaño por deformación plástica.



**Figura 4.** Mecanismo de desgaste adhesivo[56].

Cuando dos superficies de contacto experimentan un movimiento relativo, generalmente se produce un desgarre en la unión soldada. Si la resistencia de la unión de adhesión es relativamente baja, como en el caso de superficies metálicas separadas por una película de óxido, la rotura tendrá lugar en la unión y la pérdida de material durante el desgaste

será mínima. Sin embargo, cuando se produce un desgarre dentro del material más blando un fragmento del material arrastrará y se adherirá al cuerpo más duro. Este proceso se conoce como transferencia de material. La aspereza transferida se deforma plásticamente durante la acción continua del deslizamiento, de modo que los materiales transferidos frecuentemente tienen una morfología similar a una placa. La transferencia de materiales múltiples y la deformación plástica del material transferido dan como resultado una morfología de la superficie en capas en la superficie del material[54].

### 3.5.2 Desgaste abrasivo

En el desgaste abrasivo el material es removido o desplazado por partículas duras, de una superficie que es deslizada contra otra.

Existen dos tipos dos formas básicas de abrasión. Abrasión por desgaste de dos cuerpos mostrado en la figura 5 (a) y abrasión por desgaste de tres cuerpos como puede verse en la figura 5 (b). El desgaste por abrasión de dos cuerpos ocurre cuando las protuberancias duras de una superficie son deslizadas contra otra. Un ejemplo de esto es el pulido de una muestra mediante el uso de lijas. De otro lado, el desgaste por abrasión de tres cuerpos se presenta en sistemas donde partículas tienen la libertad de deslizarse o girar entre dos superficies en contacto, el caso de aceites lubricantes contaminados en un sistema de deslizamiento puede ser claro ejemplo de este tipo de abrasión. Los rangos de desgaste en la abrasión de tres cuerpos son generalmente más bajos, que en el sistema abrasión de dos cuerpos.

Como resultado del proceso de abrasión, se produce una gran cantidad de deformación plástica en la superficie y se dan los efectos de:

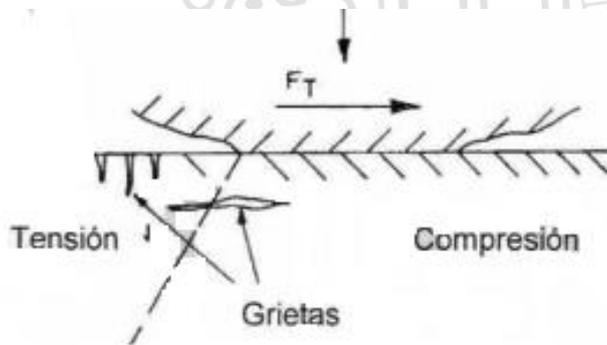
- Arado: el material se desplaza a los lados de la ranura de desgaste, no se retira de la superficie.
- Corte: el material se elimina de la superficie en el volumen.
- Agrietamiento: el material se agrieta en las regiones sub superficiales que rodean la ranura de desgaste. El volumen del material perdido es mayor que el volumen de la pista de desgaste [47].



**Figura 5.** Tipos de abrasión. (a) abrasión de dos cuerpos y (b) abrasión de tres cuerpos[47].

### 3.5.3 Desgaste por fatiga

El desgaste por el mecanismo de fatiga es el resultado de esfuerzos cíclicos entre las asperezas de dos superficies en contacto. El coeficiente de fricción es factor determinante, ya que al estar las superficies lubricadas la adhesión es mínima, pero en sistemas con altos coeficientes de fricción, tendremos zonas de intensa deformación muy cercanas a la superficie, creando grietas superficiales y sub-superficiales, las cuales coalescerán, ver figura 6 [44].



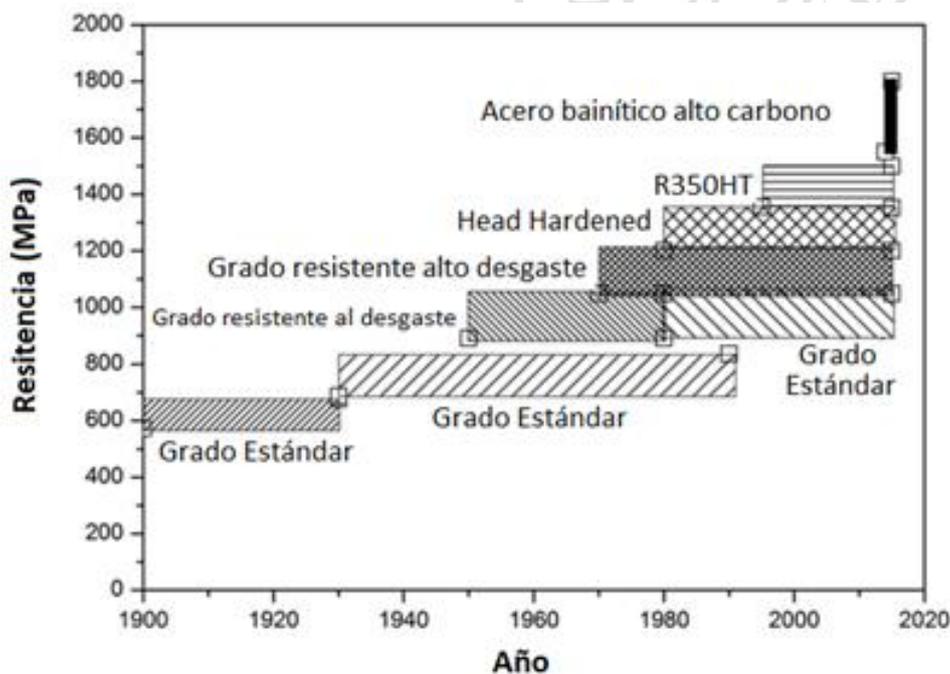
**Figura 6.** Esquema de la formación de grietas superficiales y sub-superficiales[44].

### 3.6 Desgaste en aceros bainíticos

Han habido muchos intentos de incluir aceros tratados isotérmicamente en aplicaciones que demanden una buena resistencia frente al fenómeno de desgaste. Hasta ahora, los aceros bainíticos convencionales se han utilizado con buenos resultados en aplicaciones ferroviarias [57]–[59]. Es en este campo donde se ha realizado la mayor parte de la investigación publicada. En particular, varios estudios realizados por Clayton y colaboradores [58] han sido de gran importancia para comprender el comportamiento de

los aceros bainíticos, con miras a su uso para aplicaciones ferroviarias. Sus estudios evaluaron el efecto de las características microestructurales y químicas, de los aceros perlíticos y bainíticos sobre el comportamiento al desgaste. En conclusión, sugirieron que las adiciones de C, Cr y Mn son importantes para crear aleaciones bainíticas de alta resistencia al desgaste. Además, los resultados obtenidos en los aceros bainíticos, indicaron que, cuando se sometieron al desgaste por deslizamiento, los aceros bainíticos igualaron o superaron a los martensíticos y algunos perlíticos, excepto a los mejores aceros para la fabricación de rieles, de estructura perlítica.

Cuando los aceros perlíticos convencionales llegaron casi a su límite, hubo una necesidad de otros materiales alternativos. En la Figura 7, se presenta la tendencia en el uso de aceros en la industria ferroviaria, a lo largo de los años. Se ha observado que el crecimiento se dirige hacia el logro de una mayor resistencia a la tracción y mayores niveles de dureza. En el desarrollo reciente, se ha encontrado que los aceros bainíticos con alto contenido de carbono sometidos a bajas temperaturas de transformación muestran una excelente resistencia al desgaste [60].



**Figura 7.** Tendencia del uso de aceros a lo largo de los años [60].

Los primeros estudios relevantes sobre aceros CFB y su comportamiento frente a fenómenos de desgaste, se remontan a finales de la década de los ochenta. Shah et al. [61] investigaron la resistencia a la erosión de dos aceros CFB con alto contenido de silicio (2.5 wt. %), donde uno contenía 1 wt. % de Mn y el otro 1 wt. % de Ni. Ambos aceros fueron tratados isotérmicamente a dos tiempos de sostenimiento diferentes. Se encontró que una estructura totalmente CFB resultó en una buena resistencia al desgaste erosivo. De otro lado, tanto la presencia de martensita sin transformar (consecuencia de la transformación incompleta) como de carburos (tiempos de austemperado muy largos)

dieron como resultado una reducción en los niveles de resistencia, frente al desgaste erosivo. En este estudio, se observó un considerable endurecimiento por deformación de la estructura CFB y se consideró como la principal causa de la mejora en la resistencia al desgaste.

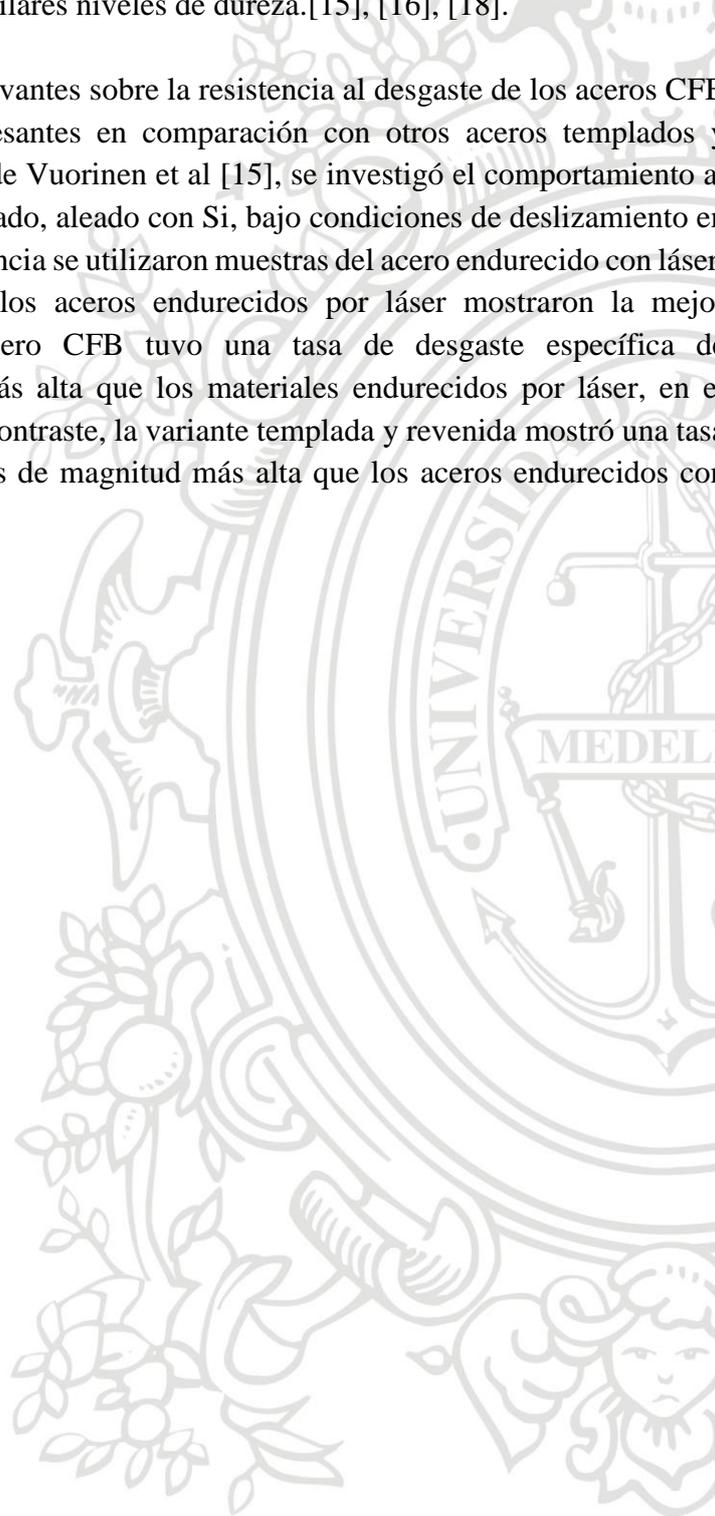
Posteriormente varios estudios informaron que el acero bainítico nanoestructurada supera al acero 100Cr6 templado y revenido en términos de resistencia a la fractura y ductilidad [21], [54]–[56], [62]. Zhao y sus colaboradores [55], mostraron que una mayor optimización de las condiciones de tratamiento térmico y un diseño de aleación cuidadoso de la bainita nanoestructurada puede conducir a una mejora en la resistencia al impacto de hasta un 112% en comparación con los aceros convencionales con alto contenido de carbono, templado y alto contenido de cromo. Además, el acero austemperado es menos propenso a agrietarse y generar tensiones residuales indeseables en la superficie [54], [55], [62]. A pesar de los numerosos méritos del acero bainítico nanoestructurado, la dureza de este acero no puede satisfacer completamente la demanda de aplicaciones de elementos rodantes. En general, la vida útil del rodamiento aumenta al aumentar la dureza de los materiales. El requisito mínimo de dureza para la mayoría de estas aplicaciones es 58 HRC. A pesar de que se han realizado algunos intentos que han mejorado la dureza de los aceros bainíticos nanoestructurados, es necesario realizar más investigaciones al respecto [62], [63].

Además, en aplicaciones de rodamientos de elementos rodantes, el desgaste abrasivo y la fatiga por contacto rodante son fenómenos competitivos. El desgaste por rodadura/deslizamiento es uno de los principales mecanismos de desgaste tanto en los rodamientos como en los engranajes, por lo tanto, es esencial estudiar este fenómeno sistemáticamente del acero bainítico nanoestructurado. Sin embargo, la mayoría de las investigaciones hasta ahora se han limitado al rendimiento de desgaste de rodadura/deslizamiento del acero bainítico en el contexto de los aceros de riel y en estos estudios, se han comparado diferentes microestructuras bainíticas con los aceros de riel perlíticos tradicionales [64]–[67]. Por lo tanto, se ha prestado menos atención al estudio del comportamiento de desgaste de rodadura/deslizamiento de la bainita nanoestructurada con respecto a los aceros templados y revenidos.

La austenita retenida juega un papel crucial en la determinación de las propiedades de resistencia al desgaste de los aceros bainíticos libres de carburos. Varias publicaciones [11], [15]–[18], [68], [69], señalaron que la austenita retenida puede mejorar la resistencia al desgaste a través de su naturaleza dúctil y el efecto de plasticidad inducida por transformación (TRIP). Este último puede aumentar la capacidad de endurecimiento del material y, por lo tanto, mejora la resistencia al desgaste. Además, la transformación de austenita retenida en martensita se acompaña de una expansión de volumen y, en consecuencia, esto puede inducir tensiones de compresión internas. Finalmente, estos esfuerzos de compresión pueden retrasar el inicio y la propagación de grietas. A pesar de una serie de investigaciones que se llevan a cabo, el efecto de la

austenita retenida en el desgaste aún no se comprende por completo. Esto se debe al hecho de que la fase de ferrita bainítica también se altera al cambiar el contenido de austenita retenida. Además, la dureza del material también puede influir significativamente en las propiedades de desgaste. Sin embargo, hasta ahora, pocos estudios se han llevado a cabo para comparar el comportamiento de desgaste de diferentes microestructuras bainíticas libres de carburo que tienen similares niveles de dureza.[15], [16], [18].

Las últimas investigaciones relevantes sobre la resistencia al desgaste de los aceros CFB han mostrado resultados interesantes en comparación con otros aceros templados y revenidos. En una publicación de Vuorinen et al [15], se investigó el comportamiento al desgaste de un acero austemperado, aleado con Si, bajo condiciones de deslizamiento en seco. Como materiales de referencia se utilizaron muestras del acero endurecido con láser. Tras los respectivos análisis, los aceros endurecidos por láser mostraron la mejor resistencia al desgaste, el acero CFB tuvo una tasa de desgaste específica de aproximadamente 2-3 veces más alta que los materiales endurecidos por láser, en el mismo orden de magnitud. En contraste, la variante templada y revenida mostró una tasa de desgaste mayor, dos órdenes de magnitud más alta que los aceros endurecidos con láser.



## 4 METODOLOGÍA.

### 4.1 Material de partida

El acero utilizado en el presente trabajo fue fundido en cilindros de  $\Phi$  60mm x 200mm. Para esto fue utilizado un horno de inducción de 50KW, ubicado en el Laboratorio de Fundición de la Universidad de Antioquia, Medellín - Colombia. Después de la fusión, el acero fue desoxidado con 0,1% de aluminio y colado a 1620°C. La composición química de la aleación se determinó mediante espectrometría de emisión óptica (EEO) en un espectrómetro Bruker Q8 Magellan. En la tabla 2 se presenta la composición química obtenida. Para minimizar la segregación química del proceso de solidificación y eliminar la microestructura as-cast, el acero fue homogeneizado a 1150°C durante 48h en atmósfera de vacío.

*Tabla 2. Composición Química del acero de partida (wt %).*

Elemento	Carbono	Silicio	Manganeso	Cromo
wt%	0,3	1,87	0,54	0,92

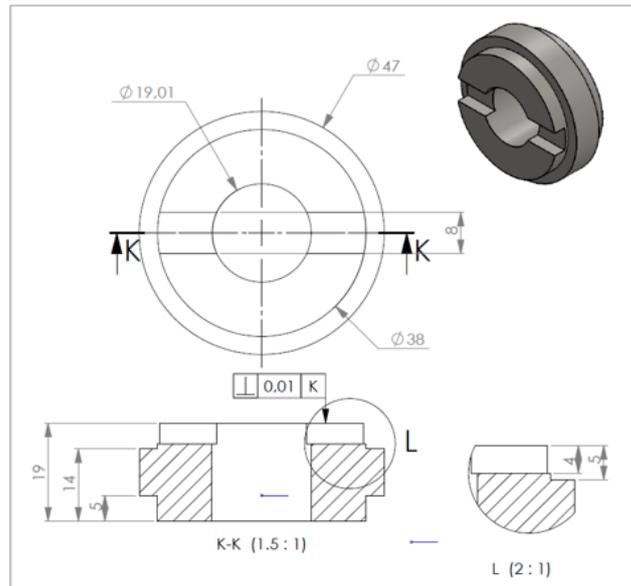
#### 4.1.1 Determinación de los parámetros para el tratamiento de carbono-austemperado.

Las temperaturas de transformación isotérmica fueron seleccionadas de acuerdo con trabajos reportados en la literatura [9], [39]–[41]. Además, se utilizaron muestras cilíndricas ( $\Phi$ 4 X 10 mm) para evaluar cuantitativamente la cinética de transformación bainítica por medio de dilatometría de alta resolución, para lo que se utilizó un dilatómetro Bahr 805A. Mediante la combinación de análisis dilatométrico y estudio metalográfico se ha permitido determinar las temperaturas críticas de procesamiento (Ac1, Ac3 y Ms), el rango de temperatura y la cinética de la transformación bainítica de las aleaciones objeto de estudio. Para ello, muestras cilíndricas de 4mm de diámetro y 10mm de longitud de las aleaciones fueron austenizadas, templadas y/o transformadas isotérmicamente a diferentes temperaturas en un dilatómetro de alta resolución, Bahr 805A. Para determinar Ac1 y Ac3 se utilizó lo descrito por Caballero et. al.[28], [33], [41] y para Ms lo reportado por Sourmail et. al.[26].

#### 4.1.2 Mecanizado y rugosidad

Algunos aceros con contenido de carbono similar al material de estudio, se utilizan en la industria para la fabricación de diferente tipo de piezas (e.g. piñonería, cigüeñales, ejes de potencia, rodamientos) las cuales presentan rugosidades, después del acabado y tratamientos superficiales de esmerilado, rectificado y lapeado, entre 0.10-1.6 $\mu$ m [70].

Teniendo en cuenta lo expuesto anteriormente, las superficies de las probetas fueron dejadas con la rugosidad que genera el mecanizado que fue de  $1.6\mu\text{m}$ ; en la figura 8 se observa el plano de las probetas con las cuales se hizo el ensayo de desgaste disco-disco. Cabe resaltar que luego de terminar los ensayos tribológicos, se realizó una nueva medida de rugosidad, con el objetivo de evaluar la influencia del test sobre la calidad superficial del material objeto de estudio, y así poderlo correlacionar con los mecanismos de desgaste actuantes a nivel superficial.



**Figura 8.** Dimensiones de las probetas para someterlas a ensayos en la máquina disco-disco. Medidas en milímetros.

#### 4.1.3 Tratamientos térmicos

Las probetas mecanizadas (ver figura 8) se carburaron en un horno de carburación con control en el flujo de gas, mediante cementación gaseosa. Se utilizó como carburador gas endotérmico enriquecido con gas propano, a una temperatura de  $920^{\circ}\text{C}$  y un tiempo de carburación de 4 h. El potencial de carbono ( $C_p$ ) fue de 1% durante la primera hora, y de 0.8% durante las 3 horas restantes. A continuación, las muestras se enfriaron en el interior del horno hasta temperatura ambiente. La distribución del contenido de carbono desde la superficie hasta el núcleo se analizó utilizando EEO. Una vez se terminó el ciclo de carburación se obtuvo una superficie con 0.76 C wt. % y una profundidad de capa carburada de 1.5mm, la cual es igual para todas las probetas. Posteriormente, las muestras carburadas se austenizaron a  $900^{\circ}\text{C}$  durante 15 minutos, luego se procedió con el tratamiento isotérmico, el cual se hizo en un baño de sales compuestos de 50% nitrito de sodio y 50% nitrato de potasio. En la tabla 3 se reportan las condiciones de tratamiento isotérmico.

**Tabla 3. Temperatura y tiempo del austemperado.**

<b>Material</b>	<b>Temperatura (°C)</b>	<b>Tiempo (Horas)</b>
<b>CFB<sub>250</sub></b>	250	8
<b>CFB<sub>300</sub></b>	300	4

## **4.2 Caracterización microestructural.**

### **4.2.1 Morfología**

Para el análisis microestructural, las probetas se prepararon con lijas de tamaño de grano número ASTM 120, 240, 320, 400, 600, 1000, seguido del pulido en paño con partículas de alúmina de 1µm y 0.3µm, de acuerdo a la norma de preparación de muestras ASTM E3-11 [75]. Posteriormente, se les realizó ultrasonido con alcohol durante 15 minutos, con la intención de eliminar los residuos generados por el proceso de pulido. El ataque químico se llevó a cabo usando reactivo Nital al 2%. Mediante el uso de microscopía óptica (MO), se observó la microestructura obtenida en el material antes y después de los tratamientos térmicos. Debido a todas las condiciones evaluadas dieron lugar a una morfología muy fina, se realizó además, una caracterización microestructural mediante microscopía electrónica de barrido (MEB).

### **4.2.2 Determinación de la cantidad de austenita retenida y contenido de carbono**

El análisis de la cantidad de austenita retenida y el contenido de carbono presente en el material, se llevó a cabo mediante la técnica de difracción de rayos X (DRX). Para la selección de los parámetros del ensayo de DRX, se verificaron datos registrados en la literatura [71], decidiendo utilizar un ángulo 2θ, entre 30° y 100°, con un paso estándar de entre 0.02° y 0.05°; la fuente empleada fue de cobalto (Kα1 de 1.789). Para determinar el espesor de placa bainítica y austenítica, en cada condición de tratamiento isotérmico, se hizo uso de lo reportado en [72]. La posición y ancho de los picos de difracción se determinaron mediante el software X'PERT HIGH SCORE PLUS [73] y el respectivo tratamiento de datos se realizó de acuerdo a la norma ASTM E975-13[74]. Las medidas de difracción de rayos X se realizaron con un Difractómetro Rigaku Miniflex. El contenido de carbono en la austenita se calculó de acuerdo a la ecuación de DYSON Y HOLMES (1) [33]

$$\text{Ecuación 1. } a_{\gamma} = 0,35780 + 0,0033C + 0,000095Mn + 0,00002Ni + 0,00006Cr + 0,00056Al + 0,0003Mo + 0,00018V$$

### 4.3 Determinación de las propiedades mecánicas del material

#### 4.3.1 Ensayo de dureza

Las mediciones de dureza Vickers se realizaron con una máquina HARTEPRUFER - SWISS MAX 300. Se evaluaron varias secciones transversales de muestras para cada condición. Se realizaron al menos cinco medidas en cada lugar y se tomaron los valores medios utilizando una carga de 10kg. También, la distribución de la dureza a lo largo de la profundidad de la superficie carburada fue medida usando un microdurómetro Vickers SHIMADZU HMV-G 20DT bajo una carga aplicada de 300g durante 10 s, siguiendo los parámetros establecidos por la norma ASTM E92-82 [75].

#### 4.3.2 Ensayo de tracción

Se fabricaron probetas cilíndricas con los diferentes tratamientos isotérmicos expuestos en este trabajo, esto con la finalidad de determinar a partir del ensayo de tracción, el módulo de cedencia del material, el esfuerzo y la elongación, esto bajo la norma ASTM E8-A [76] y también se comparó con datos reportados en la literatura y en artículos recientes sobre aceros carboaustemperados, cuyos valores son necesarios para establecer las variables del ensayo tribológico disco-disco.

### 4.4 Ensayo Tribológico Disco-Disco

#### 4.4.1 Parámetros necesarios para ensayo de desgaste

Los ensayos tribológicos fueron llevados a cabo mediante el tribómetro disco-disco, instalado en el Laboratorio de Tribología y Superficies de la Universidad Nacional - Sede Medellín. El aspecto del tribómetro se puede observar en la figura 9 y los detalles se encuentran documentados en la referencia [77]. Con el fin de generar un análisis comparativo en el desempeño tribológico de las probetas carbo-austemperadas, se prepararon probetas, que involucraran en su ruta de procesamiento, austenización total y tratamientos convencionales de temple y revenido (Q&T)



*Figura 9. Tribómetro disco-disco y soporte donde se ubican las probetas.*

Los parámetros de trabajo se determinaron de acuerdo a los requisitos generales establecidos por el equipo y de acuerdo a la evaluación de cada una de las condiciones de los tratamientos térmicos. Se establecieron todas las condiciones del tribómetro, sin tener en cuenta el efecto de la rugosidad; los ciclos se hicieron en seco y con lubricación, con la intención de generar una presurización en las grietas pre-existentes.

A partir de datos obtenidos en la literatura se eligieron los parámetros para llevar a cabo el ensayo disco-disco: número de ciclos, porcentaje de deslizamiento, velocidad y presión de contacto, los cuales se dejaron fijos para los dos tipos de tratamientos isotérmicos que se comparan. Los ensayos se ejecutaron bajo condiciones de rodadura y deslizamiento, con el fin de determinar los mecanismos de desgaste del acero carbo-austemperado. La máquina disco sobre disco, está dotada de un transductor de torque cuya función es medir las variaciones en el par que ejerce el motor causado por el contacto entre las probetas y el porcentaje de deslizamiento entre ellas, el hecho de medir estas variaciones será útil para calcular con mayor precisión los coeficientes de fricción entre las probetas durante los ensayos.

#### **4.4.2 Porcentaje de deslizamiento**

Los ensayos fueron hechos en condiciones de rodadura pura y rodadura-deslizamiento buscando evaluar la resistencia al desgaste por fatiga en estas condiciones. El porcentaje de deslizamiento que se escogió fue al 2%, a partir de datos obtenidos en la literatura y ensayos se determinó este valor como el adecuado para este tipo de material [27], [59]; lo anterior con la intención de que contra cuerpo gire a mayor velocidad que la muestra, con el propósito de promover el porcentaje de deslizamiento en el contacto rodante como frecuentemente pasa en este tipo de aplicaciones.

#### **4.4.3 Velocidad del ensayo.**

La velocidad a la cual se hicieron los ensayos fue a 400 RPM para el contra cuerpo y 392 RPM para la muestra, con esta diferencia de velocidades se cumple con el 2 % de deslizamiento, para así generar el desgaste en la muestra. Se toma como velocidad base 400 RPM porque esta velocidad es constante en el tiempo, no hay fluctuaciones de la velocidad en el tiempo, por configuración del tribómetro disco-disco y de acuerdo con las recomendaciones de los ingenieros encargados del laboratorio.

#### **4.4.4 Numero de ciclos.**

Se probaron diferentes ciclajes para encontrar el umbral de pre fatiga de las probetas bainíticas; en este umbral hay grietas preexistentes, lo cual condujo a muchos ensayos

posteriores tanto en seco como lubricado, hasta encontrar el ciclaje adecuado para el ensayo. Se realizaron los primeros 40000 ciclos en seco, alrededor de los 8000 ciclos se genera un acomodamiento entre el contra cuerpo/ muestra y en todo este ciclaje se genera una pre-fatiga (umbral) para garantizar que las grietas crecen adecuadamente y esto es generado por el deslizamiento entre el contra cuerpo y la muestra. Cuando se llega a 40000 ciclos se procede a adicionar 20 gotas de agua, para generar presurización en las grietas pre-formadas y darles un mayor avance de propagación de estas grietas y el resto del ciclaje se realizó de nuevo en seco [78].

#### **4.4.5 Contra cuerpo**

Considerando que una de las aplicaciones industriales más atractivas para el uso de este tipo de acero se presenta en piñones y piezas expuestas a condiciones de rodadura/deslizamiento, y éstas tienden a sufrir desgaste al estar en contacto con otras partes con características superficiales de elevada dureza, se decidió emplear como contra cuerpo un acero martensítico de mayor dureza, fabricado en las instalaciones del laboratorio de fundición, a partir de un tratamiento térmico de temple y revenido, esto con la intención de simular las condiciones a las que va estar sometido el acero bainítico cuando sea implementado en la industria.

#### **4.4.6 Carga aplicada**

Debido al propósito de evaluar los diferentes mecanismos de desgaste en estos aceros, se trabajó con una carga de 1.1 GPa, cercano al límite de cedencia del acero de estudio, esto genera mayor daño en las pistas de desgaste y de esta manera se observaron los diferentes mecanismos, también a partir de datos reportados por la literatura para este tipo de aceros.

#### **4.4.7 Determinación de la tasa de desgaste**

Para cada una de las probetas antes y después de la prueba de desgaste, las muestras se limpiaron a fondo en alcohol industrial usando un baño ultrasónico. La pérdida de peso de las muestras se midió usando una balanza digital con una precisión de 0.01 mg. La tasa de desgaste es la pérdida total del peso de ambos anillos [79].

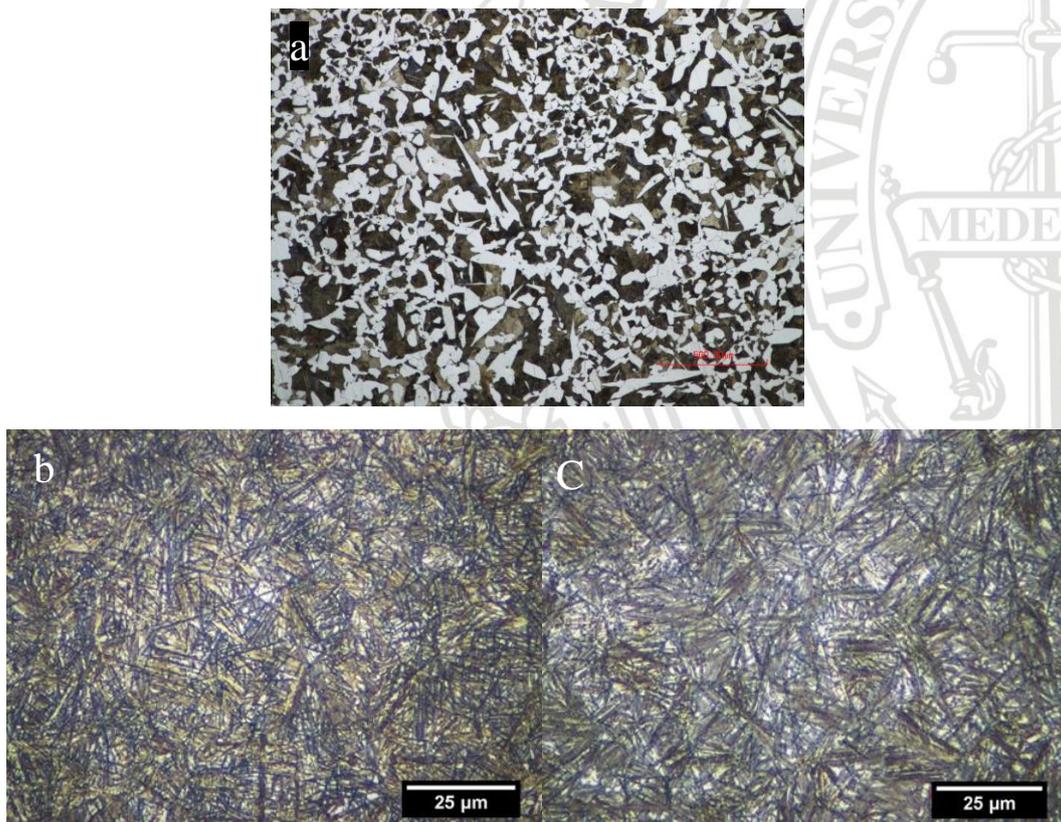
#### **4.4.8 Caracterización de las huellas de desgaste y su microestructura**

Después de realizados los ensayos tribológicos, se realizaron mediciones de dureza Vickers (HV) de acuerdo a la norma ASTM E92-82[75] y análisis de perfilometría, con el fin de determinar cómo cambia la rugosidad de las pistas de desgaste después del ensayo disco-disco. Todas las huellas y/o pistas de desgaste producidas fueron analizadas mediante MO y MEB con el fin de identificar los mecanismos de desgaste y la microestructura del material objeto de estudio.

## 5 RESULTADOS Y ANÁLISIS

### 5.1 Caracterización microestructural

En la figura 10 a se observa la microestructura del acero homogenizado, la cual es ferrítica-perlítica, típica de un acero con 0.3 % de Carbono. De acuerdo con la metodología experimental, este se sometió a dos tratamientos de carbo-austemperado a 250°C y 350°C con un tiempo de sostenimiento de 8h y 4 h, las microestructuras obtenidas por microscopía óptica se muestran en la Figura 10b y 10c, respectivamente. Puede observarse que el tratamiento de carbo-austemperado ha producido en la microestructura de listones de bainita (zonas de coloración café) rodeados de austenita retenida (regiones blancas). También se pudo observar que a la temperatura de 250°C en el austemperado se genera una bainita más fina pero con menos porcentaje de austenita retenida alrededor, mientras que en la muestra austemperado a 300°C se observa bainita gruesa y también se formó austenita retenida. De otro lado, cuando la temperatura de transformación se incrementó de 250°C a 300°C, la tendencia general es que tanto la fracción como el espesor de placa austenítica, se incrementó ver tabla 4.



**Figura 10.** Microestructura de las muestras. a) Homogenizadas, carbo-austemperadas, b) 250 °C por 8h y C) 300°C por 4h. Ataque con Nital

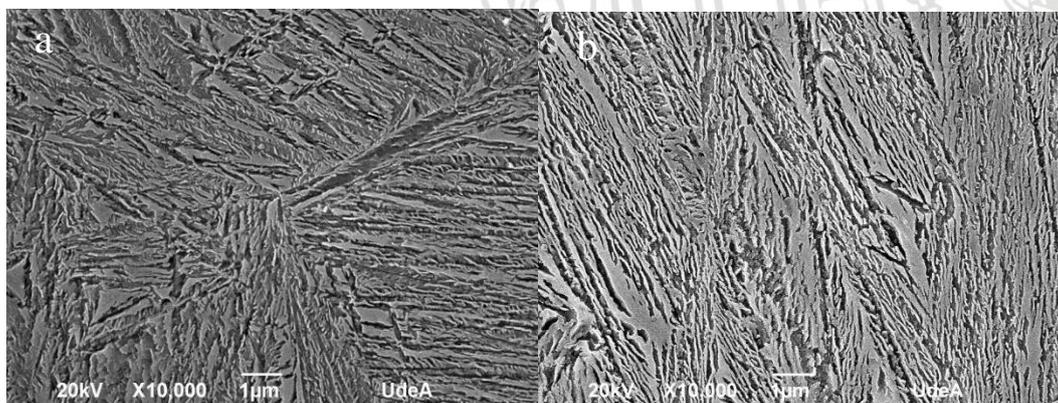
Po otra parte, a las temperaturas de transformación isotérmicas utilizadas para la formación microestructural del acero, se presentó la morfología en forma de agujas, característica de los aceros bainíticos. En la figura 11 se muestran las micrografías

obtenidas por MEB, en ellas puede observarse que las subunidades de bainita son menores en el tratamiento isotérmico de 250 °C-8h, las cuales aportan mayor resistencia mecánica y una mayor dureza. El espesor promedio de las placas de bainíticas y austenita retenida se muestra en Tabla 4, donde a medida que aumenta la temperatura isotérmica, se aumenta el espesor de placa de la bainita en la microestructura y también el espesor de placa de austenita.

**Tabla 4.** Espesores de placa de la bainita y de la austenita retenida.

Acero Espesor de placa (nm)	Carboautemperado 250/ 8h	Carboautemperado 300/4h
Bainita	54	102
Austenita retenida	45	65

En la probeta de 250/8h (figura 11a) se observa listones bainíticos rodeados de una película extremadamente fina de austenita retenida, donde es notable el volumen de austenita retenida el cual es apreciable en el análisis morfológico por microscopía óptica y la tabla 4 confirma lo dicho anteriormente. La muestra tratada a una temperatura de transformación de 300°C/4h (figura 11b) muestra una combinación de bainita y austenita retenida en forma bloques la cual se ubica espacialmente entre varias agujas bainíticas; como es de esperarse este acero al estar tan cerca de la nariz bainítica, generará mayor contenido de austenita retenida la cual puede disminuir las propiedades mecánicas del material y la dureza, y también le genera carácter dúctil al material [6], [80].



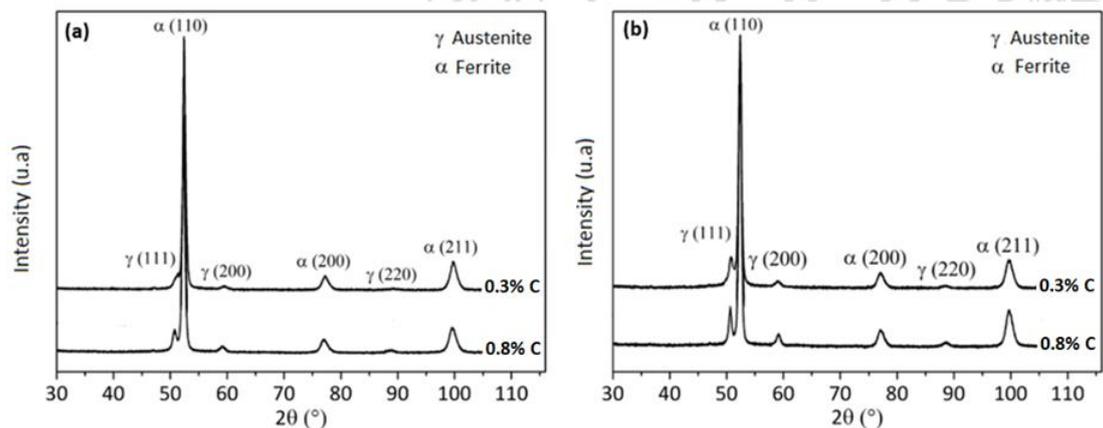
**Figura 11.** Micrografías obtenidas por MEB en las condiciones de tratamientos térmicos de austemperado para las muestras: (a) 250°C/8h y (b) 300°C/4h.

Según lo reportado en varios artículos, la tendencia que se observa es que a medida que hay un aumento en la temperatura isotérmica, el ancho de la bainita aumenta; mientras que el número de subunidades de bainita inferior tiende a disminuir por el aumento de la temperatura, esta tendencia es similar con la reportada en varias investigaciones para las transformaciones bainíticas [8], [33], [35], [41]. En consecuencia, es normal que las

placas sean más gruesas a medida que aumenta la temperatura, cuando la austenita presenta una menor resistencia. Por otra parte, es importante considerar otro efecto que está relacionado con el refinamiento de la bainita: a temperaturas bajas, la transformación produce un aumento de los sitios de nucleación de la bainita, lo que tiende a determinar el tamaño de las placas, debido a un refinamiento de la microestructura [8][81].

## 5.2 Determinación de la austenita retenida y porcentaje de carbono mediante DRX.

Las muestras carboautemperadas a 250°C y 300°C fueron también analizadas por DRX, con el propósito de determinar la cantidad de austenita retenida y su porcentaje de carbono. Los difractogramas se muestran en la figura 12a para el tratamiento de 250°C/8 h y en la figura 12b para el tratamiento de 300°C/4h. En la figura 12 se muestran los difractogramas correspondientes al núcleo con 0.3% C y a la capa con 0.8% C, los picos muestran la presencia de las difracciones  $\gamma$  [111],  $\gamma$  [200] y  $\gamma$  [220] para la austenita y las difracciones  $\alpha$  [110],  $\alpha$  [200] y  $\alpha$  [211] para la ferrita.



**Figura 12.** Difractogramas obtenidos en el centro del material y en la superficie para los dos tratamientos isotérmicos (a) 250°C/8h y (b) 300°C/4h.

A partir de los difractogramas que se muestran en la figura 12, se calculó la austenita retenida y su contenido de carbono tanto para el centro de las piezas y en la superficie, como se describió en la metodología en el ítem.5.2.2; estos resultados se muestran en la tabla 5.

**Tabla 5.** Fracción en volumen de la fase austenita ( $\gamma$ ) y contenido de carbono ( $C_\gamma$ ) en la austenita.

DRX	Parámetros	250/8h	300/4h
Centro	$C_\gamma$ (%p/p)	0.84	0.99
	$\gamma$ (%v/v)	4±3	7±3
Superficie	$C_\gamma$ (%p/p)	1.32	1.49
	$\gamma$ (%v/v)	15±3	20±3

En la tabla 5 se observa que la fracción volumétrica de austenita es menor en el centro de la muestra que para la superficie en ambos tratamientos térmicos, generando diferentes porcentajes de carbono en la superficie respecto al centro; se observa también que la concentración de carbono reportada es un promedio ya que en el acero coexisten diferentes morfologías.

Se ha reportado que la concentración de carbono en la austenita genera muy buena estabilidad, este enriquecimiento en carbono se produce durante la transformación bainítica dado que los altos contenidos de silicio generan que el exceso de carbono vaya favoreciendo la migración de la bainita hacia la austenita retenida [34]. Considerando que la formación bainítica se realiza en condiciones de paraequilibrio, es decir, sin una redistribución de átomos sustitucionales, el mecanismo de la transformación se rige, entonces, por la difusión del carbono. La bainita crece sobresaturada en carbono y por consiguiente empieza expulsarlo hacia la austenita que está a su alrededor, todo esto procede cuando se generan tiempos prolongados de sostenimiento, lo que causa que estas concentraciones de carbono permiten su estabilidad a temperatura ambiente.

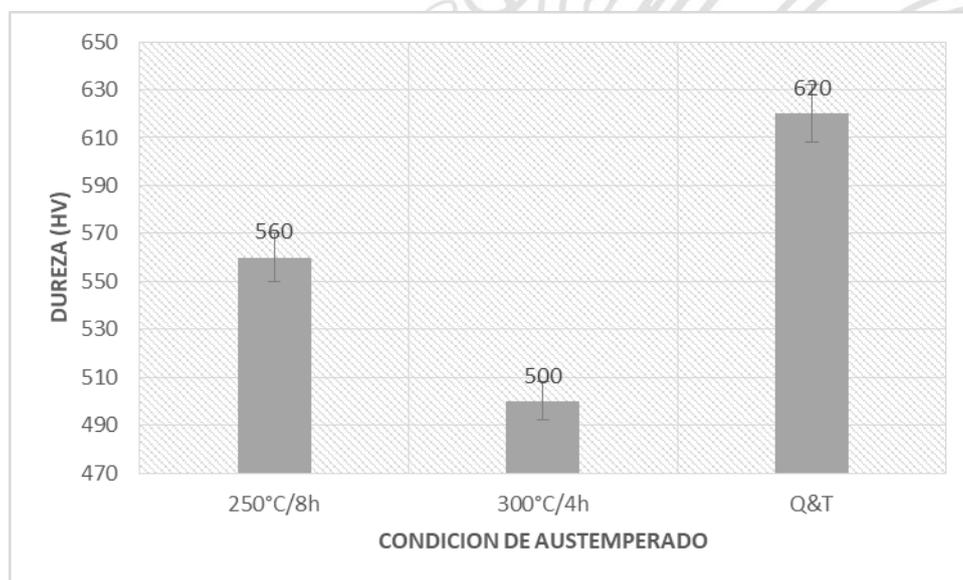
También conviene resaltar la concentración de carbono en la superficie reportada en la tabla 5, ya que este porcentaje es la combinación de austenita en forma de bloques y en forma de láminas, las cuales provienen de las plumas bainíticas. Cuando se genera una morfología en bloque o cuando se genera una morfología en lámina, el carbono es proveniente de las subunidades de una misma pluma de bainita, lo que genera que la austenita con morfología de plumas tenga una mayor estabilidad mecánica ya que el carbono es un fuerte estabilizador de la austenita [82] ver figura 11. El contenido de carbono tiende a aumentar conforme aumenta la temperatura de transformación, esto debido a la abundancia de austenita en bloque, donde el carbono se tiene que distribuir por un mayor volumen, toda esta segregación de carbono se da por el tiempo de sostenimiento y esto genera una decaída en las propiedades mecánicas. Las muestras sometidas a temperaturas más bajas de transformación, presentan una mayor fracción volumétrica de austenita de aspecto laminar, las cuales poseen una mayor resistencia en comparación con las de alta temperatura, esto le da un mejor comportamiento frente a esfuerzos mecánicos y esfuerzos de desgaste, debido a la capacidad de soportar los esfuerzos debido a esta morfología.

En cuanto al resultado obtenido a partir del DRX, éste indicó que los aceros 250°C/8h y 300°C/4h presentaron una cantidad en volumen de austenita retenida 15% y 20% respectivamente. Es notable que a medida que aumenta la temperatura de transformación aumenta el contenido de austenita retenida, los resultados obtenidos de la fracción volumétrica de la austenita (ver tabla 5) es la adecuada para la reacción bainítica y por lo encontrado en la literatura, respecto al porcentaje de carbono los resultados son contradictorio a lo reportado en la literatura [83]. Los resultados obtenidos en este trabajo podrían explicarse por el tiempo prolongado del tratamiento térmico de 250/8h, el cual

puede generar segregación de carbono desde la austenita a la bainita o por la morfología de la austenita.

### 5.3 Dureza

Los resultados de las mediciones de dureza en la superficie de las muestras carboaustemperadas se presentan en la figura 13. Como puede verse, se alcanzaron valores de dureza diferentes, para la condición de 250°C/8h es de 560HV ±10 y para la condición de 300°C/4h es de 500HV±8. Estos resultados confirman que los aceros bainíticos nanoestructurados pueden cumplir con los requisitos mínimos de dureza para aplicaciones de rodamientos de elementos rodantes a través del diseño adecuado de la aleación y la optimización de las condiciones de tratamiento térmico[79].



**Figura 13.** Dureza de la superficie de los aceros en las dos condiciones de carboaustemperado.

Esta diferencia de valores radica en dos factores principalmente: en la fase que se encuentra en mayor proporción que es la bainita y en la medida del espesor de placa. Así a menores espesores de placa se genera mayor densidad de dislocaciones lo cual genera un aumento en la dureza. Por otra parte, la austenita retenida también tiene influencia en la dureza y se puede ver afectada por la morfología de la austenita, generalmente tiene mayor dureza la morfología en lámina que la morfología en bloque [17].

En resumen, de la figura 13 se encuentra que la condición de mayor dureza es la de 250°C/8h, debido a la mayor fracción volumétrica de la fase bainítica y al espesor de placa de esta condición, la cual ocupa mayor área y esto genera un mayor número de dislocaciones. Mientras que para el tratamiento de 300°C/4h se generó mayor fracción volumétrica de la fase austenítica la cual al ser una fase más dúctil respecto a la bainita

genera una disminución en la dureza de este tratamiento. La dureza es una propiedad importante en los ensayos de desgaste ya que determinan que tan fácil se puede deformar o desgastar la pieza.

#### 5.4 Ensayos de tracción

Los resultados de las propiedades mecánicas se presentan en la Tabla 6. Los resultados mostraron que la resistencia última a la tracción (UTS), el límite de cedencia (YS) y el % de elongación fueron mayores para los aceros con estructura CFB en comparación con la respuesta mecánica de la condición Q&T, solo la dureza fue mayor para el Q&T. Con respecto al efecto de la temperatura de tratamiento térmico isotérmico, una temperatura más baja proporciona UTS, YS y dureza más alta y alargamiento total, todos estos resultados están enmarcados en varios aspectos que son el espesor de placa y el contenido de austenita de cada tratamiento isotérmico. El límite de cedencia hace referencia principalmente a la bainita y al espesor de placa, los cuales van a generar mayor número de dislocaciones para la muestra de 250°C/8h, que impide el movimiento de planos cristalográficos, mientras que el tratamiento de 300°C/4h tiene un espesor de placa mucho mayor y un número menor de dislocaciones haciendo que los planos cristalográficos se muevan y generen puntos concentradores de esfuerzos por donde se puede generar la falla del material.

*Tabla 6. Propiedades mecánicas de los diferentes aceros.*

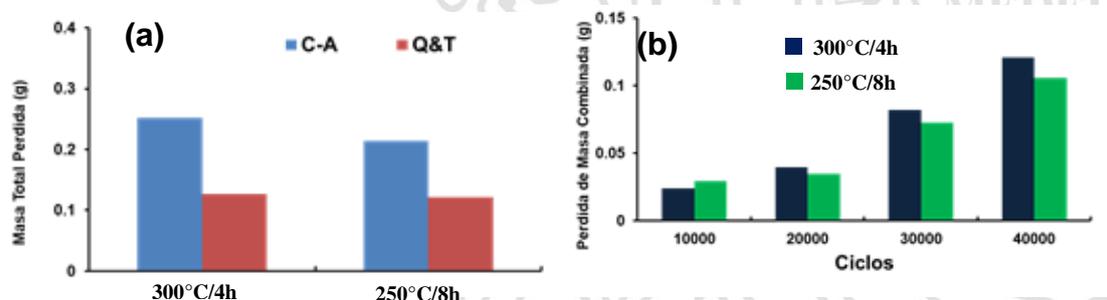
Material	Límite de cedencia (MPa)	Resistencia última a la tracción (MPa)	Elongación (%)
250°C/8h	1289±5	1390±26	9.0±0.2
300°C/4h	1152±11	1179±25	10±0.2
Q&T	896±13	911±15	6.0±0.5

Al observar los valores de límite de cedencia y la resistencia última a la tracción se observa que los valores son muy próximos, lo que indica que estos materiales tienen muy poca zona plástica, significando que son materiales que tienen un comportamiento poco dúctil. Se analizan los dos tratamientos isotérmicos y se observa que el material con mayor contenido de austenita es el que tiene mayor % de elongación esto debido a que es una fase de carácter dúctil; los valores que se encontraron a partir del ensayo de tracción son muy similares a los reportados en la literatura, resaltando que son valores reportados para aplicaciones de la industria ferroviaria y la industria automotriz[59].

## 5.5 Resultados ensayos de desgaste

### 5.5.1 Pérdida de masa

La Figura 14a presenta la evolución de la resistencia al desgaste en función de los ciclos de desgaste para las muestras CFB y Q&T carburizadas. Puede observarse que la pérdida de peso de las muestras investigadas aumenta linealmente con los ciclos de desgaste, como se muestra en la Figura 14b, y que la pérdida de peso para la condición de 300°C, la cual presenta la menor dureza (500HV10), es ligeramente menor que la del acero carburizado-Q&T, el cual presenta la mayor dureza (620HV10), lo que sugiere que la resistencia al desgaste del acero carbo-austemperado es superior al del acero carburizado Q&T, y que la microestructura con una dureza más alta no significa que tenga una resistencia al desgaste más alta, pues a rugosidad tiene mayor importancia en la resistencia al desgaste como se han encontrado en otros artículos[6], [59], [78]. Por otro lado, si se añade el MF (modificador de fricción), la tasa de desgaste es casi dos veces mayor que en las primeras etapas para ambas muestras. El mecanismo responsable de las mayores tasas de desgaste es la delaminación de las grietas con mayor área expuesta, y que favorecen el desprendimiento de material [35]. Por otro lado, la tasa de desgaste de las muestras carbo-austemperadas a 250°C y 300°C es de 8.8µg/ciclo y 12.9µg/ciclo respectivamente, lo que indica que la tasa de desgaste se aumenta con el aumento de temperatura del tratamiento isotérmico. Este fenómeno se atribuye a la disminución de la dureza causada por un mayor y grosor de las placas de la microestructura.



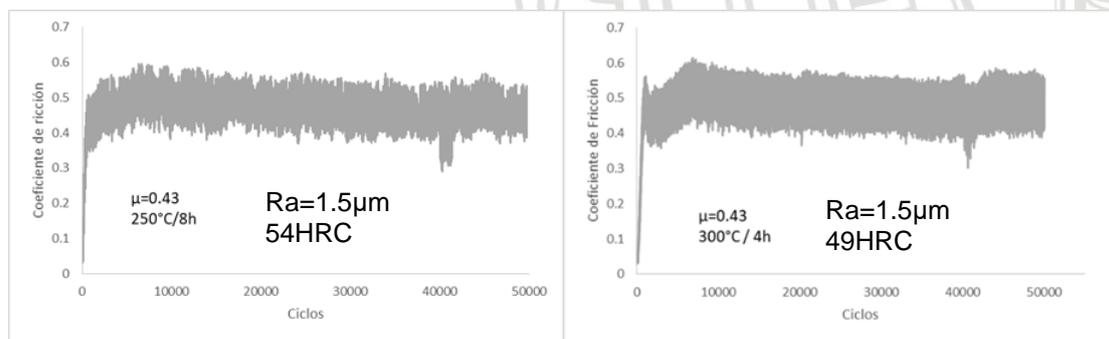
**Figura 14.** (a) Pérdida de masa combinada y (b) pérdida de masa por ciclos.

El comportamiento al desgaste se puede explicar de dos maneras a partir de la microestructura y los mecanismos de desgaste. Desde el punto de vista microestructural se puede explicar a partir de morfología, la cantidad de austenita retenida y la bainita. Por un lado el alto porcentaje de austenita retenida puede ser beneficiosa para generar una buena resistencia al desgaste debido a su naturaleza dúctil y al efecto TRIP[14], este último puede generar un endurecimiento y generar tensiones las cuales generan la transformación de austenita a martensita, por otro lado la morfología de la bainita puede mejorar la resistencia al desgaste en este caso la bainita refinada. Como se observa en la figura 14(a) hay mayor pérdida de masa en la muestra a 300°C/4h, contrario a lo que se esperaba, pues en esta condición se tiene un mayor porcentaje de austenita retenida y se

esperaba mayor capacidad de endurecimiento por efecto TRIP, y por tanto mayor resistencia al desgaste. Este comportamiento podría ser explicado por la influencia de la estructura de bainita más gruesa de acuerdo a los resultados de la tabla 4. La condición de 250°C/8h al tener una bainita más fina, tiene una mayor cantidad de interfaces, que aumenta la resistencia a la deformación, y a la propagación de grietas. En la figura 14(b) se observa que la tendencia de los dos tratamientos isotérmicos tiene un comportamiento muy similar, se puede notar que un aumento gradual del número de ciclos proporciona un aumento en la pérdida de masa para los dos tratamientos.

### 5.5.2 Coeficiente de fricción

Los resultados del ensayo de tribología permiten determinar el coeficiente de fricción. En la figura 15 se muestran los registros del coeficiente de fricción para cada una de las condiciones de tratamiento aplicadas. En la Figura 15 se observa que existen dos zonas típicas para la mayoría de ensayos en seco, donde la primera región es la zona de acople entre probetas, la cual está entre 0-10000 ciclos para 250°C/8h y de 0-8000 ciclos para 300°C/4h. La segunda zona es el estado estable del ensayo, de 10000 a 40000 ciclos para 250°C/8h y de 8000-40000 es para 300°C/4h y la tercera zona aparece cuando hay un modificador fricción, la cual es común para los dos tratamientos es de 40000-43000 ciclos. Esta caída de fricción es producida por la adición de agua. La duración del ensayo está determinada por la rugosidad inicial de la superficie de los materiales de acoplamiento, esto porque a mayor rugosidad generalmente se tardarán más tiempo en desaparecer la rugosidad inicial de las probetas.



**Figura 15.** Coeficiente de fricción en función del ciclaje.

La diferencia del ciclaje de acoplamiento en la primera zona para las dos muestras se puede explicar a partir de diferentes valores de durezas que tiene cada probeta. Así, la condición de mayor dureza (54HRC) necesita un mayor número de ciclos para que se genere un buen acomodamiento con respecto a la condición de menor dureza (49 HRC), lo que también puede ser producto de una capa de óxido formada por las altas temperaturas en la zona de contacto; lo anterior se asocia a las elevadas fuerzas tangenciales y presiones de contacto que se experimentan durante las pruebas. La zona de estabilidad es igual para las dos probetas, esto debido a que la rugosidad inicial de las

probetas no cambia, por ende se estabilizan a un coeficiente de fricción igual como se muestra en la Figura 15. Como se explicó en la Sección 5.4 los discos funcionan con una cantidad considerable de deslizamiento (2%), por lo tanto, las superficies de los discos están en constante movimiento relativo, el cual hace que las superficies de las muestras entren en contacto en diferentes posiciones relativas en cada ciclo, causando un sutil efecto de "rodaje" con cada revolución del disco. Además de esto, el debris producido luego se oxida en partículas duras, las cuales generan presiones constantes en el contacto de rodadura y deslizamiento durante la prueba. Estas partículas duras, si se incrustan en una de las superficies, podrían causar arado en la pista de desgaste, causando irregularidades en el coeficiente de fricción. Ya por último se puede observar la caída del coeficiente de fricción en el rango entre 40000-43000 ciclos, esto se da por la adición de agua la cual ayuda a presurizar las pregrietas formadas por la deformación plástica inducida, en la toma de datos pareciera que es insignificante porque la caída de fricción es muy pequeña, pero en este rango se encontró fatiga inducida por la adición de agua.

Al agregar un modificador de fricción, el coeficiente de fricción disminuye en comparación con la condición en seco y esto ayuda a que la rueda deslice mucho más fácil sobre el riel, así que la rueda no experimenta el efecto de rodar o "subirse" sobre el riel y por esto no se producen las marcas características del ensayo en seco. Además, al adicionar el modificador se separan las superficies y no se produce abrasión a dos cuerpos, sino que se pasa a abrasión a tres cuerpos a causa de las partículas duras que poseen los modificadores y que son las encargadas de mantener el coeficiente de fricción estable a un determinado valor.

En el caso en que no haya grietas preexistentes, el fluido no tendría a donde entrar así que solo cumpliría la función de disminuir el coeficiente de fricción; es decir, la aplicación de un modificador de fricción cuando hay grietas en la superficie promueve el crecimiento de éstas y puede ser perjudicial para la vida del riel, pero si se aplica desde un principio (superficies "nuevas") o después de haber eliminado las grietas por un procedimiento de maquinado (re perfilado en el caso de las condiciones de campo), el modificador solo disminuirá el coeficiente de fricción. Aplicar un modificador de fricción sobre un riel que no ha sufrido fatiga aumentará su vida útil, ya que: 1) disminuye el COT, es decir las fuerzas de tracción, así que reduce la deformación superficial y la fragilización aumentando el número de ciclos necesarios para nuclear una grieta, 2) separa las superficies en contacto, por lo que se pasa de tener abrasión a dos cuerpos entre la rueda y el riel, a tener abrasión a tres cuerpos, esto también ayuda a disminuir la pérdida de masa, siempre y cuando se garanticen condiciones adecuadas de acabado superficial y 3) al quedar impregnado sobre la superficie del riel lo protege de las condiciones ambientales disminuyendo la oxidación [77].

### 5.5.3 Rugosidad.

La rugosidad de las muestras y contra muestras fue de  $1.5 \mu\text{m}$ , se dejó la rugosidad como un parámetro fijo, el cual puede interferir en la medición del acople y en el coeficiente de fricción.

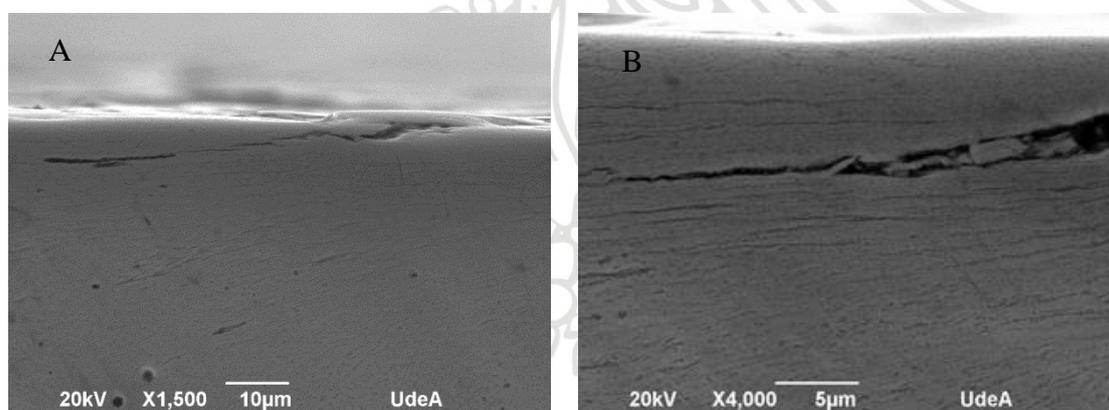
Analizando los dos pares de probetas no se ve un cambio significativo en la superficie de las pistas de desgaste, por ende se vuelve a medir la rugosidad ( $R_a$ ) de las probetas con ayuda de un perfilómetro, en la tabla 7 se encuentra las mediciones de rugosidad antes y después del ensayo. Como se puede observar, la rugosidad después del ensayo tribológico aumenta después de las pruebas de rodadura/deslizamiento; se nota que la rugosidad va aumentar con el número de ciclos, por ende, es probable una mayor remoción de material como resultado de un desgaste severo. Se observa en la tabla 6 que el tratamiento de  $300^\circ\text{C}/4\text{h}$  constituye el material que tuvo un desgaste mayor respecto al otro tratamiento y esto se ve reflejado con la pérdida de masa del ítem 5.5.1. Lo anterior puede ser explicado por la gran cantidad de austenita retenida en bloque la cual generó una mayor deformación plástica en la pista del material.

*Tabla 7. Rugosidad antes del ensayo y después del ensayo.*

Material	$R_a$ antes del desgaste ( $\mu\text{m}$ )	$R_a$ después del desgaste ( $\mu\text{m}$ )
$250^\circ\text{C}/8\text{h}$	1.5	3.6
$300^\circ\text{C}/4\text{h}$	1.5	3.9

### 5.5.4 Análisis de los mecanismos de desgaste

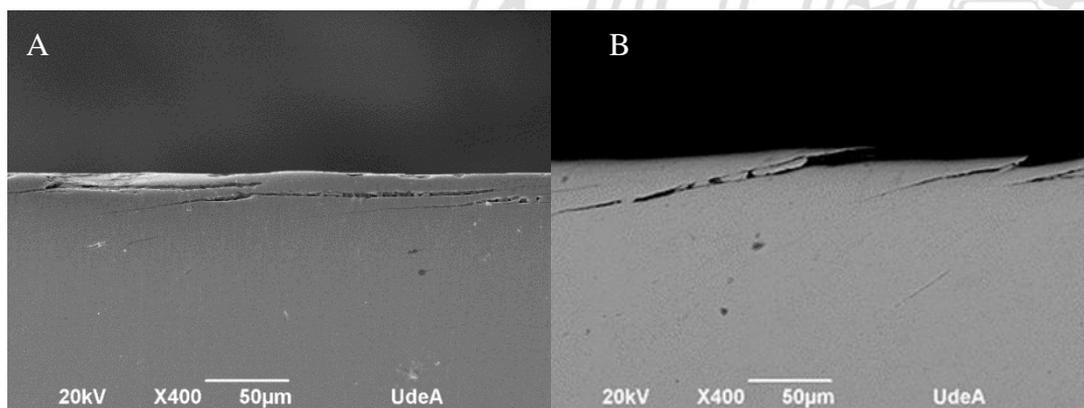
Después de completar las pruebas de disco-disco, las superficies desgastadas fueron analizadas por MEB, como se muestra en las figuras 16 y 17. Debido al contacto rodadura/deslizamiento se observa desgaste adhesivo y agrietamiento de la superficie. Los posibles daños por los cuales el material falló serían, una delaminación generada por el efecto de fatiga por contacto rodante, la otra posibilidad es que el debris se acumula en la zona de mayor presión de contacto y como este debris es muy duro genera hendiduras en el material o trabaja como un tercer cuerpo abrasivo en la superficie.



*Figura 16. Micrografía MEB muestra a  $250^\circ\text{C}/8\text{h}$ . (a) 1500 y (b) 4000.*

Cuando se observa la figura 16a (250°C/8h) se encuentra el patrón de desprendimiento de debris en el cual las grietas son relativamente cortas y cuyo avance está regido por una inclinación, estas grietas vuelven a buscar la superficie logrando así el desprendimiento del material; adicionalmente en la figura 16b se encontraron grietas casi a 20µm de profundidad con longitudes menores, esto debido a la deformación plástica inducida por el ensayo o por debris. Al no ser estas grietas tan paralelas a la superficie, la pérdida de masa es relativamente menor, respecto al tratamiento de 300°C/4h y esto se ve reflejado en datos obtenidos en la sección 5.5.1.

Al observar el corte transversal del tratamiento isotérmico 300°C/4h se encuentra que el patrón de desprendimiento de debris es diferente y esto se observa en la figura 17a, el cual mostró grietas paralelas a la superficie con longitudes relativamente cortas y poco profundas, aumentando el desprendimiento de debris, las cuales se nuclean y se afloran rápidamente en la superficie lo que se relaciona con la pérdida de masa la cual se encuentra en la sección 5.5.1. De la figura 17b se puede resaltar que no se notan grietas en la profundidad del material esto puede ser debido al contenido de austenita retenida que tenía este tratamiento y esto ayudo absorber con mayor facilidad los esfuerzos generados en el ensayo tribológico.

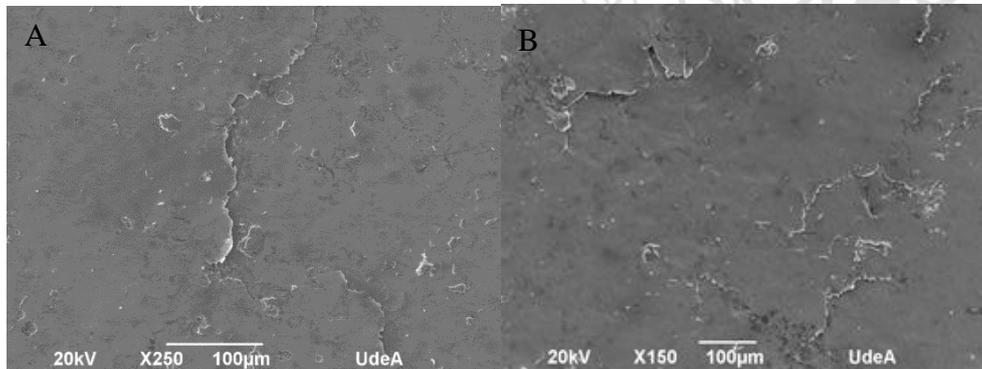


**Figura 17.** Micrografía MEB muestra a 300°C/4h. (a) Grieta paralela a la pista de desgaste y (b) Grieta generada por fatiga

El desgaste adhesivo se observa principalmente en la superficie de la pista desgastada, donde la principal evidencia es el agrietamiento superficial. Durante el ciclaje se genera una deformación elástico - plástica generada por la dureza de las muestras produciendo adhesión y generando sitios concentradores de esfuerzos que más adelante serán grietas superficiales. Estos se pueden observar haciendo un corte transversal de las probetas. En la Figura 16b y 17b se evidencia que las grietas se originan en la superficie por los sitios de nucleación generados por la concentración de esfuerzos o por la aglomeración de debris en la superficie, la cual origina un crecimiento en la grieta al interior del material.

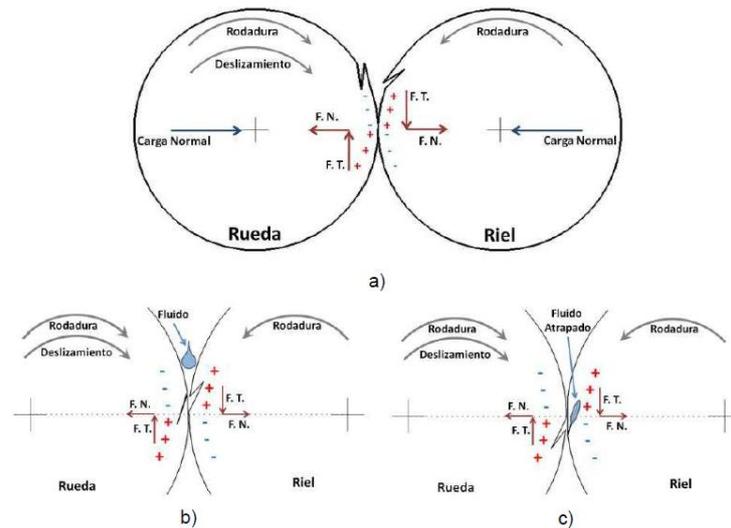
Los daños generados por el debris y las altas cargas normales combinadas con las fuerzas de tracción tangenciales dan como resultado grandes grietas, las cuales se formaron en la

superficie o en la sub-superficie. Estudios anteriores [58], han demostrado que la presencia de inclusiones metálicas generadas por el debris o por la oxidación de este, favorece el crecimiento de grietas por fatiga, debido que se alojan en la punta de grieta y actúan como concentradores de tensiones que aumenta el crecimiento de la grieta y esto se observa en las micrografías MEB de las figura 16 y 17.



**Figura 18.** Imágenes MEB, vista normal. (a) 250°C/8h y (b) 300°C/4h.

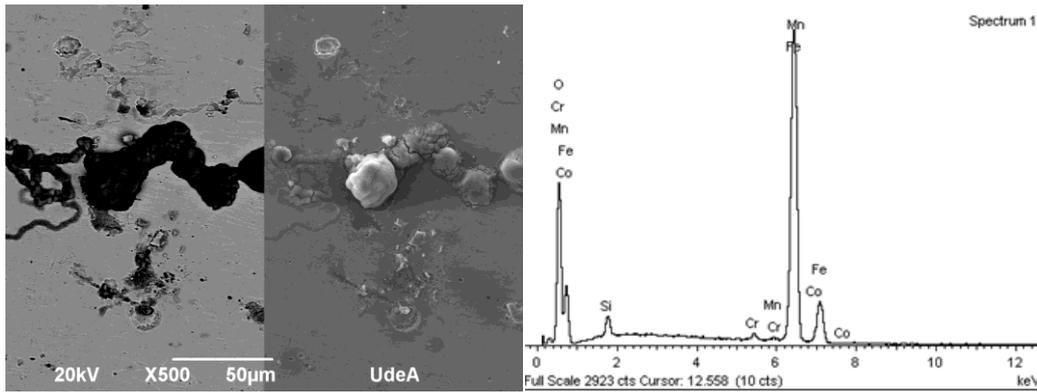
En la figura 18 se muestran las superficies desgastadas después del ensayo tribológico disco-disco; en estas micrografías se muestran que las grietas no tienen un contorno definido y están en menor cantidad. la formación de grietas en las muestras durante la prueba con modificador de fricción es causado por diferentes fenómenos: (1) el mecanismo asistido por fluido (2) el estado de tensión en el contacto deslizante rodante (3) la reducción de la fricción dentro de las caras de grietas y (4) la teoría de la lubricación con película de compresión. Cuando un disco se desliza sobre otro disco, aparece una fuerza tangencial que varía con el deslizamiento. U. Olofsson[84] y R. Lewis[86] describieron la naturaleza del comportamiento de la curva de tracción-fuga. Estas fuerzas tangenciales causan compresiones y tensiones circunferenciales de tracción dentro y alrededor de la zona de contacto, y las tensiones están ubicadas opuestas en la rueda y en el riel figura 19. Antes de la zona de contacto, los esfuerzos de compresión cierran las puntas de las grietas en la rueda evitando que los fluidos entren en las grietas. Por otro lado, los esfuerzos de tracción abren las puntas de grietas en el riel y facilitan la entrada de fluidos (figura 19b); justo después de la zona de contacto, las tensiones se invierten y la grieta en el riel se cierra presurizando el fluido dentro (figura 19c).



**Figura 19.** a) Esquema de fuerzas en un ensayo Disco-Disco, b) apertura de la grieta en el riel e ingreso del fluido justo antes de la zona de contacto y c) sellado de la grieta con fluido atrapado en la zona de contacto[78].

La figura 18 a y 18 b muestra las superficies desgastadas de los dos tratamientos isotérmicos, cuya pérdida de masa fue mayor para el tratamiento de 300°C/4h bajo ensayos de rodadura/deslizamiento; es posible identificar la delaminación la cual prevalece como principal mecanismo de desgaste, se observó en la figura 18 a y 18 b que los contornos de los delaminados están bien definidos para los dos tratamientos isotérmicos, aunque su longitud es diferente, el de 250°C/8h son delaminados de mayor longitud, mientras en 300°C/4h los delaminados son cortos pero ubicados espacialmente por toda la muestra; estos delaminados más cortos hace referencia a que las grietas son superficiales y hay una mayor pérdida de masa, todo esto se ha analizado en la sección 5.5.1.

Durante el ensayo de desgaste por rodadura/deslizamiento, la energía de fricción se disipa en forma de calor, este calentamiento puede producir oxidación de la superficie por parches, los cuales se pueden observar en la micrografía MEB de la figura 20. En la figura 20a, toda la parte negra hace referencia a la oxidación de la superficie desgastada, mientras que la figura 20b corresponde al análisis de ese óxido por EDS. En consecuencia, se puede referir la oxidación también como un mecanismo de desgaste para este tipo de aceros, lo que implica que además de la microestructura, la oxidación de la superficie también ejerce una influencia en el rendimiento del tribómetro.

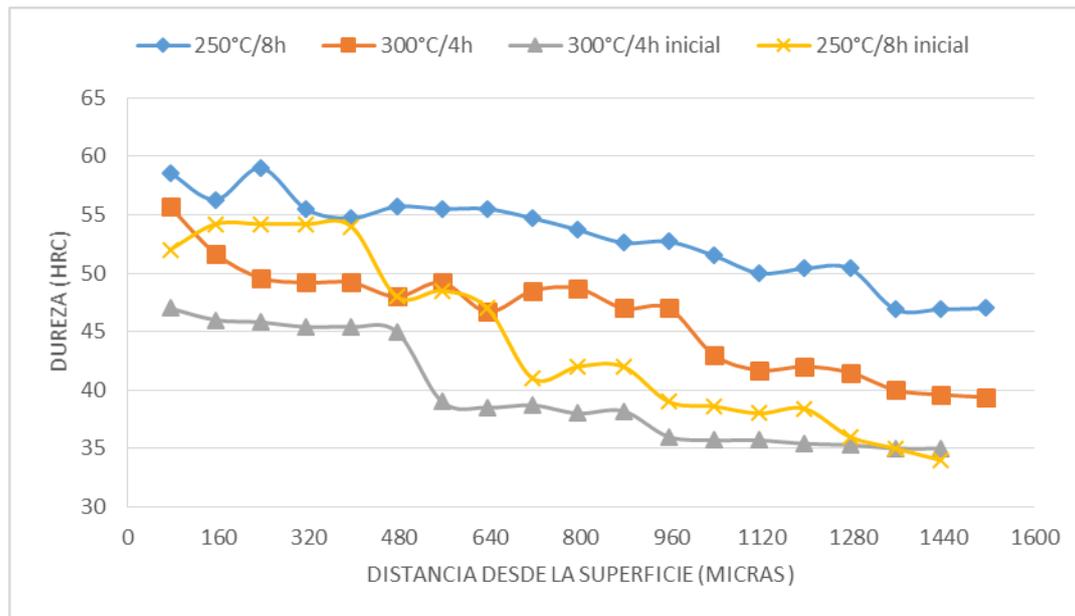


**Figura 20.** (a) Micrografía MEB de la superficie desgastada y oxidada b) espectro del óxido.

Lo que sucede con estas zonas oxidadas, es que durante el uso de rodadura/deslizamiento se fracturan, ya que son duros y frágiles, y por lo tanto las grietas se pueden iniciar y propagarse en estos parches oxidados bajo la influencia de esfuerzos y del ciclaje suministrado. Esto indica que estos restos oxidados se podrían convertir en partículas micrométricas atrapadas en las grietas y que podrían aumentar su propagación o causar daños por abrasión de tres cuerpos.

### 5.5.5 Perfil de microdureza

Con el fin de evidenciar la dureza de toda la superficie desgastada, así como sub-superficie deformada, los perfiles de microdureza se muestran en la figura 21 se observa un aumento en la dureza de la superficie desgastada y un endurecimiento de la sub-superficie. El endurecimiento se puede generar a partir de dos fenómenos: endurecimiento por deformación y efecto TRIP. La deformación plástica generada por el proceso de desgaste es debido a los altos esfuerzos de contacto, la deformación plástica del material está asociada a dislocaciones en el material. En consecuencia, se hace más difícil el movimiento de las dislocaciones y da como resultado el aumento en la dureza como resultado del endurecimiento por deformación, la profundidad de la capa deformada depende de la dureza del material y del número de ciclos al cual se hizo el ensayo.



**Figura 21** Perfil de microdureza realizado a las muestras en las dos condiciones de tratamientos térmicos antes y después del ensayo.

Además, por efecto TRIP también se podría generar una transformación de la austenita retenida a martensita lo que puede aumentar la dureza, una suposición es hacer un análisis de DRX como evidencia de la transformación, no se hizo porque el equipo estaba en mantenimiento y en este trabajo no se pudo verificar la suposición. Por lo tanto, es posible suponer que tanto el endurecimiento por deformación como la transformación de fase inducida por deformación son mecanismos que generan un aumento en la dureza de las muestras que están en pruebas de rodamiento/deslizamiento.

El grosor de la capa endurecida aumentó para los dos tratamientos isotérmicos, debido a los dos fenómenos explicados anteriormente; cuando se compara con las microdurezas de la figura 21 se observa que hay un incremento de la dureza en la sub-superficie del material desgastado. Los análisis de DRX han demostrado que esta transformación está presente en la superficie de las muestras. Se ve claramente que el cierre de austenita retenida en la sub-superficie de desgaste disminuye ligeramente, y se transforma en una nueva microestructura, que se atribuye a la deformación inducida por  $\gamma$  a  $\alpha'$ , que resulta del efecto de cizallamiento[86]. La nueva fase  $\alpha'$  puede inhibir la iniciación de la fisura durante la deformación plástica, pasivar la punta de la fisura y retrasar la propagación de la misma. Además, la martensita fresca con mayor dureza puede impedir las partículas abrasivas que contribuyen a mejorar la resistencia al desgaste del acero fundido carbo-austemperado

## 6 CONCLUSIONES

- La estructura del acero fundido carbo-austemperado, que consiste en bainita y austenita retenida en la superficie, puede lograrse mediante la transformación isotérmica en el rango de temperatura bainítica (200°C-300°C), se establece como una alternativa viable para el reemplazo del tratamiento convencional de Q&T, en condiciones de desgaste severo. El análisis de los mecanismos de desgaste del acero carbo-austemperado, sometido al ensayo tribológico disco-disco, indican que la resistencia al desgaste no depende solamente de la dureza, sino que hay implicaciones estructurales (fases con espesor en el rango nanométrico) y de transformación durante el test (efecto TRIP), que ayudan a una mejor respuesta de las estructuras bainíticas con respecto a su contraparte martensítica.
- El análisis de las superficies de desgaste del acero carbo-austemperado, han denotado la presencia de diferentes mecanismos de desgaste actuantes, entre los que se destacan el desgaste adhesivo, abrasivo y principalmente por fatiga. Un aspecto importante de la superficie en los especímenes carbo-austemperados, es cómo la zona deformada plásticamente, genera la posibilidad de lograr una mejor distribución de tensiones, entre las fases bainítica y austenítica, lo que genera un beneficio adicional para el rendimiento de fatiga y lo que se logra ver en las menores tasas de desgaste encontradas para las condiciones tratadas isotérmicamente.
- Se ha determinado que, a 40000 ciclos, las muestras ya presentan daños por fatiga que se han iniciado por esfuerzos superficiales tanto normales como tangenciales, los cuales generaron un daño adhesivo durante la prueba y también el debris fue un factor importante en la deformación plástica del material y la abertura de las grietas.
- La dureza del material disminuyó con el aumento de la temperatura de transformación isotérmica, esto debido a la fase austenita que se comporta como una fase dúctil la cual ayuda absorber los esfuerzos generados por el ensayo. Este resultado también se puede explicar por la influencia de las subunidades de pequeño espesor de bainita que tienden a generar plasticidad superficial debido a una mayor densidad de dislocaciones en la placa lo que genera una mayor resistencia del material a la indentación.
- Se considera que el número de ciclos cumplió con uno de los objetivos del proyecto que fue la determinación de mecanismos de falla, dado que para todos los ensayos se obtuvieron pérdidas de volumen medibles y significativas y se evidenció un daño superficial con la formación de defectos como surcos, agujeros y grietas, este parámetro se determinó como uno de los más relevantes en la influencia de los mecanismos de desgaste que sufrió el material.

## 7 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] M. David, R. Lopez, J. Jairo, and A. Giraldo, "COMPARACION TECNICO-FINANCIERA DEL ACERO ESTRUCTURAL Y EL HORMIGÓN ARMA," *Año*, vol. 75, pp. 47–56, 2008.
- [2] A. Leiro, *Microstructure analysis of wear and fatigue in austempered high-Si steels*, Printed by. Lulea Norte de Suecia: Department of Engineering Sciences and Mathematics, 2014.
- [3] F. G. Caballero, H. K. D. H. Bhadeshia, K. J. A. Mawella, D. G. Jones, and P. Brown, "Design of novel high strength bainitic steels: Part 1," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 17, no. 5, pp. 512–516, 2001.
- [4] Y. Wang, F. Zhang, Z. Yang, B. Lv, and C. Zheng, "Rolling contact fatigue performances of carburized and high-C nanostructured bainitic steels," *Materials (Basel)*, vol. 9, no. 12, pp. 1–12, 2016.
- [5] M. J. Peet, P. Hill, M. Rawson, S. Wood, and H. K. D. H. Bhadeshia, "Fatigue of extremely fine bainite."
- [6] A. Leiro, A. Kankanala, E. Vuorinen, and B. Prakash, "Tribological behaviour of carbide-free bainitic steel under dry rolling/sliding conditions," *Wear*, vol. 273, no. 1, pp. 2–8, Nov. 2011.
- [7] C. Hofer, F. Winkelhofer, H. Clemens, and S. Primig, "Morphology change of retained austenite during austempering of carbide-free bainitic steel," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 664, pp. 236–246, May 2016.
- [8] F. G. Caballero, M. K. Miller, and C. Garcia-Mateo, "Influence of transformation temperature on carbide precipitation sequence during lower bainite formation," *Mater. Chem. Phys.*, vol. 146, no. 1–2, pp. 50–57, Jul. 2014.
- [9] A. Valencia Giraldo, *Tecnología del tratamiento termico de los metales*. Medellin, Antioquia: Universidad de Antioquia, 1992.
- [10] C. Garcia-Mateo, F. G. Caballero, M. K. Miller, and J. A. Jimenez, "On measurement of carbon content in retained austenite in a nanostructured bainitic steel," *J. Mater. Sci.*, vol. 47, no. 2, pp. 1004–1010, Jan. 2012.
- [11] K. O. Lee, J. M. Kim, M. H. Chin, and S. S. Kang, "A study on the mechanical properties for developing a computer simulation model for heat treatment process," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 182, no. 1–3, pp. 65–72, Feb. 2007.
- [12] H. K. D. H. Bhadeshia, "Bainite in Steels (3rd edition)," p. 616, 2015.
- [13] "Transformación bainítica en aceros sometidos a condiciones de enfriamiento continuo," *Sci. Tech.*, vol. XIII, no. 36, pp. 107–111, 2007.
- [14] L. C. Chang, "The rolling/sliding wear performance of high silicon carbide-free bainitic steels," *Wear*, vol. 258, no. 5–6, pp. 730–743, Feb. 2005.
- [15] E. VUORINEN, D. PINO, J. LUNDMARK, and B. PRAKASH, "Wear Characteristic of Surface Hardened Ausferritic Si-Steel," *J. Iron Steel Res. Int.*, vol. 14, no. 5 SUPPL. 1, pp. 245–248, Sep. 2007.
- [16] E. Vuorinen, L. Wang, S. Stanojevic, and B. Prakash, "Influence of retained austenite on rolling-sliding wear resistance of austempered silicon alloyed steel." 2009.
- [17] A. Leiro *et al.*, "Wear of nano-structured carbide-free bainitic steels under dry rolling–sliding conditions," *Wear*, vol. 298–299, pp. 42–47, Feb. 2013.
- [18] M. Institute of Materials *et al.*, *Materials science and technology*. Maney, 2014.
- [19] T. S. Wang *et al.*, "Sliding friction surface microstructure and wear resistance of 9SiCr steel with low-temperature austempering treatment," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 202, no. 16, pp. 4036–4040, May 2008.
- [20] P. Zhang, F. C. Zhang, Z. G. Yan, T. S. Wang, and L. H. Qian, "Wear property of low-temperature bainite in the surface layer of a carburized low carbon steel," *Wear*, vol. 271, no. 5–6, pp. 697–704, Jun. 2011.
- [21] J. Yang, T. S. Wang, B. Zhang, and F. C. Zhang, "Sliding wear resistance and worn surface microstructure of nanostructured bainitic steel," *Wear*, vol. 282–283, pp. 81–84, Apr. 2012.
- [22] M. J. Santofimia Navarro and M. J. Santofimia Navarro, "La transformación

- bainítica sin formación de carburos en aceros,” 2006.
- [23] F. G. Caballero and H. K. D. H. Bhadeshia, “Very strong bainite,” *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.*, vol. 8, no. 3–4, pp. 251–257, 2004.
- [24] B. P. J. Sandvik and H. P. Nevalainen, “Structure–property relationships in commercial low-alloy bainitic–austenitic steel with high strength, ductility, and toughness,” *Met. Technol.*, vol. 8, no. 1, pp. 213–220, Jun. 1981.
- [25] H. K. D. H. Bhadeshia and D. V. Edmonds, “Bainite in silicon steels: new composition–property approach Part 1,” *Met. Sci.*, vol. 17, no. 9, pp. 411–419, Sep. 1983.
- [26] T. Sourmail *et al.*, “Evaluation of potential of high Si high C steel nanostructured bainite for wear and fatigue applications,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 29, no. 10, pp. 1166–1173, Oct. 2013.
- [27] A. Leiro, A. Kankanala, E. Vuorinen, and B. Prakash, “Tribological behaviour of carbide-free bainitic steel under dry rolling/sliding conditions,” *Wear*, vol. 273, no. 1, pp. 2–8, Nov. 2011.
- [28] F. G. Caballero, C. Garcia-Mateo, and M. K. Miller, “Modern steels at atomic and nanometre scales,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 31, no. 7, pp. 764–772, May 2015.
- [29] D. De Knijf, R. Petrov, C. Föjler, and L. A. I. Kestens, “Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 615, pp. 107–115, Oct. 2014.
- [30] F. C. Zhang *et al.*, “Microstructure of the worn surfaces of a bainitic steel railway crossing,” *Wear*, vol. 268, no. 11–12, pp. 1243–1249, May 2010.
- [31] O. covarrubias Alvarado, “Efectos microestructurales en un acero sometido a un tratamiento térmico TRIP,” 2002.
- [32] S. Hernandez, A. Leiro, M. R. Ripoll, E. Vuorinen, K. G. Sundin, and B. Prakash, “High temperature three-body abrasive wear of 0.25C 1.42Si steel with carbide free bainitic (CFB) and martensitic microstructures,” *Wear*, vol. 360–361, pp. 21–28, Aug. 2016.
- [33] C. García-Mateo, F. G. Caballero, and H. K. D. H. Bhadeshia, “Superbainita. Una nueva microestructura bainítica de alta resistencia,” *Rev. Metal.*, vol. 41, no. 3, pp. 186–193, 2005.
- [34] J. Cornide Arce and J. Cornide Arce, “Aceros bainíticos avanzados: mecanismos de transformación y propiedades mecánicas,” Dec. 2012.
- [35] F. G. Caballero and H. K. D. H. Bhadeshia, “Very strong bainite,” *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.*, vol. 8, no. 3–4, pp. 251–257, Jun. 2004.
- [36] C. Garcia-Mateo, F. G. Caballero, and H. K. D. H. Bhadeshia, “Development of Hard Bainite,” *ISIJ Int.*, vol. 43, no. 8, pp. 1238–1243, Aug. 2003.
- [37] C. Garcia-Mateo, F. G. Caballero, and H. K. D. H. Bhadeshia, “Acceleration of Low-temperature Bainite,” *ISIJ Int.*, vol. 43, no. 11, pp. 1821–1825, Nov. 2003.
- [38] J. Lefevre and K. L. Hayrynen, “Austempered materials for powertrain applications,” in *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, vol. 22, no. 7, pp. 1914–1922.
- [39] F. C. Zhang *et al.*, “A novel method for the development of a low-temperature bainitic microstructure in the surface layer of low-carbon steel,” *Scr. Mater.*, vol. 59, no. 3, pp. 294–296, 2008.
- [40] W.A. Swiatnicki and Kamil Wasiluk, “Formation of nanobainitic structure in carburized layer of structural steels,” p. 8, 2014.
- [41] F. G. Caballero, H. K. D. H. Bhadeshia, K. J. A. Mawella, D. G. Jones, and P. Brown, “Very strong low temperature bainite,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 18, no. 3, pp. 279–284, Mar. 2002.
- [42] H. K. D. H. Bhadeshia, “Nanostructured bainite,” *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, vol. 466, no. 2113. Royal Society, pp. 3–18, 08-Jan-2010.
- [43] M. J. Peet and H. K. D. H. Bhadeshia, “Surface relief due to bainite transformation at 473 K (200 °c),” in *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2011, vol. 42, no. 11, pp. 3344–3348.

- [44] G. E. Totten *et al.*, *ASM Handbook W Volume 18 Friction, Lubrication, and Wear Technology Volume Editor Division Editors ASM International Staff Editorial Assistance*, vol. 18. 2017.
- [45] H. K. D. H. Bhadeshia and D. V. Edmonds, "The bainite transformation in a silicon steel," *Metall. Trans. A*, vol. 10, no. 7, pp. 895–907, Jul. 1979.
- [46] A. P. Zhilyaev and T. G. Langdon, "Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 53, no. 6, pp. 893–979, Aug. 2008.
- [47] I. Hutchings and P. Shipway, *Tribology: Friction and wear of engineering materials: Second Edition*. Elsevier Inc., 2017.
- [48] R. Z. Valiev and T. G. Langdon, "Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 51, no. 7, pp. 881–981, Sep. 2006.
- [49] R. Rementeria, M. M. Aranda, C. Garcia-Mateo, and F. G. Caballero, "Improving wear resistance of steels through nanocrystalline structures obtained by bainitic transformation," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 32, no. 4, pp. 308–312, Mar. 2016.
- [50] M. N. Yoozbashi, S. Yazdani, and T. S. Wang, "Design of a new nanostructured, high-Si bainitic steel with lower cost production," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 6, pp. 3248–3253, Jun. 2011.
- [51] B. Bhushan and B. K. (Balkishan K. . Gupta, *Handbook of tribology : materials, coatings, and surface treat[ment]s*. Krieger Pub. Co, 1997.
- [52] J. Madero, "ESTUDIO TRIBOLÓGICO DE ALEACIONES ANTIDESGASTE," 2016.
- [53] "DIN 50320 : WEAR TERMS SYSTEMATIC ANALYSIS OF WEAR PROCESSES CLASSIFICATION OF WEAR PHENOMENA." [Online]. Available: [https://global.ihs.com/doc\\_detail.cfm?document\\_name=DIN50320&item\\_s\\_key=00112850](https://global.ihs.com/doc_detail.cfm?document_name=DIN50320&item_s_key=00112850). [Accessed: 14-Nov-2019].
- [54] J. Zhao, T. Zhao, C. S. Hou, F. C. Zhang, and T. S. Wang, "Improving impact toughness of high-C-Cr bearing steel by Si-Mo alloying and low-temperature austempering," *Mater. Des.*, vol. 86, pp. 215–220, Dec. 2015.
- [55] C. Huang, C. Zhang, L. Jiang, Y. Yang, and Y. Liu, "Isothermal heat treatment of a bearing steel for improved mechanical properties," *J. Alloys Compd.*, vol. 660, pp. 131–135, Mar. 2016.
- [56] J. Zhao, T. S. Wang, B. Lv, and F. C. Zhang, "Microstructures and mechanical properties of a modified high-C-Cr bearing steel with nano-scaled bainite," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 628, pp. 327–331, Mar. 2015.
- [57] K. M. Lee and A. A. Polycarpou, "Wear of conventional pearlitic and improved bainitic rail steels," in *Wear*, 2005, vol. 259, no. 1–6, pp. 391–399.
- [58] S. Maya-Johnson, A. J. Ramirez, and A. Toro, "Fatigue crack growth rate of two pearlitic rail steels," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 138, pp. 63–72, Apr. 2015.
- [59] D. Alberto and Z. Orozco, "Efecto de la microestructura sobre la resistencia al desgaste por rodadura-deslizamiento de aceros ferroviarios.," Universidad Nacional sede Medellín, 2011.
- [60] S. Sharma, S. Sangal, and K. Mondal, "Wear behaviour of bainitic rail and wheel steels," *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, vol. 32, no. 4, pp. 266–274, 2016.
- [61] S. M. Shah, J. D. Verhoeven, and S. Bahadur, "Erosion behavior of high silicon bainitic structures. I: Austempered ductile cast iron," *Wear*, vol. 113, no. 2, pp. 267–278, Dec. 1986.
- [62] E. V. Zaretsky, "Rolling bearing steels - A technical and historical perspective," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 28, no. 1, pp. 58–69, 2012.
- [63] R. Devanathan and P. Clayton, "Rolling-sliding wear behavior of three bainitic steels," *Wear*, vol. 151, no. 2, pp. 255–267, Dec. 1991.
- [64] P. Clayton and R. Devanathan, "Rolling/sliding wear behavior of a chromium-molybdenum rail steel in pearlitic and bainitic conditions," *Wear*, vol. 156, no. 1, pp. 121–131, Jul. 1992.
- [65] P. Clayton and N. Jin, "Unlubricated sliding and rolling/sliding wear behavior of continuously cooled, low/medium carbon bainitic steels," *Wear*, vol. 200, no. 1–

- 2, pp. 74–82, Dec. 1996.
- [66] N. Jin and P. Clayton, “Effect of microstructure on rolling/sliding wear of low carbon bainitic steels,” *Wear*, vol. 202, no. 2, pp. 202–207, Jan. 1997.
- [67] S. Das Bakshi, A. Leiro, B. Prakash, and H. K. D. H. Bhadeshia, “Dry rolling/sliding wear of nanostructured bainite,” *Wear*, vol. 316, no. 1–2, pp. 70–78, Aug. 2014.
- [68] P. H. Shipway, S. J. Wood, and A. H. Dent, “The hardness and sliding wear behaviour of a bainitic steel,” *Wear*, vol. 203–204, pp. 196–205, Mar. 1997.
- [69] H. J. Kim and Y. G. Kweon, “The effects of retained austenite on dry sliding wear behavior of carburized steels,” *Wear*, vol. 193, no. 1, pp. 8–15, 1996.
- [70] L. Lopez and H. Castro, “OPTIMIZACIÓN DE LOS PARAMETROS DE CORTE EN LA RUGOSIDAD EN UN ACERO AISI SAE 1045,” 2016.
- [71] Santajuana *et al.*, “Quantitative Assessment of the Time to End Bainitic Transformation,” *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 9, p. 925, Aug. 2019.
- [72] M. A. Santajuana, R. Rementeria, M. Kuntz, J. A. Jimenez, F. G. Caballero, and C. Garcia-Mateo, “Low-Temperature Bainite: A Thermal Stability Study,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 49, no. 6, pp. 2026–2036, Jun. 2018.
- [73] “HighScore Plus | XRD Analysis Software.” [Online]. Available: [https://www.malvernpanalytical.com/en/products/category/software/x-ray-diffraction-software/highscore-with-plus-option?creative=338894239672&keyword=x+pert+highscore+plus&matchtype=e&network=g&device=c&gclid=EAIaIQobChMIu\\_y3tsuK5gI VVtyGCh28dgM\\_EAAYASAAEgLnQfD\\_BwE](https://www.malvernpanalytical.com/en/products/category/software/x-ray-diffraction-software/highscore-with-plus-option?creative=338894239672&keyword=x+pert+highscore+plus&matchtype=e&network=g&device=c&gclid=EAIaIQobChMIu_y3tsuK5gI VVtyGCh28dgM_EAAYASAAEgLnQfD_BwE). [Accessed: 27-Nov-2019].
- [74] “Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation 1.”
- [75] A. American and N. Standard, “Designation: E 92-82 (Reapproved 2003) Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials 1,” 2003.
- [76] “Designation: E8/E8M – 16a Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials 1.”
- [77] S. M. Johnson, “Estudio del comportamiento de concentradores de esfuerzo bajo condiciones de fatiga en aceros para rieles.”
- [78] S. Maya-Johnson, J. Felipe Santa, and A. Toro, “Dry and lubricated wear of rail steel under rolling contact fatigue - Wear mechanisms and crack growth,” *Wear*, vol. 380–381, pp. 240–250, 2017.
- [79] P. V. Moghaddam, J. Hardell, E. Vuorinen, and B. Prakash, “The role of retained austenite in dry rolling/sliding wear of nanostructured carbide-free bainitic steels,” *Wear*, vol. 428–429, pp. 193–204, Jun. 2019.
- [80] R. Rementeria, M. Kuntz, E. Kerscher, and F. G. Caballero, “Comportamiento a fatiga de aceros bainíticos nanoestructurados.”
- [81] S. B. Singh and H. K. D. H. Bhadeshia, “Estimation of bainite plate-thickness in low-alloy steels,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 245, no. 1, pp. 72–79, Apr. 1998.
- [82] K. W. Kim *et al.*, “Control of retained austenite morphology through double bainitic transformation,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 673, pp. 557–561, Sep. 2016.
- [83] H. K. D. H. (Harshad K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in steels: transformations, microstructure and properties*. Institute of Materials, 1992.
- [84] Z. Li, “13 - Squats on railway rails BT - Wheel–Rail Interface Handbook,” Woodhead Publishing, 2009, pp. 409–436.
- [85] S. (Simon) Iwnicki, M. Spiriyagin, C. Cole, and T. (Timothy) McSweeney, *Handbook of railway vehicle dynamics*. .
- [86] P. C. Kramer and J. G. Speer, “An investigation of rolling-sliding contact fatigue damage of carburized gear steels,” vol. 1549973, p. 198, 2014.

