

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**



**OXIDACIÓN Y MICROABRASIÓN EN RODILLOS DE
LAMINACIÓN DE ACERO DE ALTA VELOCIDAD Y HIERRO
BLANCO**

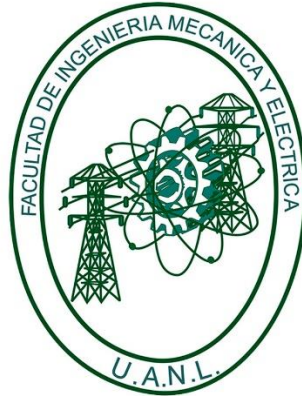
POR

OSCAR FRANCISCO VILLARREAL CHERETTI

**COMO REQUISITO PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRÍA
EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA CON ORIENTACIÓN EN
MATERIALES**

OCTUBRE 2023

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SUBDIRECCION DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**OXIDACIÓN Y MICROABRASIÓN EN RODILLOS DE
LAMINACIÓN DE ACERO DE ALTA VELOCIDAD Y HIERRO
BLANCO**

POR

OSCAR FRANCISCO VILLARREAL CHERETTI

**COMO REQUISITO PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRÍA
EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA CON ORIENTACION EN
MATERIALES**

OCTUBRE 2023

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
Posgrado

Los miembros del Comité de Evaluación de Tesis recomendamos que la Tesis "Oxidación y microabrasión en rodillos de laminación de acero de alta velocidad y hierro blanco", realizada por el estudiante Óscar Francisco Villarreal Cherreti, con número de matrícula 1663085, sea aceptada para su defensa como requisito parcial para obtener el grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería con orientación en Materiales.

El Comité de Evaluación de Tesis

Dr. Rafael Colás Ortiz
Director

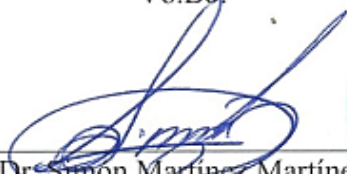
Dr. Javier Humberto Ramírez Ramírez
Co-Director

Dr. Nelson Federico Garza Montes de Oca
Revisor

Dr. Alberto Javier Pérez Unzueta
Revisor

Dr. Francisco Aurelio Pérez González
Revisor

Vo.Bo.


Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado



Institución 190001

Programa 557546

Acta Núm. 4264

Ciudad Universitaria, a 31 de octubre de 2023.

Dedicatoria

A mis padres Oscar Villarreal y Rosana Cheretti y a mi hermana Fernanda Villarreal por todo su amor y apoyo incondicional a lo largo de mi maestría y de todos mis proyectos durante todos estos años, permitiéndome mi desarrollo profesional y personal.

A mi pareja Mariana Martínez, por su amor, apoyo incondicional y compañía a lo largo de mi maestría y todos mis proyectos a lo largo de estos años.

A todos los maestros y compañeros que, a lo largo de estos años, aportaron a mis conocimientos, mi desarrollo profesional y personal.

A mis amigos y aquellos que considero familia por estar presente en otro de mis proyectos.

A los profesores el Dr. Rafael Colas y el Dr. Javier Ramírez por el apoyo brindado a lo largo de la maestría.

Agradecimientos

Al Consejo Nacional de Humanidades, Ciencias y Tecnologías (CONAHCYT) por el apoyo económico brindado.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME), a la Universidad Autónoma de Nuevo León y a el Centro de Innovación, Investigación y Desarrollo en Ingeniería y Tecnología (CIIDIT) por brindarme todo lo necesario para la realización de esta tesis de maestría.

Al Dr. Rafael Colas por brindarme su apoyo, consejos y conocimientos a lo largo de esta tesis de maestría. De igual manera motivándome a participar en diferentes programas de divulgación de conocimiento.

Al Dr. Javier Ramírez por su apoyo, consejos, comentarios y seguimiento a lo largo de mi tesis de maestría. El apoyo con todas mis dudas a lo largo del proyecto de investigación y el seguimiento de toda la tesis.

A todos aquellos maestros, compañeros y amigos que, a lo largo de estos años, aportaron a mis conocimientos, mi desarrollo profesional y personal.

INDICE

RESUMEN	ix
Capítulo 1	11
Introducción	11
1.1 Introducción	11
1.2 Hipótesis.....	12
1.3 Objetivo General	12
1.4 Objetivos específicos.....	13
1.5 Alcance del proyecto.....	13
Capítulo 2	14
Antecedentes	14
2.1 Introducción	14
2.1.1 Hierro al alto cromo (HiCr).....	17
2.1.2 Aceros de alta velocidad (HSS).....	21
2.2 Desgaste y fricción.....	23
2.2.1 Coeficiente de fricción	23
2.3 Mecanismos de desgaste	31
2.3.1 Desgaste adhesivo	34
2.3.2 Desgaste abrasivo	36
2.3.3 Desgaste por delaminación.....	38
2.3.4 Desgaste de erosión.....	39
2.3.5 Desgaste recíprocante.....	39
2.3.6 Desgaste corrosivo/oxidativo	40
2.4 Mecanismos de desgaste en rodillos de laminación.....	40
2.4.1 Desgaste por abrasión en dos cuerpos.....	41
2.4.2 Desgaste por abrasión en tres cuerpos.....	42
2.5 Oxidación	43
2.5.1 Procesos de degradación	43
2.5.2 Oxidación a alta temperatura.....	44
2.5.3 Termodinámica de la oxidación	45
2.6 Cinética de oxidación en materiales de estudio.....	45
Capítulo 3	50

Metodología experimental	50
3.1 Introducción	50
3.2 Material de estudio	50
3.3 Corte y preparación de muestras	51
3.4 Caracterización microestructural.....	53
3.5 Dureza	54
3.6 Oxidación	54
3.7 Ensayos de microabrasión	56
3.7.1 Condiciones de ensayo de microabrasión	59
3.8 Técnicas de caracterización.....	60
3.8.1 Microscopia óptica.	60
3.8.2 Difracción de rayos-X	62
3.8.3 Microscopia Electrónica de Barrido.....	62
Capítulo 4	64
Resultados y discusión	64
4.1 Caracterización microestructural.....	64
4.1.1 Material en condición de recibido	64
4.1.2 Dureza	67
4.1.3 Difracción de rayos-X	68
4.1.4 Hierro blanco al alto cromo (HiCr)	69
4.1.5 Acero de alta velocidad (HSS).....	72
4.2 Oxidación isotérmica.....	77
4.2.1 Hierro Blanco al Alto Cromo (HiCr)	77
4.2.2 Acero de alta velocidad (HSS)	80
4.3 Resultados del estudio tribológico	86
4.3.1. Desgaste del hierro de alto cromo	86
4.3.2 Desgaste del acero de alta velocidad.....	90
4.3.3 Comparación de resultados	92
4.4 Resultados de mecanismos de desgaste	95
4.4.1 Mecanismos de desgaste en hierro blanco	95
4.4.2 Mecanismos de desgaste en el acero de alta velocidad	109
4.4.3 Análisis de la sección transversal	120
Capítulo 5	122

Conclusiones y recomendaciones	122
Recomendaciones	128
REFERENCIAS	129
LISTA DE TABLAS	132
LISTA DE FIGURAS	133
Resumen Autobiográfico	137

RESUMEN

Dos aleaciones, un acero de alta velocidad y un hierro blanco en condición de material recibido fueron sometidas a ensayos de desgaste. La mitad de ambas fueron preoxidadas mediante una oxidación isotérmica en aire seco para tener una comparativa entre material con y sin la presencia de óxidos en la superficie de contacto. El estudio de desgaste fue realizado mediante ensayos de microabrasión, donde ambos materiales fueron sometidos a desgaste deslizante en una configuración de bola sobre plano, agregado a ello se suministra una solución abrasiva de carburo de silicio con el fin de promover el desgaste. Las condiciones de los ensayos de microabrasión constan de dos tipos de cargas (1 y 4 N), para así analizar la presencia de mecanismos de dos y tres cuerpos con mayor facilidad acorde a cada carga, se realizaron 4 distancias de deslizamiento para obtener una tasa de desgaste con respecto a la distancia de deslizamiento. En la distancia final se busca obtener una comparativa de coeficientes de desgaste y determinar el desempeño de ambas aleaciones y compararlo entre las mismas. Las muestras desgastadas se caracterizaron mediante microscopía óptica para la medición de la huella con el fin de calcular el coeficiente de desgaste y caracterización metalográfica previa a los ensayos. Agregado a ello, se complementó la caracterización previa y el estudio de la huella de desgaste obtenida mediante el microscopio electrónico de barrido (MEB) y análisis elemental por espectroscopía de rayos-X (EDXS) y difracción de rayos-X para obtener las fases presentes en las muestras. Se presentaron coeficientes de desgaste más altos para las condiciones de cada material que presentan una oxidación previa, esto debido a las propiedades “no protectoras” de los óxidos. El hierro blanco presenta un mejor desempeño que el acero de alta velocidad, esto debido al alto contenido de cromo que promueve carburos M_7C_3 , los cuales presentan un mejor desempeño de resistencia al desgaste y resistencia a la corrosión y oxidación. El acero de alta velocidad presenta un menor desempeño principalmente debido a los carburos MC que muestran una corrosión previa a preoxidación. En cargas de 4 N se presenta un menor coeficiente de desgaste debido a la mejor distribución de carga en la superficie, generando así mayor cantidad de marcas de arado. Ambas aleaciones presentan mecanismos de dos y tres cuerpos, a 1 N la mayor presencia es de mecanismo de tres cuerpos y a 4 N la presencia

de mecanismo de dos cuerpos es mucho mayor. Los resultados son discutidos a fondo a lo largo del documento.

Capítulo 1

Introducción

1.1 Introducción

El proceso de laminación es un proceso industrial en el cual se reduce el espesor de una lámina de metal. La invención de laminación puede atribuirse a Leonardo da Vinci en sus dibujos. Existe documentación sobre las primeras pruebas del proceso de laminación de hierro con el propósito de la fabricación de hojalata en el año 1670 [1].

La investigación en este rubro ha recibido un gran impacto, en el caso de los rodillos de laminación, donde se busca incrementar la vida útil de los componentes elaborados, al igual que desarrollarse de manera óptima durante el procesamiento de material. Algunas de las aleaciones utilizadas son los aceros de alta velocidad y hierros al alto cromo, donde los principales elementos que componen la aleación se destacan el molibdeno, cromo y vanadio, los cuales promueven la formación de carburos resistentes al desgaste [2]. Con estas aleaciones se busca trabajar a altas temperaturas y velocidades sin comprometer el desempeño de los componentes y la calidad superficial del material a laminar.

Los aceros rápidos o también denominados HSS (*High Speed Steel*) suelen tener un gran uso en diversas áreas, principalmente en aplicaciones con altas velocidades de trabajo, de aquí su nombre, donde al ser utilizados principalmente en herramientas presentan buenas propiedades en las condiciones mencionadas, ya que tienen una alta dureza. Químicamente estos aceros son aleados con elementos como tungsteno y molibdeno, promoviendo la formación de diferentes carburos [3].

Las fundiciones de hierro al alto cromo (HiCr) son unas de las aleaciones más utilizadas en los rodillos de laminación, donde estas tienen una alta resistencia mecánica y ductilidad. Sus principales componentes son el cromo y el molibdeno [1], [4].

Dentro de algunas aplicaciones industriales de estas aleaciones se encuentra los rodillos de laminación, donde para el correcto funcionamiento requieren ser muy resistentes al desgaste

y abrasión, y en ciertos casos resistir altas temperaturas conservando las propiedades físicas y mecánicas. La elección de estas aleaciones es crucial para el desarrollo de trabajo.

Algunos problemas presentes en los rodillos de laminación es la formación de óxidos generado por las altas temperaturas, estos mismos debido a su alta dureza promueven mecanismos de desgaste reduciendo así la vida útil de los rodillos y comprometiendo el acabado superficial de los productos finales.

El propósito de este proyecto es comprender los mecanismos de desgaste que se presentan en dos coladas experimentales base hierro, denominada HSS y HiCr, con la intención de ser aplicadas en la fabricación de rodillos para laminación. Se busca que las aleaciones resistan condiciones de trabajo y de igual manera conocer cuál de ellas presenta un mejor desempeño desde un punto de vista de desgaste.

1.2 Hipótesis

La formación de una capa de óxido estable en la superficie de aleaciones base hierro utilizadas en la fabricación de rodillos de laminación puede afectar el desempeño al desgaste debido a mecanismos de abrasión en dos y tres cuerpos.

1.3 Objetivo General

Establecer el mecanismo de degradación y comportamiento al desgaste de dos aleaciones experimentales, en condición de material recibido y pre-oxidadas, bajo parámetros de operación en rodillos de laminación.

1.4 Objetivos específicos

- Estudiar el crecimiento de los diferentes óxidos en la superficie de cada aleación de estudio para predecir el impacto en los ensayos de desgaste en las probetas pre-oxidadas.
- Comprender el comportamiento y mecanismos de desgaste presentes en las aleaciones de estudio.
- Obtener el coeficiente dimensional de desgaste para cada condición.
- Comparar el desgaste obtenido en ambas aleaciones con respecto a la carga y condición metalúrgica.
- Seleccionar el material con mejores propiedades contra el desgaste.

1.5 Alcance del proyecto

El alcance de este proyecto es comprender el comportamiento de dos aleaciones experimentales base hierro en condiciones de microabrasión a baja temperatura similares a las presentes en la laminación, para observar el desempeño de cada aleación y definir cual presenta las mejores propiedades al desgaste.

Capítulo 2

Antecedentes

2.1 Introducción

La laminación requiere de por lo menos dos rodillos para que el proceso se efectúe, estos rodillos se encuentran en contacto con el producto a realizar. Existen diferentes acomodos de estos rodillos en donde en algunos casos solo se requieren solo dos rodillos de trabajo directo, asimismo de rodillos de apoyo donde la cantidad de estos y el acomodo puede variar dependiendo el arreglo [1].

Conforme la demanda de la laminación avanzaba comenzó la necesidad de usar más de un molino de manera simultánea dando origen así al tren de laminación. Este es definido como un conjunto de molinos los cuales trabajan al mismo tiempo de manera continua. Llevando a tener, tanto una gran variedad de molinos como de trenes de laminación, los cuales pueden ser clasificados según su configuración o arreglo en el que están estos molinos (Figura 2.1).

Dentro de los trenes de laminación, las aleaciones de los rodillos de laminación varían de acuerdo con la zona en la que se encuentren, teniendo en cuenta variables como lo son temperatura y carga aplicada. Si bien, dentro de este trabajo se analizaran dos tipos aleaciones utilizadas como lo son: los aceros rápidos (HSS) y hierros al alto cromo (HiCr). Los HSS suelen ser utilizados tanto como en los primeros molinos acabadores como en los últimos, debido a su mayor resistencia al desgaste y a altas temperaturas. Por otro lado, los rodillos de HiCr suelen ser utilizados en los últimos castillos acabadores debido a su no tan alta resistencia a la temperatura.

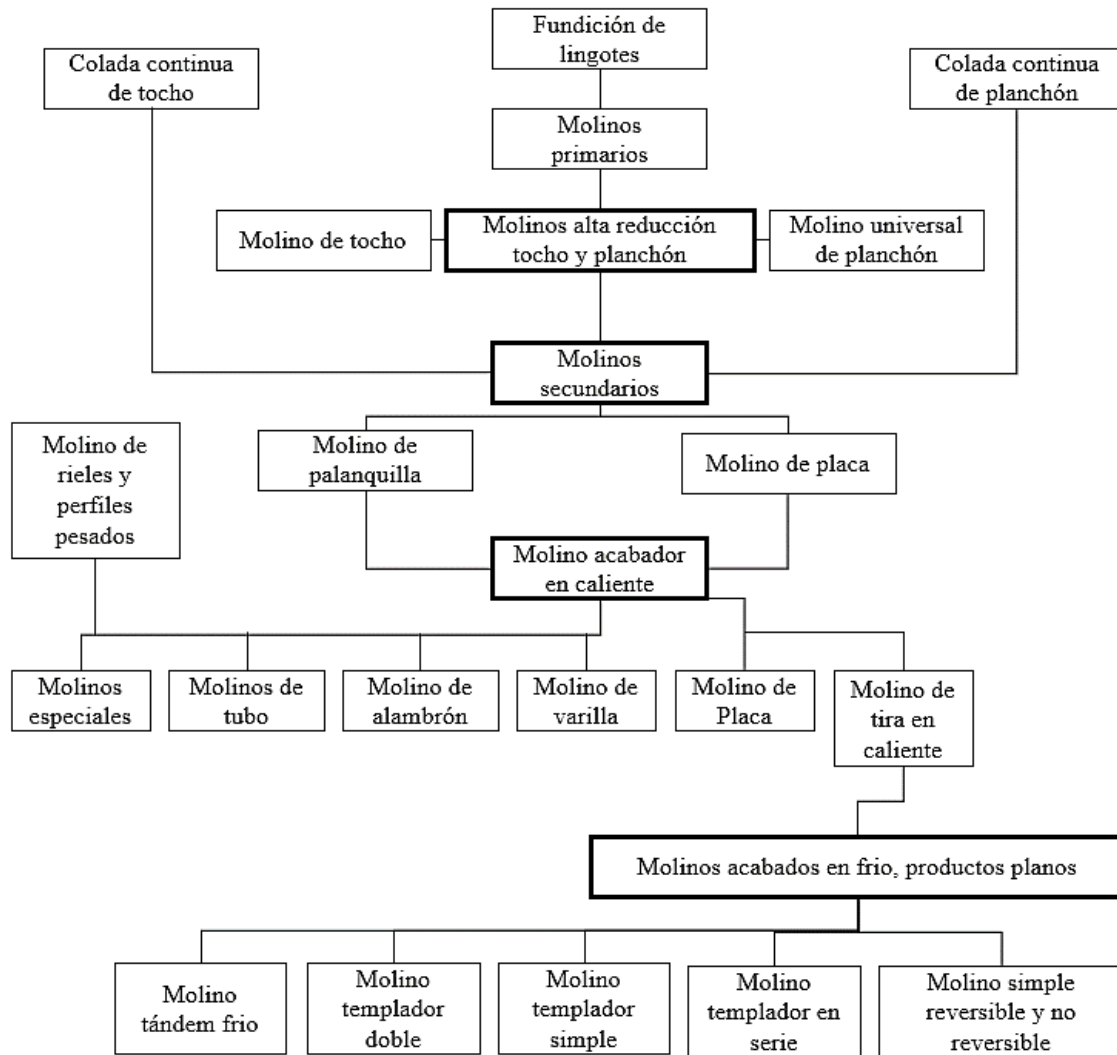


Figura 2.1 Clasificación de molinos de laminación y diagrama de flujo del acero [1].

Para el caso de estos rodillos de laminación, su proceso de fabricación es mediante vaciado centrifuga horizontal, donde este consiste en tener un molde giratorio con la forma del rodillo de laminación. La primera parte de este procedimiento es el precalentamiento del molde y la rotación de este. Al tener el material fundido, la primera parte a verter es el material superficial o también denominado “*Shell*”, donde la tasa de vertido del metal debe ser lo suficiente rápida para evitar acumulaciones o puntos con menor cantidad de material, de igual manera es necesario controlar que la velocidad no sea demasiado rápida para evitar la generación de acumulaciones de material debido a la viscosidad de este mismo y no cuente con el tiempo respuesta, ver el esquema de la Figura 2.2.

Las fuerzas centrífugas generadas por la rotación del molde promueven la distribución del metal de manera uniforme a lo largo del mismo, además de así tener un mismo espesor en todas las ubicaciones. Las fuerzas G no solo actúan en dirección radial, sino también en el eje longitudinal. Una vez se tiene el vaciado completado, se continua con la rotación y el enfriamiento del metal, el tiempo necesario es el suficiente para que este se vuelva sólido y desarrolle resistencia necesaria para resistir el colapso o flacidez después de que se detiene el molde [1].

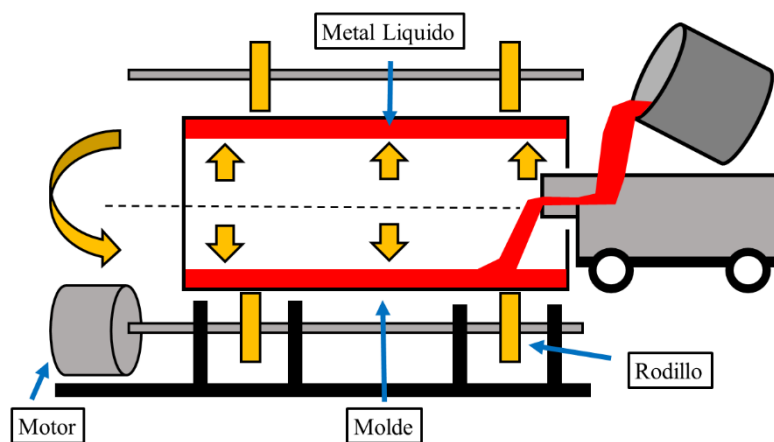


Figura 2.2 Esquema representativo de proceso de formación de rodillos de laminación, vaciado centrífugado horizontal.

Para el caso de estos rodillos, su fabricación consta de dos partes, el metal de la superficie y el interior o “corazón”. Donde este segundo metal es vaciado después de completar el primer vaciado y por lo general se realiza antes de tener una solidificación completa de la aleación superficial. Además, se agregan fundentes los cuales evitan promover mecanismos de oxidación entre ambos metales.

Los parámetros seleccionados (velocidad de vaciado, temperatura y tiempo) para el segundo metal deben ser tales que ambos se unan, pero no se entremezclen en exceso y de igual manera la solidificación se lleva a cabo con la misma velocidad de centrifugado. Además, la solidificación ocurre desde el molde hacia adentro. La fundición debe estar lo suficiente por debajo de *solidus* para tener la resistencia requerida, pero no demasiado fría como para

resistir la unión con el núcleo de hierro. Es necesario resaltar que el tiempo, temperatura de llenado y tasa de llenado son fundamentales para obtener una unión ideal entre superficie y núcleo sin reducir el metal superficial.

Si bien existen diferentes métodos para la fabricación de rodillos de laminación, las aleaciones presentes en este estudio se realizaron mediante dicho proceso.

2.1.1 Hierro al alto cromo (HiCr)

El sistema Fe-Cr-C es una de las bases para un gran número de los materiales utilizados para resistencia al desgaste, teniendo aplicaciones en minería, procesamiento de minerales y en el caso de este estudio, para rodillos de laminación. La aplicación del hierro al alto cromo inicia en los años 1960 donde estos son utilizados para la manufactura de pequeñas barras y para rodillos de laminación de sección pesada. Con el paso del tiempo, rápidamente se tuvo claro que estos rodillos presentaban una alta resistencia a la abrasión [5], [6].

Este material es aceptado principalmente por su resistencia a la abrasión y es debido a la presencia de los carburos de cromo dentro de la microestructura. La presencia de estos carburos tiene una dureza de 1500 – 1800 Vickers [7]. La composición química de dicha aleación consta principalmente de los elementos Cr, Mo, V, Si, Nb, Mn, entre otros. Dichos elementos son seleccionados para resistir las condiciones a las que los rodillos de laminación son utilizados y promover la vida útil de estos.

El alto contenido de cromo en dicha aleación promueve la formación de carburos, en su mayoría con estequiometría M_7C_3 , además de contenidos de V y Mo en solución sólida. Sin embargo, se pueden presentar en la microestructura carburos con estequiometría MC y M_6C . La cantidad de estos elementos en los carburos promueve sus propiedades de resistencia al desgaste.

Durante los tratamientos térmicos presentes en el rodillo de laminación se promueve la formación de carburos secundarios, los cuales tienen una distribución mucho más homogénea en toda la matriz del material de igual manera, promoviendo así resistencia al desgaste y altas temperaturas, lo cual puede resumirse en la Tabla 2.1.

Tabla 2.1 Carburos comunes presentes en el hierro blanco [6].

<i>Tipo de carburo</i>	<i>Composición química (EDX)</i>	<i>Forma</i>	<i>Coloración en SEM</i>
MC	V (mayor presencia) Mo, W, Cr	Agregados o “coral-like”	Gris oscuro
M ₇ C ₃	Cr (mayor presencia) V, Mo	“Herringbone-like”	Gris
M ₆ C	Mo (mayor presencia) V	“Herringbone-like” (con láminas más pequeñas)	Blanco

La Figura 2.3 muestra la microestructura típica de un hierro al alto cromo, donde la presencia de cromo y el alto contenido de este promueve la formación de carburos eutécticos M₇C₃ [8], los cuales son aquellas fases con una coloración blanca y presentan una alta dureza, resistencia al desgaste y a la corrosión. Los hierros con alto contenido de cromo solidifican como dendritas austeníticas (fases en color negro en la figura) con una red de carburos interdendríticos eutécticos M₇C₃ [9].

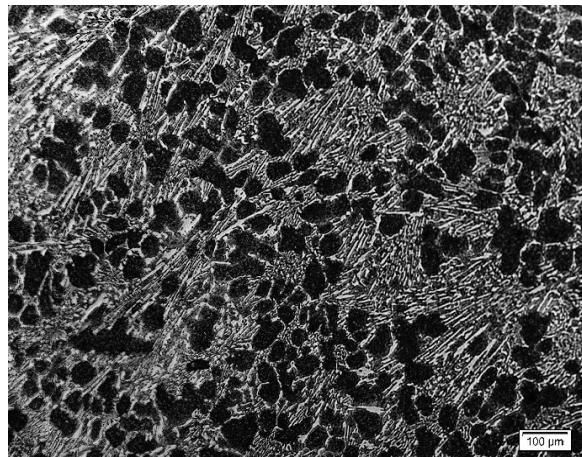


Figura 2.3 Microestructura típica de un rodillo de hierro al alto cromo.

Los carburos secundarios juegan un papel importante en las propiedades mecánicas del hierro al alto cromo, donde el tamaño, número, volumen y distribución de estos carburos secundarios a lo largo de la matriz dependen de la composición química, temperatura y tiempo de los tratamientos térmicos [10]. Los carburos secundarios consisten en M_7C_3 , donde el hierro, molibdeno, o vanadio puede reemplazar los átomos de cromo en la red de este carburo para obtener $(Fe,Cr)_7C_3$ o carburos M_7C_3 [9].

Una solidificación que parte de una fase líquida promueve una red de carburos muy duros que promueve propiedades bajas a la fractura y altas tasas de desgaste. Esta red es demasiado estable y difícilmente se ve afectada por un tratamiento térmico, por lo que un tratamiento térmico adecuado es necesario para promover la mejora de propiedades mecánicas para una resistencia al desgaste. Para la formación de carburos secundarios se utilizan tratamientos de desestabilización y subcrítico [11]. Donde en desestabilización (800 – 1100 °C), la precipitación de carburos secundarios se obtiene a una temperatura baja de austenización (1000 °C), reduciendo de esta manera el contenido de cromo y carbono que resulta en una fase de transformación sin difusión de austenita a martensita. La fase martensita tiene buena resistencia al desgaste, sin embargo, la fase perlita y ferrita reducen la resistencia a la abrasión [12]. Un recocido subcrítico es útil para reducir la austenita retenida y reforzar la matriz de martensita mediante la precipitación de una cantidad considerable de carburos secundarios [10].

La temperatura subcrítica es relativamente baja (580 °C), la cual puede evadir la distorsión y fisuras en el material vaciado. El recocido subcrítico mejora la tenacidad debido a la liberación de la tensión de deformación en la martensita, y la dureza se puede aumentar mediante el endurecimiento secundario por precipitación de carburos.

Uno de los principales inconvenientes de tener condiciones de trabajo a altas temperaturas es la corrosión (650°C). Existen algunos estudios que demuestran que la matriz actúa como un ánodo de sacrificio donde los carburos tardaran más en presentar corrosión [13].

Si bien una de las principales maneras de mejorar la resistencia a la corrosión es promover el volumen de los carburos o utilizar tratamientos térmicos de desestabilizado para precipitar carburos secundarios, esto de igual manera promueve un decremento de la resistencia a la fractura, esto resulta crucial cuando el desgaste abrasivo es repetitivo, una de las soluciones a ello es agregar niobio. La presencia del elemento niobio promueve la formación de algunos carburos que de igual manera promueven la resistencia al desgaste y estos pueden ser identificados con un color blanco, lo cual puede ser observado en la Figura 2.4. Los carburos primarios presentan una alta resistencia al desgaste cuando se trata de cargas bajas, sin embargo, al momento de aumentar a cargas más altas tener en comparativa una aleación con un alto contenido de niobio y una con poco contenido no existe una gran diferencia.

En la Figura 2.4 solo puede ser visto en su mayoría los carburos primarios de niobio, sin embargo, este elemento se encuentra presente a lo largo de la matriz como carburos secundarios.

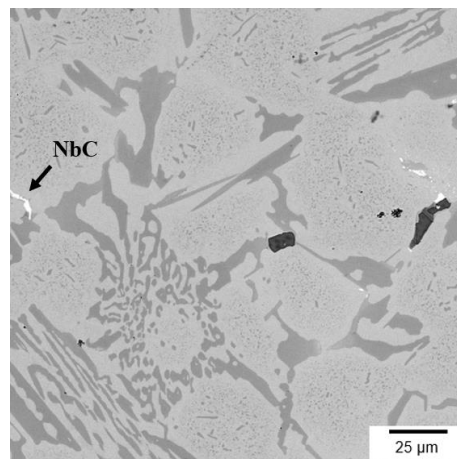


Figura 2.4 Microestructura de Hierro blanco con presencia de carburos de niobio.

2.1.2 Aceros de alta velocidad (HSS)

Los aceros de alta velocidad o también llamados HSS por sus siglas en inglés “*High Speed Steel*”, generalmente son utilizados en grado herramienta donde con elementos como tungsteno y molibdeno presentan buena resistencia a la temperatura y desgaste [3], [14]. Normalmente, presentan adiciones de cromo, vanadio y cobalto. Los elementos de aleación elevan la temperatura a la que se produce el revenido, lo que permite utilizar HSS a mayores temperaturas con respecto a otras aleaciones. El nombre es debido a la alta dureza la cual se conserva aún a altas velocidades de corte, los elementos vanadio y molibdeno forman carburos con estequiometrías MC, M₆C, M₂C y M₇C₃. Estos carburos son descritos en la Tabla 2.2.

Todos estos carburos son formados durante el vaciado y son dominados “carburos primarios”. Después de algún tratamiento térmico, la matriz es endurecida por precipitaciones secundarias de carburos pequeños, denominados “carburos secundarios”, su principal razón de existencia es proteger a la matriz del desgaste y promover la resistencia a altas temperaturas.

Tabla 2.2 Carburos comunes presentes en aceros de alta velocidad.

<i>Tipo de carburo</i>	<i>Composición química (EDX)</i>	<i>Forma</i>	<i>Coloración en SEM</i>
MC	V (mayor presencia) Mo, W, Cr	Agregados o “ <i>coral-like</i> ”	Gris oscuro
M ₂ C	Mo (mayor presencia) V, Cr	Acicular	Gris claro
M ₇ C ₃	Cr (mayor presencia) V, Mo	“ <i>Herringbone-like</i> ”	Gris
M ₆ C	Mo (mayor presencia) V	“ <i>Herringbone-like</i> ” (con láminas más pequeñas)	Blanco

La Figura 2.5 muestra una microestructura típica de un acero de alta velocidad utilizado en un rodillo de trabajo, donde la presencia de carburos destaca las fases color blanco que son carburos con un alto contenido de vanadio, además la segregación regiones de grafito con una coloración obscura.

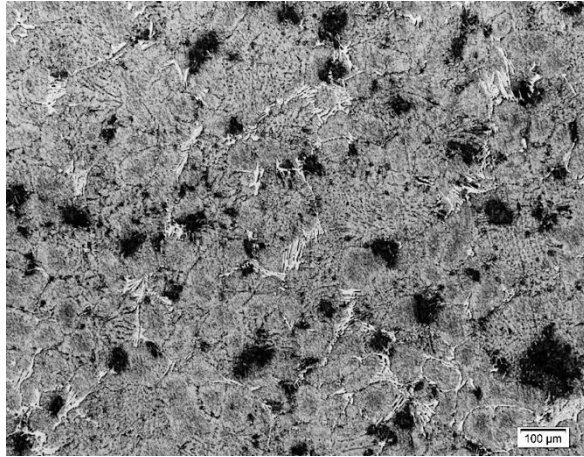


Figura 2.5 Microestructura típica de rodillos de trabajo HSS.

La manera en la que solidifica el acero de alta velocidad puede ser descrita como:

1. La masa solidifica por la precipitación de ferrita. Aquí los átomos de la aleación se disuelven en la ferrita, sin embargo, el carbono presenta una solubilidad baja por lo que se promueve la segregación de átomos de carbono.
2. La austenita es formada por reacción peritectica como consecuencia de la segregación.
3. Al momento del enfriamiento se produce la segregación de elementos estabilizadores de ferrita, iniciando así la reacción eutéctica formando carburos primarios. Los carburos MC , M_2C y M_6C tienen a formarse en los límites del grano austenítico.
4. En el tratamiento térmico de recocido, a temperaturas por encima de 900°C , el carburo M_2C se descompone en carburos M_6C , MC y algunos otros carburos menos frecuentes como $M_{23}C_6$, M_7C_3 y M_3C , ver Figura 2.6.

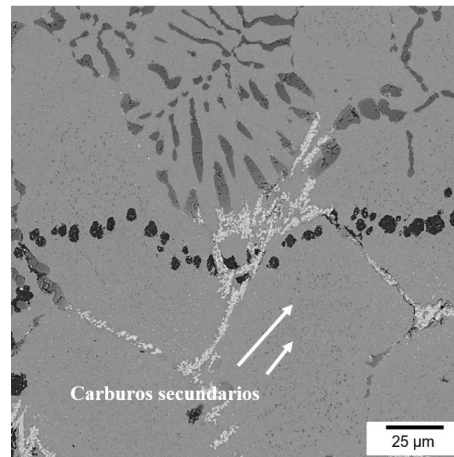


Figura 2.6 Precipitaciones de carburos secundarios en acero de alta velocidad.

El tamaño de los carburos secundarios es extremadamente pequeño por lo que el tamaño promedio de 3 a 10 nm y un espesor de 1 a 2 nm, por lo que analizarlos en el microscopio electrónico de barrido es complicado.

2.2 Desgaste y fricción

El estudio de la fricción y desgaste presenta gran relevancia ya que es un mecanismo el cual se encuentre en gran variedad de sistemas con deslizamiento o rodamiento, si bien en la mayoría de los casos la fricción puede ser considerada como un defecto, sin ella no existirían la mayoría de los procesos. Podemos definir a la fricción como la resistencia relativa al movimiento de dos cuerpos los cuales se encuentran en contacto [15], [16].

2.2.1 Coeficiente de fricción

La fricción suele confundirse como una propiedad del material, sin embargo, es una propiedad tribológica del sistema cuando al menos dos cuerpos entran en contacto, junto con el entorno que lo rodea y su interfaz. Existen dos tipos de fricción los cuales son denominados fricción en seco y lubricada, donde lo que los diferencia es el contacto con o sin la presencia de un cuerpo o lubricante entre ambas superficies.

La manera en la que es representada o descrita la fricción es mediante un parámetro cuantitativo denominado coeficiente de fricción (μ). Es conocido que la fuerza de fricción es proporcional de una manera lineal a la fuerza aplicada sobre un cuerpo. Este es un producto escalar adimensional el cual es definido como la relación entre la fuerza de fricción tangencial (F) y la fuerza normal (W).

$$\mu = \frac{F}{W} \quad (\text{Ecuación 2.1})$$

Una manera de entender mejor la fuerza de fricción es el siguiente esquema, ver Figura 2.7, donde una fuerza tangencial es necesaria para mover el objeto en una dirección y la fuerza de fricción es la resistencia que existe a este movimiento en una dirección contraria.

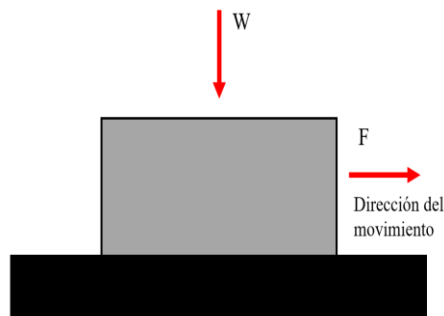


Figura 2.7 Esquema representativo de un cuerpo deslizándose sobre una superficie.

El coeficiente de fricción no está en función de la masa o del volumen, únicamente depende de las condiciones de prueba, por lo que si se tiene un material 1 y un material 2, donde ambos se encuentran en contacto y el material 1 tiene una mayor masa que material 2, existirá el mismo coeficiente de fricción incluso a la inversa. Por lo tanto, la magnitud de la fuerza de fricción depende únicamente de la fuerza normal. Se podría definir al coeficiente de fricción como un parámetro empírico ya que tiene que ser medido de manera experimental y este no puede ser calculado de alguna manera[15], [16].

El movimiento de un cuerpo puede ser descrito mediante la composición de dos componentes de fricción: fricción estática y fricción dinámica. La primera es aquella que existe cuando dos cuerpos se encuentran en contacto y no existe movimiento relativo para cada uno, descrito de otra forma es aquel que previene que los objetos se deslicen en una superficie con inclinación. Este suele ser interpretado como μ_s y este suele ser mayor a la fricción cinética.

La fricción cinética es aquella que inicial cuando el movimiento relativo comienza y ambos materiales están en contacto. Esta es denominada como μ_k y suele ser menor a la fuerza estática. Este conjunto de fuerzas puede ser descritas en la Figura 2.8, donde antes de iniciar el movimiento existe únicamente fuerza estática y en el punto que inicia el movimiento comienza la fuerza cinética [15].

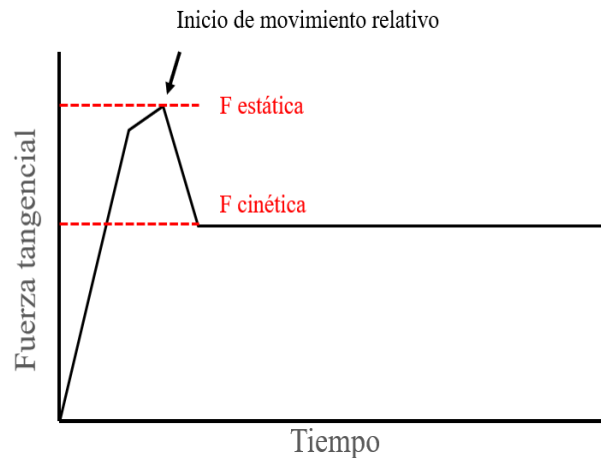


Figura 2.8 Fuerza tangencial con respecto al tiempo [15].

Es necesario mencionar que las superficies no son perfectamente lisas, esto haciendo referencia que entre los materiales existe rugosidad o variaciones en crestas y valles en la superficie, teniendo así irregularidades, la importancia de esto recae al momento de tener mecanismos de desgaste, donde a tener mayores áreas de contacto existirán mayores marcas de desgaste ocasionando un mayor desprendimiento de material.

Para el ejemplo de metales en los que existe cierta rugosidad donde los crestas y valles no tendrán un contacto perfecto entre ellos, teniendo así ciertos puntos o áreas de contacto, una manera de entenderlo mejor es a través de la Figura 2.9, donde mediante una representación

en tres dimensiones de dos superficies en contacto, el área real de contacto, $2a$, es aquella que existe de una manera puntual y aleatoria con respecto a las asperezas existentes en la superficie del material.

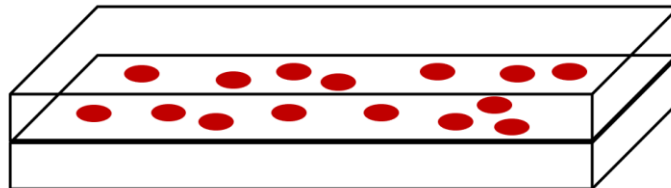


Figura 2.9 Esquema en dos dimensiones de área real de contacto.

Bowden y Tabor [17] establecieron una teoría de fricción explicando las causas de esta. Esta teoría describe que la fricción consta de dos componentes, denominados componente adhesiva (μ_a) y componente de arado (μ_p), cada uno de estos componentes son independientes y son expresado de la siguiente manera (Ecuación 2.2):

$$\mu = \mu_a + \mu_p \quad \text{(Ecuación 2.2)}$$

De una manera general μ_a depende del par de materiales en contacto, la lubricación y el área real de contacto, mientras que μ_p depende del grado de deformación plástica la cual se presenta en las asperezas.

Existen diferentes factores que afectan la fricción, los cuales se describen a continuación [15], [18]:

- *Rugosidad.* Es claro que las superficies de los materiales en general no son totalmente lisas y presentan cierta rugosidad la cual puede ser vista como asperezas. La teoría de la rugosidad establece que la fuerza de fricción es igual a la fuerza requerida para superar a las asperezas. Es necesario mencionar que igualmente existe una deformación plástica por el simple hecho de tener un deslizamiento el cual se origina por el contacto entre las asperezas. Por lo cual, tener una mayor cantidad de asperezas o una alta rugosidad (crestas y valles bajos) promueve un incremento en la fricción.

- *Topografía superficial.* La medición de la topografía suele ser vista desde parámetros de rugosidad como lo es Ra, sin embargo, a pesar de que los materiales puedan tener valores cercanos, no significa que su comportamiento pueda ser el mismo, ya que la distribución de asperezas o alturas de estas mismas no será igual.
- *Estructura cristalina.* El efecto de la estructura cristalina del material sobre la fricción depende de la facilidad con que el material pueda sufrir una deformación plástica. Este depende de cómo el material tolera una deformación plástica y esta misma depende del número de sistemas de deslizamiento disponibles en la estructura cristalina.
- *Dureza.* El efecto de la dureza en la fricción es atribuido al hecho de la falta de deformación plástica del material duro, con un decremento en la adherencia de los metales, resultado de una baja fricción. Los enlaces atómicos en metales duros son más fuertes, por lo tanto, la resistencia de adhesión es mucho mayor, reduciendo así, la fricción. De igual manera, la dureza no puede ser utilizada únicamente para definir la fricción.
- *Modulo elástico.* Un incremento en el módulo elástico resulta en un decremento en el área real de contacto y, por lo tanto, reduce la adhesión y fricción.
- *Tamaño de grano.* Se ha establecido que el coeficiente de fricción disminuye con el aumento en el tamaño de grano.
- *Carga normal.* Para algunos casos, la formación de óxido en algunos metales a bajas cargas reduce el coeficiente de fricción, ya que estas partículas reducen el daño en el material y a cargas más altas, estas “capas protectoras” pueden fracturarse y aumentar la fricción. Cabe mencionar que esto depende de las propiedades físicas de los óxidos en comparación con los materiales en contacto, los cuales pueden definirse como óxidos protectores o frágiles.
- *Velocidad de deslizamiento.* El incremento en la velocidad en un sistema tribológico promueve el aumento en la temperatura en la superficie de contacto lo cual puede provocar la formación de óxidos una parte del material, reduciendo así el coeficiente de fricción, lo cual puede ser interpretado como un lubricante entre ambas superficies, de ser así el caso. Sin embargo, para casos de materiales más suaves el aumento de velocidad resulta en un aumento en el coeficiente de fricción debido adhesión del

material suave. Por lo que predecir la fricción únicamente mediante este parámetro no resulta viable.

- *Ambiente*. En el caso de los metales, en condiciones ambiente estándar se oxidan o producen una capa de óxido. La modificación de la atmósfera ya sea por el cambio de humedad, puede provocar un aumento o disminución en la formación de óxidos, dependiendo sea el caso. Con la formación de óxidos el coeficiente de fricción aumenta o se reduce, dependiendo de las propiedades mecánicas de los óxidos y la cantidad de capa que sea formada.
- *Temperatura*. Un incremento en la temperatura, por lo general, promueve la pérdida de dureza en un metal, cuando la temperatura incrementa comienza a ocurrir algunos efectos como el cambio de las propiedades mecánicas del metal en contacto, la formación de óxido y la transformación de fases no deseadas.

Si bien cada uno de estos factores aumenta o disminuye el coeficiente de fricción, algunos van en conjunto o son consecuencias de otro. Intentar predecir el comportamiento del coeficiente de fricción únicamente con un parámetro no es posible, por lo que es necesario tener el control o conocimiento de la mayoría de los factores para una predicción más asegurada. Debido a esto es considerado como multifactorial el proceso de degradación por desgaste.

2.2.1.1 Componente de adhesión

La componente de adhesión es representada mediante el área de contacto que existe entre las puntas de las asperezas del material, como se mostró en la Figura 2.9. Por lo que el área real es pequeña y al tener una fuerza en un área pequeña equivale a una alta presión de contacto que promueve la deformación plástica en las asperezas. Conforme la deformación plástica aumenta, el área de contacto incrementa hasta el punto en el que el área de contacto puede resistir la carga del sistema.

La fuerza normal la cual es balanceada por el área real de contacto es dada por:

$$W = AH \quad (\text{Ecuación 2.3})$$

Donde A es el área real de contacto, H es la dureza del material más suave y W es la carga normal.

Dependiendo del grado de penetración de las asperezas y la energía superficial, la unión adhesiva se presenta en la zona real de contacto entre asperezas. Al momento de tener un movimiento entre estas superficies en contacto, se requiere una fuerza lateral para poder romper las uniones adhesivas formadas en la interfaz en las zonas de área real de contacto. Por lo tanto, la fuerza de fricción es proporcional a la resistencia al corte de la adhesión. La resistencia media al corte de las uniones más débiles en el área real de contacto es expresada como S. Sin considerar el aumento de la adhesión, la fricción viene dada por:

$$F = AS \quad (\text{Ecuación 2.4})$$

$$F = \frac{W}{H} S \quad (\text{Ecuación 2.5})$$

$$\frac{F}{W} = \frac{S}{H} \quad (\text{Ecuación 2.6})$$

$$\mu = \frac{F}{W} = \frac{S}{H} \quad (\text{Ecuación 2.7})$$

Si el coeficiente adhesivo domina, el coeficiente de fricción es calculado a través de la relación de S y H.

2.2.2.2 Componente de arado

El arado ocurre cuando las asperezas del material duro penetran sobre el material suave y se promueve la formación de valles mediante la deformación plástica en el material más suave. Este es el componente de fricción con mayor presencia durante el proceso de abrasión y tiene mayor relevancia si el componente de adhesión es bajo.

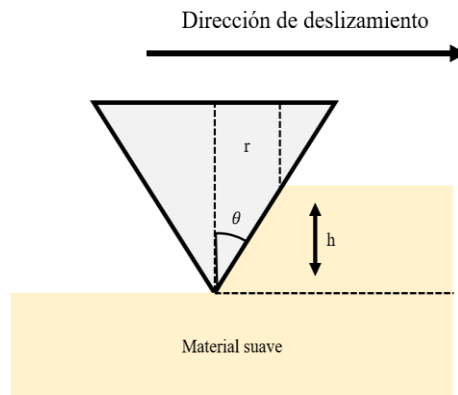


Figura 2.10 Esquema representativo de material arado a través de una aspereza cónica de material duro.

Se asume que el material de mayor dureza tiene una gran cantidad de asperezas con una forma cónica con un ángulo θ en contacto con un material suave que tiene una superficie más plana. Esto es representado mediante la Figura 2.10. El área de contacto está dada por:

$$A = \frac{1}{2} n \pi r^2 \quad (\text{Ecuación 2.8})$$

Donde n es el total de asperezas. Partiendo de $W = AH$:

$$W = \frac{1}{2} n \pi r^2 H \quad (\text{Ecuación 2.9})$$

La fuerza de fricción es obtenida considerando el total de área del material, la cual ha sido desplazada mediante deformación plástica

$$F = nrhH \quad (\text{Ecuación 2.10})$$

$$\mu = \frac{F}{W} = \frac{2h}{\pi r} \quad (\text{Ecuación 2.11})$$

$$\frac{h}{r} = \cot \theta \quad (\text{Ecuación 2.12})$$

Por lo que,

$$\mu = \frac{2}{\pi} \cot \theta \quad (\text{Ecuación 2.13})$$

2.3 Mecanismos de desgaste

El desgaste de igual manera que la fricción no es una propiedad del material es una respuesta del material al sistema tribológico en el que se encuentra. El desgaste se define como la pérdida progresiva de masa sobre la superficie de un cuerpo por una acción mecánica [15]. La mayoría de las veces el desgaste ocurre debido a las interacciones de superficie por el contacto de asperezas. La mayoría de las ocasiones se puede pensar que una alta fricción corresponde a un alto desgaste, sin embargo, no es así, ya que el desgaste se puede calcular mediante el coeficiente adimensional de desgaste (K) definido por Archard [18], ecuación 2.14, o el coeficiente de desgaste dimensional (k) el cual está definido por la ecuación 2.15.

$$K = \frac{k}{H} \quad (\text{Ecuación 2.14})$$

$$k = \frac{V}{PL} \quad (\text{Ecuación 2.15})$$

Donde, H es la dureza del material suave (GPa), k es el coeficiente dimensional de desgaste ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$), V es el volumen de material removido por desgaste (mm^3), P es la carga aplicada (N) y L es la distancia recorrida.

Los mecanismos de desgaste con mayor relevancia son: desgaste abrasivo, desgaste adhesivo, delaminación, desgaste erosivo, desgaste de fatiga, desgaste corrosivo/oxidativo y desgaste reciprocante. Una parte considerable de todos los procesos encontrados en industria son debido a mecanismos de desgaste por abrasión y adhesión. Es necesario mencionar que el desgaste suele iniciar por un mecanismo y este desencadena otro tipo de mecanismos de desgaste. La mayoría de estos tipos de mecanismos son analizados mediante microscopía óptica, microscopía electrónica y técnicas de análisis de superficie.

El desgaste es promovido por diversos factores, los cuales pueden ser controlados, de igual manera que para la fricción, el conocer únicamente un factor no permite tener una predicción correcta del comportamiento del desgaste. Algunos de estos factores que determinan el desgaste son [15]:

- *Carga.* Incrementar la carga tiene como resultado un incremento en el área real de contacto. La pérdida material por desgaste es proporcional a la carga aplicada durante el deslizamiento. El incremento de la carga suele atribuir un mayor desgaste debido a las deformaciones plásticas provocada en la superficie del material, todo esto establecido por Archard.
- *Velocidad de deslizamiento.* En el caso de no tener lubricación de por medio, con el incremento de la velocidad, la fricción genera un aumento de temperatura y como resultado existe una oxidación que forma una pequeña capa de óxido. En algunos casos puede resultar en una disminución o aumento del desgaste dependiendo el caso. En el caso de tener una lubricación, un aumento en la velocidad disminuye la tasa de desgaste.
- *Temperatura.* Este es un parámetro de gran importancia ya que influye en la respuesta al desgaste de los metales acelerando la reactividad química de la superficie del metal, mediante los cambios en la microestructura como respuesta de este mismo.
- *Ambiente.* Gran cantidad de metales en un ambiente promedio llevan a cabo la formación de una capa de óxido con facilidad. Dependiendo el caso, la capa oxidativa

puede funcionar como lubricante o no. La concentración de humedad puede promover tanto la formación de cantidad de óxidos.

- *Dureza*. El modelo de Archard considera la tasa de desgaste de los metales como un inverso de la dureza. En el caso de desgaste abrasivo, los materiales duros resisten a la penetración, por lo que a mayor dureza existe una mayor resistencia a la abrasión.
- *Modulo elástico*. Para metales que tienen un alto modulo elástico, reducen el área real de contacto lo cual lleva a una baja adhesión y desgaste. La resistencia al desgaste abrasivo de un material puede variar si se cambia la relación de fuerza/módulo elástico. Esta relación revela que al incrementar la dureza aumenta la resistencia a la abrasión, de igual manera que disminuyendo el módulo elástico.
- *Tenacidad a la fractura*. Durante la interacción de asperezas, el crecimiento de grietas ocurre con una cantidad crítica de deformación, si la deformación aplicada es menor que la deformación crítica, la tasa de desgaste de un metal es independiente de la tenacidad a la fractura. Una vez alcanzada la deformación crítica, existe una mayor probabilidad de crecimiento de grieta y la tasa de desgaste depende de la tenacidad a la fractura.
- *Estructura cristalina*. El deslizamiento relativo produce deformaciones plásticas las cuales forman dislocaciones cercanas a la superficie. Metales con menos sistemas de deslizamiento como HCP, tienen una menor tasa de desgaste que metales con un alto número de sistemas de deslizamiento como FCC.
- *Difusividad térmica*. Abdel Aal [19] estableció que la transición de un medio a un elevado desgaste ocurre cuando la cantidad de calor generado es mucho mayor a la que el metal puede disipar. Asimismo, delimitó qué si la cantidad de calor acumulado llega a un valor crítico, la delaminación del óxido resulta en una mayor tasa de desgaste.

Todos estos parámetros en conjunto pueden dar la posibilidad de predecir y conocer el mecanismo de desgaste de dos metales en contacto con movimiento relativo. Al momento de tener este sistema existen diferentes tipos de mecanismos de desgaste que se pueden llevar a cabo, algunos de ellos son resultados o consecuencia de otros. En los siguientes apartados se dará una explicación de cada tipo de desgaste.

2.3.1 Desgaste adhesivo

Al momento de tener dos superficies en contacto, los átomos se encontrarán en contacto en cierto punto. En ese momento las dos superficies podrían experimentar un pequeño tiempo con la formación de fuerzas de Van der Waals. A distancias de 1 nm los enlaces formados son débiles y al tener una mayor área de contacto estos enlaces tienen una mayor fuerza. Por lo tanto, al momento de tener un movimiento relativo, estos enlaces formados serán destruidos. Por consiguiente, los materiales con menor dureza tenderán a adherirse a superficies con una mayor dureza. Si la fuerza de corte toma lugar en el punto inicial, el desgaste es cero, pero si este sucede fuera del punto inicial, partes del material son transferidos del material más suave al material más duro, aunque en algunos casos el material más duro transfiere material al más suave [15].

Archard planteo una expresión teórica para la tasa de desgaste por adhesión. Propone que el área de contacto comprime un número de áreas circulares de contacto a , donde cada punto de contacto es πa^2 para soporta una carga W .

$$W = \pi a^2 H \quad (\text{Ecuación 2.16})$$

Si n es el número de contactos, la carga normal será.

$$n\pi a^2 = \frac{W}{H} \quad (\text{Ecuación 2.17})$$

Durante el deslizamiento, la superficie opuesta pasa sobre la aspereza a una distancia $2a$. Se asume que el fragmento de desgaste producido es hemisférico en forma y un volumen de:

$$v = \frac{2}{3} \pi a^3 \quad (\text{Ecuación 2.18})$$

El volumen de desgaste producido por una aspereza en unidad de deslizamiento está dado por:

$$\delta Q = \frac{\frac{2}{3} \pi a^3}{2a} = \frac{\pi a^3}{3} \quad (\text{Ecuación 2.19})$$

$$Q = \frac{n\pi a^2}{3} \quad (\text{Ecuación 2.20})$$

Sustituyendo,

$$Q = \frac{W}{3H} \quad (\text{Ecuación 2.21})$$

La ecuación interpreta que:

- El volumen de desgaste es proporcional a la carga.
- El volumen de desgaste es proporcional a la distancia de deslizamiento.
- El volumen de desgaste es inversamente proporcional a la dureza del material suave.

Esta teoría es la modificación considerando que las partículas de desgaste producidas solo son una fracción del resultado de desgaste:

$$Q = k \frac{W}{3H} \quad (\text{Ecuación 2.22})$$

$$Q = K \frac{Wx}{H} \quad (\text{Ecuación 2.23})$$

Esta última x es una distancia de deslizamiento y $K = \frac{k}{3}$ denominado como coeficiente de desgaste.

2.3.2 Desgaste abrasivo

En el caso del desgaste abrasivo, las asperezas del material con alta dureza son presionadas en la superficie del material suave provocando una deformación plástica. Cuando comienza el movimiento, el material duro remueve al material suave mediante arado. El mecanismo de abrasión se basa principalmente marcas de arado y acumulación de material en los bordes como resultado de la deformación plástica del material suave.

El mecanismo de abrasión es clasificado principalmente en abrasión de dos cuerpos y abrasión de tres cuerpos. En el caso de la abrasión por dos cuerpos el material duro se promueve deformaciones plásticas sobre el material suave, este puede estar presente en operaciones mecánicas como desbaste o maquinado. Por otro lado, en el mecanismo de tres cuerpos la presencia de partículas abrasivas que se encuentran entre ambos cuerpos promueve la abrasión y marcas de arado. En la mayoría de los casos del mecanismo de desgaste abrasivo comienza con el desgaste adhesivo generando partículas abrasivas, resultando en desgaste por abrasión de tres cuerpos [20].

Uno de los modelos más reconocidos para la interpretación del desgaste por abrasión es asumir que la partícula abrasiva es una punta cónica definida por un ángulo, arando a lo largo del material suave y removiendo material como se muestra en la Figura 2.10.

El volumen desplazado de material esta dado por:

$$v = rd \quad (\text{Ecuación 2.24})$$

Donde,

$$d = r \tan \theta \quad (\text{Ecuación 2.25})$$

$$v = r^2 \tan \theta \quad (\text{Ecuación 2.26})$$

El volumen total de material desplazado en unidades de distancia,

$$Q = nr^2 \tan \theta \quad (\text{Ecuación 2.27})$$

Donde n es el número de asperezas en contacto. Se asume que el material suave cede a la carga. Por lo que, el desgaste abrasivo transmite una carga normal de,

$$W = \pi r^2 \frac{H}{2} \quad (\text{Ecuación 2.28})$$

Donde H es la dureza del material suave. Así que, si n asperezas están en contacto, la carga normal es,

$$W = \pi r^2 \frac{H}{2} \quad (\text{Ecuación 2.29})$$

$$\pi r^2 = \frac{2W}{\pi H} \quad (\text{Ecuación 2.30})$$

Sustituyendo

$$Q = \frac{2W}{\pi H} \tan \theta \quad (\text{Ecuación 2.31})$$

No todas las partículas abrasivas producen pérdida de material por desgaste, por lo que;

$$Q = k \frac{W \tan \theta}{H \pi} \quad (\text{Ecuación 2.32})$$

Donde k es la proporción de eventos que actualmente producen partículas abrasivas

$$Q = K \frac{W}{H} \quad (\text{Ecuación 2.33})$$

Para una distancia de deslizamiento “x”:

$$Q = K \frac{Wx}{H} \quad (\text{Ecuación 2.34})$$

La ecuación para desgaste abrasivo es la misma que para desgaste adhesivo. En la derivación se asume que todo el material que se desplaza por partículas abrasivas se convierte en residuos de desgaste “suelto”, sin embargo, se ha demostrado que gran parte del material desplazado suele acumularse en algunos lados de ranuras y no perderse en la superficie [15].

Generalmente las huellas de desgaste son paralelas a la dirección de deslizamiento, las cuales muestran un conjunto de mecanismos de deformación y, por lo tanto, con el aumento del deslizamiento se promueve un aumento de dureza, debido a un endurecimiento por deformación [20].

La remoción de material del desgaste abrasivo es promovida por deformación plástica, por mecanismos como el arado, corte y formación de viruta. El proceso de arado puede producir deformación plástica por debajo de la superficie desgastada, formación de grietas y desgaste por fatiga.

2.3.3 Desgaste por delaminación

Una de las primeras teorías de desgaste por delaminación esta descrita por Suh [21]. Donde describe la producción de láminas o residuos.

- Al momento de tener dos superficies en contacto, la fuerza normal y tangencial son transmitidas a lo largo de los puntos de contacto. El material de la superficie no tiene alta densidad de dislocaciones durante el deslizamiento.
- La tensión de superficie ejercida por las asperezas en los puntos de contacto produce el incremento de deformación plástica que acumula con el aumento de carga promoviendo así la formación de grietas.

- Conforme el tiempo avanza las grietas comienzan a juntarse y se propagan de manera paralela al desgaste superficial. Provocando el desprendimiento superficial del componente.

2.3.4 Desgaste de erosión

Erosión es el tipo de desgaste que existe cuando un cuerpo sólido o líquido chocan con una superficie, por consiguiente, la erosión puede ser dividida en erosión solida o erosión liquida.

La erosión solida es un tipo de desgaste abrasivo, sin embargo, es tratado diferente debido al esfuerzo de contacto que incrementa debido a la energía cinética de las partículas que están fluyendo a través del aire hasta encontrarse con la superficie. Factores como la velocidad, el ángulo de impacto y el tamaño de partícula abrasiva dan una medida de la cantidad de energía cinética que impactara. En este caso, los residuos formados son debido al impacto de manera repetitiva durante la superficie, de igual manera promoviendo mecanismos de deformación plástica. La tasa de desgaste depende del ángulo de impacto.

Asimismo, la forma de las partículas afecta la tasa de desgaste. Partículas más pequeñas promoverán una deformación más localizada y por lo tanto existirá una mayor tasa de desgaste con partículas más grandes.

La erosión por fluido se divide en dos tipos, de impacto y cavitación. Cuando pequeña cantidad de líquido golpea en la superficie a altas velocidades, debido a la alta presión, los materiales sufren de deformación plástica y una repetición de esto promueve el desgaste erosivo. El daño por cavitación ocurre cuando burbujas se encuentran dentro del líquido aumentando la turbulencia y de esta manera promover que el líquido se mueva en diferentes direcciones, impactando así el sólido en diferentes ángulos y así promover deformaciones plásticas.

2.3.5 Desgaste recíprocante

De manera general este tipo de desgaste es proveniente del desgaste abrasivo o adhesivo, donde la carga normal causa adhesión entre asperezas y movimientos oscilatorios causando

ruptura y promoviendo virutas de desgaste. Comúnmente este mecanismo este combinado con corrosión, en la mayoría de los casos, la dureza de estos óxidos es superior al de material base, promoviendo desgaste abrasivo.

2.3.6 Desgaste corrosivo/oxidativo

El desgaste corrosivo/oxidativo ocurre cuando el deslizamiento se lleva a cabo en un ambiente corrosivo. En una atmósfera de aire, el componente más corrosivo es el oxígeno. A este se le denomina desgaste oxidativo. De igual manera aplica el desgaste corrosivo en atmósferas agresivas. Este mecanismo de desgaste se lleva a cabo mediante el deslizamiento, donde al momento de tener una superficie con una capa de óxido en contacto con otra, la capa es desplazada dejando superficie reactiva que promoverá la corrosión de nueva cuenta. Para algunos casos la capa de óxido puede ser considerada como benéfica ya que funciona como lubricante reduciendo así el desgaste entre ambas superficies, evitando mecanismos de adhesión. Por lo general y en su mayoría la alta dureza y fragilidad que presentan los óxidos promueven el desprendimiento, resultando en tasas de desgaste más altas. Es necesario mencionar que uno de los principales factores que aumentan o disminuyen la formación de óxido es la temperatura, ya que al tener altas temperaturas se promueve una mayor cantidad de formación de óxidos.

2.4 Mecanismos de desgaste en rodillos de laminación

En el caso de los rodillos de laminación el contacto mecánico que existe entre rodillo y material base a procesar es de un esquema de rodillo en plano, donde el rodillo toca únicamente en una línea la superficie del material al momento de ser procesado, donde puede presentarse cierta curvatura de contacto. En este sistema de superficies en contacto existen diferentes condiciones dependiendo del tipo de proceso que se esté llevando a cabo, para el caso de proyecto de investigación se trata de laminación en caliente, donde las temperaturas son cercanas a los 650 °C promoviendo la formación de óxidos debido a las altas

temperaturas. Por lo cual, uno de los principales mecanismos de desgaste presente es la abrasión promovida por las partículas desprendidas de la capa de óxido y el efecto que tienen al encontrarse entre ambas superficies, provocando mecanismos de desgaste en tres cuerpos. Sin embargo, la presencia de mecanismos de dos y tres cuerpos es gran relevancia para este tipo de sistema de laminación en caliente.

2.4.1 Desgaste por abrasión en dos cuerpos

El desgaste por abrasión en dos cuerpos consta principalmente de las asperezas del material, donde no existe alguna partícula de por medio. Como se muestra en la Figura 2.11, el desgaste de dos cuerpos consta de un sistema donde dos superficies se encuentran en contacto con una fuerza de compresión y un deslizamiento, donde al momento de rozar ambas superficies, el material más duro desgastará al material más blando.

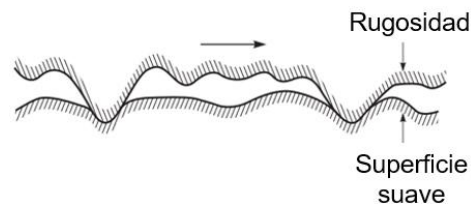


Figura 2.11 Esquema de mecanismo de abrasión de dos cuerpos.

Conforme aumenta el deslizamiento, el desgaste tiene mayor impacto. Al inicio, el desgaste es mucho más alto debido a la gran diferencia de asperezas entre el material duro y blanco, al aumentar las deformaciones plásticas y la diferencia de rugosidades disminuye el desgaste de manera proporcional, sin embargo, el área de contacto real aumenta debido a la deformación plástica provocada por el contacto entre las superficies. Este tipo de mecanismo promueve la formación de marcas de arado en forma de líneas que existen debido al deslizamiento y pérdida de material, promoviendo así la formación de fracturas en la superficie y por debajo de la misma.

Dentro de un rodillo de laminación este mecanismo se puede observar por la combinación de mecanismo de tres cuerpos, sin embargo, es usual tener una combinación de ambos, ya que el rodillo de laminación deberá tener una mayor dureza que el material a procesar para así poder reducir al espesor deseado [15].

2.4.2 Desgaste por abrasión en tres cuerpos

El desgaste por abrasión en tres cuerpos consta en un sistema similar a dos cuerpos, donde existen dos superficies en contacto con una fuerza de compresión y deslizamiento. Dentro de este sistema existe el agregado de partículas abrasivas, donde hablando en el caso de rodillos de laminación puede ser ya sea de alguno de los materiales o partículas de óxido formadas durante el proceso, ver Figura 2.12. La presencia de dichas partículas abrasivas pueden funcionar como lubricante o un factor que promueve el desgaste, todo dependiendo de las cargas utilizadas y las propiedades mecánicas de las partículas abrasivas, ya que si estas tienen una alta dureza, la carga ejercida se transmitiría en áreas muy cercanas a lo puntual promoviendo una mayor cantidad de deformaciones plásticas en el material suave, de igual manera generando marcas superficiales que afectan tanto el acabado del material a procesar como la vida útil de los rodillos de laminación.

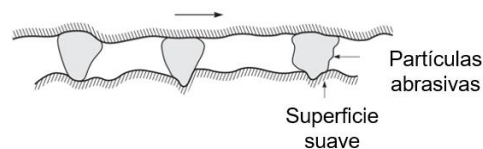


Figura 2.12 Esquema de mecanismo de abrasión de tres cuerpos

La presencia de partículas abrasivas promueve el desgaste y otros procesos como lo es la generación de fracturas, incrustaciones de estas partículas abrasivas y fracturas de carburos. Al momento de tener las fracturas de carburos el material comienza a perder dureza y vida

útil ya que estos son los que promueven las propiedades de resistencia al desgaste por su alta resistencia mecánica.

Uno de los factores importantes que determinan el impacto que tendrán las partículas abrasivas sobre ambos materiales, además de la dureza es el tamaño de partícula y la densidad que estos presentan, ya que tener una menor cantidad de partículas abrasivas tendrá mucho menor impacto.

Un claro ejemplo del impacto de la densidad es al momento de utilizar soluciones abrasivas de carburo de silicio donde en la solución se puede variar la concentración de este mismo, existen algunos estudios que demuestran que aumentar su cantidad promueve el desgaste hasta cierto punto [22].

2.5 Oxidación

Uno de los principales mecanismos de degradación estudiados en este trabajo de investigación es la oxidación a alta temperatura para mediante ello promover la formación de óxidos y comprender el comportamiento de las aleaciones bajo condiciones de trabajo, incluyendo así, la formación de óxidos debido a las altas temperaturas y como este afecta desde un punto de vista del desgaste.

2.5.1 Procesos de degradación

Dentro de los procesos de degradación, uno de los más comunes e imposible de evitar es la oxidación, término el cual suele ser atribuido a la reacción de combinación de cualquier elemento con el oxígeno para así producir algún tipo de óxido. Uno de los ejemplos más comunes es cuando el hierro se oxida, produciendo óxido de hierro (III).



Si bien, esto es cierto, este proceso de oxidación es atribuido al proceso en el cual un elemento pierde electrones para cederlos y así donar los electrones al otro elemento[15].

2.5.2 Oxidación a alta temperatura

La reacción de oxidación a alta temperatura es conocida como un fenómeno de degradación el cual ocurre en procesos con altas temperaturas de trabajo como lo son 600 °C a 1200 °C para sistemas como lo es este caso de estudio, molinos de laminación en caliente, donde las temperaturas se encuentran en ese rango. En términos de termodinámica, el proceso de oxidación es proporcional a la temperatura presente en el sistema, donde a una mayor temperatura, la facilidad para llevar a cabo la oxidación es mayor comparado a una menor temperatura.

Los rodillos de laminación al estar en condiciones de trabajo llegan a desarrollar capas de óxido los cuales cambian la respuesta que la aleación tiene al desgaste, para ello se realizarán pruebas donde se buscará asimilar las condiciones de trabajo con una capa de óxido utilizando una oxidación isotérmica. Este proceso consiste en hacer crecer una ligera capa de óxido en la superficie. Las variables que determinan este proceso son tanto la temperatura como el tiempo. De acuerdo con estudios, la formación de óxidos en rodillos de laminación a través de una oxidación isotérmica se tiene presentes en temperaturas cercanas a los 1000 °C en tiempos de 2h generando una capa de óxido de 10 μm [23].

El trabajo cíclico térmico de rodillos de formación de metal caliente provoca una oxidación superficial, la cual tiene un papel importante ya que una capa de oxidación depende de las condiciones que se encuentre en el sistema, dando como resultado una respuesta en el material, ya sea de manera abrasiva a través de una capa de óxido rígida o dependiendo de las condiciones del sistema como lo es la velocidad, donde a altas velocidades el desgaste presente debido a las capas de óxido es mayor comparado a bajas velocidades. En el caso de que las condiciones promuevan que el espesor de este reduzca el desgaste, este tendría un papel importante como lubricante o variable que disminuye la oxidación.

La formación de la capa de óxido está controlada principalmente por dos factores:

1. Termodinámica
2. Cinética

2.5.3 Termodinámica de la oxidación

Partiendo de lo dicho con anterioridad, en términos de termodinámica, la oxidación a una mayor temperatura es llevada a cabo de una manera más fácil o probable de suceder, esto teniendo como base la ecuación de la energía libre de Gibbs.

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \quad (\text{Ecuación 2.36})$$

Donde ΔG es la energía libre de Gibbs, ΔH es la entalpía, T es la temperatura y ΔS es la entropía. El aumento de temperatura dará como resultado un incremento en la parte negativa de la ecuación, donde la energía libre de Gibbs será negativa, teniendo así una espontaneidad de la reacción [24].

2.6 Cinética de oxidación en materiales de estudio

El tiempo presente dentro de la oxidación bajo ciertas condiciones en el sistema, da como resultado un crecimiento en la capa de óxido presente en las aleaciones. Si bien el tiempo no es el único factor, este determina parte del crecimiento.

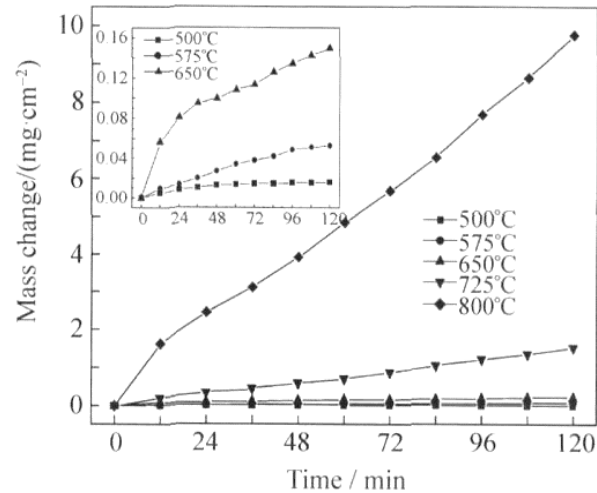


Figura 2.13 Cambio de masa con respecto al tiempo para diferentes temperaturas en una aleación tipo HSS, bajo un calentamiento isotérmico en atmósfera seca [21].

En el caso de la Figura 2.13, al momento de tener como valor estable la temperatura y como variable el tiempo, se observa como con el paso del tiempo el incremento del espesor de la capa de óxido aumenta. Si bien se puede obtener un incremento de la masa debido al cambio de temperatura, ya que con ello se presenta una reacción más espontánea dando lugar así a una mayor formación de óxidos debido a las diferentes temperaturas que presentan para llevarse a cabo.

El tiempo dentro de la reacción de oxidación permite que la formación de óxidos se lleve a cabo. Para el caso de este proyecto de investigación, la temperatura utilizada en la experimentación fue de 650 °C a un tiempo de dos horas, con ello no se tendrá una presencia completa de todos los óxidos posibles de formar, sin embargo, para este estudio solo se buscará cierta cantidad de óxidos presentes en la superficie para observar el efecto en el fenómeno de desgaste.

En temperaturas de 500 a 650 °C solo habrá una presencia de hematita (Fe_2O_3) y hierro, por otro lado, a temperaturas de 750 °C compuestos como hematita y magnetita (Fe_3O_4) estarán presentes en la capa superficial formada por oxidación por temperatura, finalmente a temperaturas de 800°C en la capa superficial con un gran espesor tendrá solo hematita presente [23], [25].

El estudio de comportamientos cinéticos de los procesos de oxidación a altas temperaturas se basa en el crecimiento de la capa superficial, esto puede ser medido con base en el cambio en masa producto de la oxidación, donde la cantidad de oxígeno del sistema es consumida para así obtener formación de una capa de óxido y todo ello con respecto al tiempo, donde para un mayor tiempo se permite una mayor formación de capa. El comportamiento de crecimiento de capa de óxido sigue un crecimiento lineal, parabólico o cúbico como se presentó en la Figura 2.13 y es mostrado de manera esquemática en la Figura 2.14.

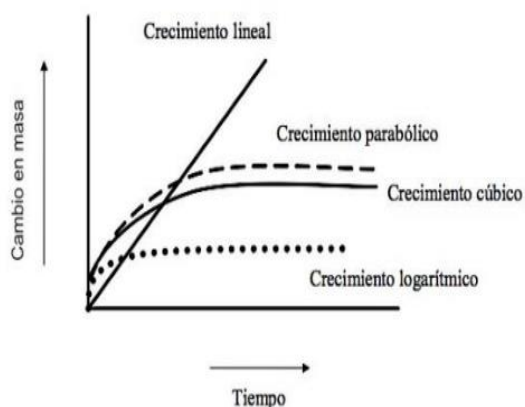


Figura 2.14 Leyes cinéticas de la oxidación

Las leyes logarítmicas representan la oxidación en una capa pequeña de óxido. En la mayoría de los metales a temperaturas bajas de oxidación, el comportamiento cinético sigue leyes logarítmicas. La velocidad a la que reacciona es muy alta al inicio y con el tiempo disminuye, ya sea de manera directa o inversa.

$$\text{Ley directa logarítmica } x = K \log t + A \quad (\text{Ecuación 2. 37})$$

$$\text{Ley inversa logarítmica } \frac{1}{x} = B + k' \log t \quad (\text{Ecuación 2. 38})$$

Donde x representa el cambio en el peso como resultado de la oxidación o el espesor de la capa de óxido formada en la superficie, k' es el coeficiente de velocidad para el comportamiento logarítmico directo e inverso, A y B son constantes de integración. Hay varias teorías que explican las leyes logarítmicas. Estas están basadas en el transporte de iones o electrones.

Con respecto a las aleaciones ingenieriles la ley parabólica es de gran importancia. En esta ley el crecimiento de óxido ocurre con un decremento de la cantidad de oxidación. La velocidad de reacción es inversamente proporcional al espesor o el peso de oxidación formado, representado con la siguiente ecuación.

$$\frac{dx}{dt} = K \frac{p}{x} \quad (\text{Ecuación 2.39})$$

o ya integrado:

$$x^2 = 2K_p t + C \quad (\text{Ecuación 2.40})$$

Donde x es el espesor de la capa (unidades de distancia), K_p es el coeficiente de oxidación parabólica (distancia sobre tiempo), t el tiempo de oxidación y C es una constante de integración. El comportamiento del óxido está ligado proporcionalmente a la difusión de iones o electrones que viajan a través de la capa de óxido formado. El principio de esta ley es descrito por Wagner, el cual supuso la difusión de cargas a través de una capa de óxido existente en la superficie [15].

La mayoría de las aleaciones siguen este comportamiento, debido a la cantidad de metal que se puede tener en la superficie libre y cantidad de oxígeno en el ambiente, al momento de iniciar la oxidación el metal reacciona para formar óxido y continuar hasta tener una formación de capa estable, conforme aumenta el espesor de capa resulta más difícil la formación de este debido los iones o electrones deben viajar a través de la capa.

En algunos metales, la velocidad de oxidación se mantiene constante con el tiempo y este es totalmente independiente de la cantidad de gas o material previamente consumido en la reacción, se puede afirmar que es un fenómeno de degradación severo o catastrófica también conocido como oxidación lineal. La velocidad de reacción es directamente proporcional al tiempo.

$$\frac{dx}{dt} = K_1 t \quad (\text{Ecuación 2.41})$$

Derivando la ecuación anterior:

$$x = K_1 t + C \quad (\text{Ecuación 2.42})$$

Donde x es el espesor de la capa, K_1 es el coeficiente de la velocidad de reacción y c es una constante de integración. Por lo general estas reacciones ocurren en la superficie o por límite de fases de óxido formado.

Para algunos metales como lo son aquellos con naturaleza alcalina o alcalinotérreos, la ley de velocidad lineal se obedece cuando grietas o desprendimientos de la capa permiten un acceso del oxígeno al metal, provocando velocidades de reacción rápidas.

Capítulo 3

Metodología experimental

3.1 Introducción

Dentro de este capítulo se describe el procedimiento de los ensayos que se llevaron a cabo durante esta investigación, desde la metodología utilizada para la preparación de muestras y las técnicas de caracterización previo y posterior a las pruebas de oxidación y microabrasión.

3.2 Material de estudio

Dos materiales de rodillos de laminación fueron obtenidos para el presente estudio, una fundición de hierro blanco y un acero de alta velocidad, ambos fueron seleccionados para su estudio de microabrasión bajo diferentes condiciones y parámetros. Los materiales son resultado de coladas experimentales las cuales tienen como intención ser utilizados como rodillos de laminación. En la Figura 3.1 se puede observar uno de los dos materiales utilizados en esta investigación.

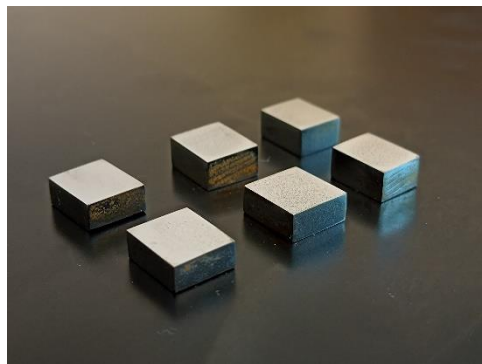


Figura 3.1 Material obtenido de rodillos de laminación cortado para su posterior análisis.

3.3 Corte y preparación de muestras

Una vez recibidas las muestras, el siguiente paso es el corte acorde a una geometría a la cual se pueda llevar a cabo las pruebas de microabrasión, para ello se utilizó máquinas de corte. Al tratarse de materiales resistentes al desgaste, fue necesario utilizar discos de corte de diamante a bajas velocidades. En la Figura 3.2 se muestra la cortadora marca Struers modelo Secotom-15 la cual fue utilizada con una velocidad de corte de 0.10 mm/min.



Figura 3.2 Máquina de corte utilizadas para la obtención de geometría necesaria.

La geometría y dimensiones seleccionada es acorde a los portamuestras de las pruebas de microabrasión, teniendo unas dimensiones de 6 x 6 x 3 mm, como se muestra en la Figura 3.3. El acabado superficial de la muestra para el caso de este estudio dentro de las muestras de microabrasión es pulido con pasta de diamante de 6 μm (en el caso de la superficie de contacto con la bola) y para las demás superficies de contacto es necesario desbaste con lija #800, esto incluyendo a las muestras que fueron oxidadas. Se realizó el proceso metalográfico estándar con desbaste por medio de lijas de SiC desde #200 hasta #1200, seguido de paño con suspensión de diamante de 6 μm , como ya fue mencionado al inicio de este párrafo, para posteriormente una limpieza con acetona en un baño de ultrasonido por 10 min. La preparación superficial se llevó a cabo mediante una pulidora marca Struers modelo

Secotom-15, la cual se observa en la Figura 3.4. Además del acabado superficial, es necesario balancear la muestra mediante el pulido para obtener mediciones correctas de los ensayos de microabrasión, evitando así inclinación en la muestra, defecto conocido como cuña.

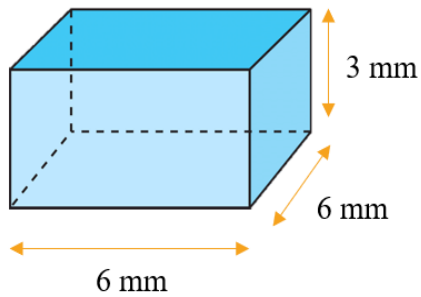


Figura 3.3 Dimensiones de material de experimentación.

Para el caso de las muestras utilizadas para la caracterización en condición de recibido, fueron preparadas mediante procedimiento metalográfico convencional con pulido hasta una lija #1200, hasta acabado pulido espejo en paños con pasta de diamante de 6 y 1 μm , respectivamente. La limpieza se realizó de forma similar a lo descrito en el párrafo anterior.



Figura 3.4 Equipo de pulido marca Struers modelo Secotom-15.

3.4 Caracterización microestructural

Al momento de recibir ambos materiales se realizó la caracterización microestructural mediante la técnica de microscopía óptica (MO), utilizando el procedimiento metalográfico y metodología de corte descrito en la sección anterior, posteriormente las muestras se atacaron mediante la técnica de ataque químico y oxidativo para así poder revelar la microestructura. El ataque mediante oxidación se llevó a cabo en mufla con aire seco a una temperatura de 650 °C, dicha temperatura fue seleccionada debido a que es la presente en condiciones de los rodillos de trabajo. La mufla se dejó calentar hasta alcanzar una temperatura estable y poder introducir las muestras. La mufla utilizada es marca Felisa modelo FE-340.



Figura 3.5 Microscópio óptico OLYMPUS BX51RF utilizado para análisis de microestructuras.

Cuando las muestras alcanzaron la temperatura de 650 °C (3 minutos de exposición), estas se dejaron enfriar a temperatura ambiente en aire quieto en condiciones de laboratorio (25 °C). Para el caso del ataque químico se utilizó una solución de Nital al 3% *vol*, la cual se compone de 3 ml de ácido nítrico (HNO_3) en 97 ml de etanol ($\text{CH}_3\text{-CH}_2\text{-OH}$) para así poder revelar la microestructura, el ataque se realizó por un tiempo de 10 segundos.

Una vez ya atacadas las muestras, se estudió la microestructura de las aleaciones utilizando un microscopio óptico OLYMPUS BX51RF mostrado en la Figura 3.5, el cual tiene un analizador OLYMPUS STREAM VIEW.

3.5 Dureza

La dureza fue obtenida mediante un equipo marca Mitutoyo modelo HR-320MS, con el propósito de conocer la diferencia de durezas entre cada aleación seleccionada. A cada material se realizaron 9 mediciones para así obtener un promedio. La dureza se obtuvo en una escala de HRC y la preparación del material consta de una preparación metalográfica convencional hasta tener un acabado espejo superficial en donde se realizará la medición de dureza, esto se realizó para ambas aleaciones.

3.6 Oxidación

Posterior a la preparación de las muestras con un acabado espejo con respecto a la superficie que tendrá contacto con los ensayos de microabrasión, se llevó a cabo la oxidación de las muestras en secciones separadas, donde se introdujeron en la misma rampa de calentamiento. La Tabla 3.1 presenta la cantidad de muestras que se preoxidaron para el respectivo estudio de microabrasión. Las condiciones en las cual se llevó a cabo la oxidación son 650 °C por un tiempo de 2h, bajo una atmósfera de aire seco.

Las condiciones fueron elegidas de acuerdo con las temperaturas de condiciones de habituales de los rodillos de laminación de trabajo en molinos desbastadores. El tiempo fue elegido para la formación de una capa de óxido suficiente para el estudio de microabrasión, permitiendo obtener un espesor considerable para su estudio [23]. Con el aumento de temperatura la capa de óxido resulta en una menor adhesión, con respecto a bajas temperaturas. La temperatura de 650 °C permite la formación de algunos óxidos, sin embargo, no todos están presentes.

Tabla 3.1 Matriz de experimentos para pruebas de preoxidación de muestras.

Pre-oxidación de muestras	
Muestra / Temperatura – Tiempo	650 °C / 2hr
Muestras HSS	8 muestras
Muestras HiCr	8 muestras
Especificación: Preoxidación realizada en aire seco.	

En la mufla utilizada para la peroxidación se llevó a cabo una calibración previa al ensayo. Para ello, primero se asegura la limpieza y la revisión adecuada del equipo para un correcto funcionamiento. Se establece la temperatura a la cual se llevará a cabo y esperar a alcanzar dicho valor. Al momento de tener listo la temperatura, debido a los desfases que existen por la diferencia de temperatura del exterior, se revisa la temperatura del interior de la mufla con un termopar tipo K y un termómetro marca Fluke, al tener un valor estable se puede realizar el ajuste de temperatura con respecto a la exterior del sistema. Al momento de ya tener estable la temperatura necesaria, las muestras pueden ser introducidas para la preoxidación.



Figura 3.6 Mufla FELISA modelo FE-340 utilizada para preoxidación de muestras.

3.7 Ensayos de microabrasión

Los ensayos de microabrasión se realizaron en la máquina de microabrasión Plint TE66 Tester, el cual se fundamenta en un esquema de bola fija. La prueba se basa en el rodamiento de una esfera de material AISI 52100 (diámetro de 25.4 mm), la cual es atacada químicamente para su limpieza y obtención de rugosidad requerida.

La rugosidad utilizada dentro de todas las pruebas debe ser la misma para que este no represente una variación dentro de los resultados, por ello todas las bolas de acero se atacaron químicamente en sumergido con una solución de Nital 20 % (20 % ácido nítrico y 80% de alcohol etílico) durante un tiempo de 15 minutos, una vez atacadas químicamente se limpian con alcohol etílico para detener la reacción y posteriormente medir su rugosidad ($0.20 Ra \pm 0.02$), si bien parte de los resultados de rugosidad son en base a la manufactura del proveedor de las bolas de acero y al ser la rugosidad obtenida mediante un promedio de altos y bajos existen ciertos factores que no son considerados y existirán algunas variaciones dentro de la medición de la misma. Los parámetros y detalles generales de las pruebas de microabrasión son nombrados en la Tabla 3.2.

Tabla 3.2 Detalles generales ensayos de microabrasión,

Nombre y modelo	Micro-abrasion tester, TE-66
Materiales estudiados	Acero de alta velocidad, hierro blanco
Cargas (N)	1 y 4
Distancias de deslizamiento (m)	58.89, 44.16, 29.44, 14.72
(rev)	755, 566.25, 377.5, 188.75
Material de esfera	AISI 52100
Diámetro de esfera (mm)	25.4
Velocidad de esfera (rpm)	100
Velocidad goteo (rpm)	50
Solución abrasiva	Composición de agua desionizada y SiC-11% vol.

El propósito de la rugosidad dentro de la bola de acero es promover mecanismos de desgaste con mayor facilidad y así obtener los resultados esperados. La presencia de la rugosidad

promueve el desgaste en el material base mediante la diferencia de rugosidades que existe entre ambos generando así esfuerzos de deformación elastoplásticos.

La bola tiene contacto con la superficie de la muestra a analizar, permitiendo conocer los impactos de abrasión en diversos materiales o recubrimientos. Entre la bola y el material muestra se inyecta una solución abrasiva la cual promueve dicho mecanismo de desgaste. El esquema descrito se presenta en la Figura 3.7.

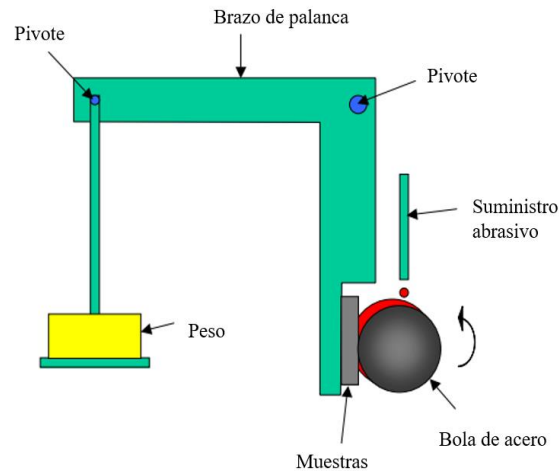


Figura 3.7 Diagrama – esquema de prueba de bola fija.

La solución abrasiva fue preparada en una solución de SiC 11% vol. (0.35 gm/mL), no obstante en la literatura se ha utilizado diferentes parámetros, en el caso de este estudio se utilizó dicho valor teniendo como referencia la gran densidad que presenta el SiC y la cantidad de partículas que presenta este mismo en un gramo (1 g de Silicio contiene aproximadamente 0.5×10^5 partículas). La solución de SiC se realizó con SiC y agua destilada, esta última para evitar desgaste ocasionado por sales y minerales presentes en agua convencional o presencia de fosfatos que promueven mecanismos de corrosión o alterarían resultados en pruebas de SEM al tener sedimentaciones de dichas sales en vacancias generadas por mecanismos abrasivos resultado de las pruebas de desgaste. Algunos estudios

analizan como el cambio de concentración en una solución de SiC con agua destilada no representa un cambio teniendo variaciones desde 10 hasta 22% vol. [22].

La geometría de las muestras fue elegida y descrita con anterioridad para su posterior estudio de microabrasión, donde son montadas en el portamuestras el cual detiene y permite un correcto desarrollo del ensayo de microabrasión. La colocación de las muestras consta en posicionarlas de manera que no exista un desnivel, generando así mayor impacto en una zona u otra afectando así la medición de la huella de desgaste, ver Figura 3.8.

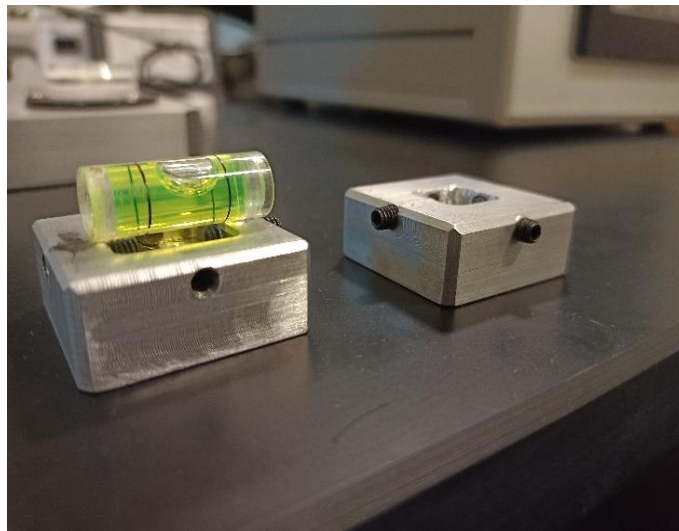


Figura 3.8 Portamuestras para ensayos de microabrasión.

Una vez colocadas las muestras en el portamuestras y las bolas colocadas en su respectivo lugar, estas son alineadas en un punto central o en el caso de las muestras pre-oxidadas se busca puntos en los que exista la mayor presencia de óxidos, esto únicamente en el caso del hierro blanco, debido a su menor presencia de óxidos y más localizada que el acero de alta velocidad [26]. Antes de conectar el suministro de la solución abrasiva se realizó una purga de la bomba, la cual consta en dejar pasar agua destilada y así esta mueva todo material que se haya sedimentado de pruebas anteriores que hayan utilizado soluciones abrasivas diferentes. Una vez purgada se conecta a la máquina de microabrasión.

A partir de aquí se configuran los parámetros a utilizar, en el caso de la selección de distancias estas son establecidas mediante unidades de medición (rev) y en el caso de la velocidad de bola (100 rpm) no existirá variación alguna por lo que será la misma. Es necesario mencionar que la velocidad de la bola no se alcanza de manera instantánea y por ello se agrega + 2 rev a la distancia del ensayo (distancia necesaria para llegar a dichos valores de velocidad). El primer paso de la prueba es iniciar la solución abrasiva y revisar que existe goteo e iniciar la prueba con la obtención de la velocidad de la bola. Una vez finalizada la prueba, de manera inmediata la muestra es retirada y se limpia excesos de solución abrasiva con agua destilada y alcohol etílico para evitar la formación de óxidos.

Las pruebas de microabrasión se realizaron mediante una matriz de experimentos la cual permite tener una comparación de cargas y como el desgaste se comporta entre secciones de la distancia total, además del impacto del óxido que tiene en las muestras. A continuación, se explican las condiciones utilizadas.

3.7.1 Condiciones de ensayo de microabrasión

Estas pruebas se realizaron a cargas de 1 y 4 N a distintas distancias de deslizamiento, con una velocidad de 0.11 m/s. La carga y velocidad seleccionadas corresponden al valor donde se genera el mecanismo de rodadura de tres cuerpos en el caso de cargas de 1 N, de igual manera un mecanismo de dos cuerpos o de arrastre dentro de fuerzas de 4 N. La Tabla 3.3 presenta la cantidad de muestras necesarias para las pruebas a diferentes cargas y con presencia de oxidación. Elegir cargas mucho mayores a las seleccionadas da como resultado un mecanismo de dos cuerpos, por ello la limitante de la carga máxima de 4 N.

Sin embargo, en ambas condiciones de fuerza existen mecanismos de dos y tres cuerpos, la mayor presencia de marcas es a cargas más altas debido a que existe una mayor área de contacto ejercida por la fuerza sobre la muestra. La presencia de óxidos permitió determinar la diferencia de impacto de cada tipo de óxido bajo condiciones de desgaste.

Tabla 3.3 Matriz de experimentos de pruebas de microabrasión.

	Microabrasión HSS		Microabrasión HiCr	
Muestra / Carga	1 N	4 N	1 N	4 N
Muestras no oxidadas	4 muestras	4 muestras	4 muestras	4 muestras
Muestras pre – oxidadas	4 muestras	4 muestras	4 muestras	4 muestras
Especificaciones: Velocidad de rotación 0.11 m/s ² Tasa de desgaste: 58.89, 44.16, 29.44, 14.72 m.				

3.8 Técnicas de caracterización

En esta sección se presentan las técnicas de caracterización utilizadas para el análisis del material recibido, muestras con una oxidación presente y muestras con microabrasión realizada. Permitiendo conocer fases, carburos primarios y secundarios presentes en el caso previo a cualquier ensayo, en el caso de oxidación conocer los óxidos presentes en el material y su posible impacto en mecanismos de desgaste. Finalmente, en el caso de las muestras posteriores a ensayos de desgaste permite analizar la huella de desgaste y por lo tanto el coeficiente de desgaste, al igual que mecanismos presentes.

3.8.1 Microscopia óptica.

Como resultado de los ensayos de microabrasión se obtiene una huella generada por el desgaste. El estudio de la huella de desgaste fue analizado mediante microscopio óptico tanto en el caso de la medición del diámetro del cráter y el estudio superficial de la huella de desgaste y marcas de abrasión. El microscopio utilizado fue Olympus BX51RF, el cual tiene un analizador Olympus Stream View, mostrado en la Figura 3.5. La medición de la huella de desgaste se realiza mediante herramientas de permiten medir el largo de la huella como se muestra en la Figura 3.9.

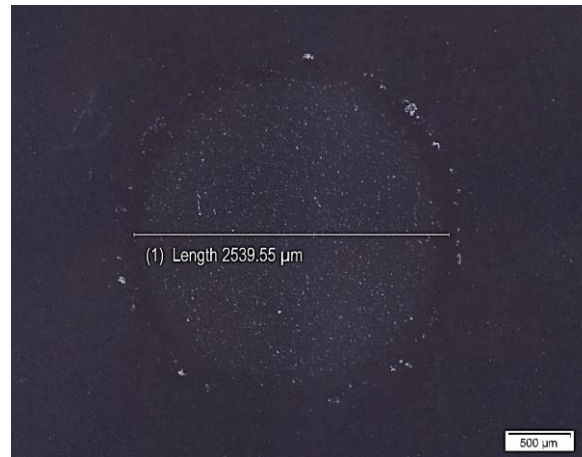


Figura 3.9 Ejemplo medición del diámetro de huella de desgaste

Además de la medición de la huella de desgaste a través del microscopio, la micrografía permite analizar los mecanismos de desgaste presentes dentro de la huella, como lo son marcas de arado y mecanismos de abrasión de dos y tres cuerpos dependiendo el caso. Con el aumento de las cargas y la distancia la huella de desgaste incrementa, por lo que para algunos casos la pantalla no alcanza a percibir toda la huella y será necesario realizar un mapeo tomando secciones de la huella de desgaste para así realizar una construcción de dichas secciones y poder obtener una medición de diámetro.

Para el cálculo del coeficiente de desgaste dimensional k [27] es necesario medir el cráter de la huella de desgaste y con este obtener un volumen removido V mediante la siguiente ecuación:

$$V = \frac{\pi b^4}{64R} \quad (\text{I})$$

donde b es el diámetro del cráter y R es el radio de la esfera. Para la obtención del coeficiente de desgaste dimensional se utiliza la siguiente ecuación:

$$k = \frac{V}{SN} \quad (\text{II})$$

donde V es el volumen removido, S es la distancia de deslizamiento y N es la carga aplicada. Para el caso del estudio de capa de óxido y la obtención del coeficiente de desgaste se utiliza la ecuación:

(III)

$$k = \left(\frac{V}{SN}\right)_{MB} + \left(\frac{V}{SN}\right)_{CO}$$

Para cada coeficiente corresponde un diámetro de huella de desgaste, MB es el material base y CO es la capa de óxido. Es necesario aclarar que esto aplica solo en el caso de las probetas pre-oxidadas muestren una diferencia de diámetro de huella.

3.8.2 Difracción de rayos-X

Con la finalidad de conocer las fases presentes en el material base y la capa de óxido se realizó la caracterización por difracción de rayos-X. Estos estudios se llevaron a cabo en un difractómetro marca Bruker modelo D8 Advance con una lámpara de Co tipo K y longitud de onda $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$ producidos con 50 Kv y 40 Ma. Las mediciones se llevaron a cabo en el rango de 20 a 90° a una velocidad de 0.02 °/min.

La interpretación de los picos obtenidos de los espectros de difracción se realizó mediante el programa instalado en el difractómetro, donde agregado a ello es necesario conocer la composición química del material y conocimientos previos sobre resultados estimados. Para el caso de las aleaciones sin oxidación se esperarían no tener presencia de óxidos y contar con carburos tipo MC, M₂C, M₇C₃, así como la fase martensita. Por otro lado en las muestras preoxidadas, se espera tener una mayor presencia de óxidos relacionados con Cr y Fe, los cuales son principales elementos químicos en la aleación.

3.8.3 Microscopia Electrónica de Barrido

El estudio de la morfología y química semicuantitativa de las muestras se llevó a cabo mediante el microscopio electrónico de barrido marca Tescan modelo Vega 3SBH. Se utilizaron diversos voltajes de aceleración desde 10 hasta 20 Kv y diversas distancias de trabajo utilizando los detectores de electrones secundarios “SE” y retrodispersados “BSE” para obtener la mejor resolución de las micrografías tomadas de las probetas analizadas. Las

muestras analizadas en condición de recibido previo a microabrasión se realizó para un mayor entendimiento de la presencia de carburos y composición química de los mismos, de igual manera se analizaron las aleaciones con preoxidación, permitiendo conocer los tipos de óxidos presentes, morfología y composición química. En el caso de las muestras de microabrasión se analizó los mecanismos de desgaste presentes al igual que el impacto de la presencia de óxidos en estas mismas pruebas.

Para los análisis de composición química semicuantitativa de los carburos y óxidos se utilizó el detector modelo TESCAN Essence de espectroscopia de rayos-X de dispersión de energía (EDXS) en puntos y áreas de interés, así como el mapeo de concentración de elementos en áreas seleccionadas.

Para el estudio de caracterización previa superficial a los ensayos de desgaste se llevó a cabo mediante una preparación metalográfica convencional, partiendo de un corte con disco de diamante a bajas velocidades para conservar lo mejor posible la microestructura, desbaste con lijas de SiC desde número #80 a -#1200 y un acabo espejo con pasta de diamante sin ningún ataque químico, esto con la intención de ver los carburos primarios y secundario presentes. La preparación de estas muestras para su observación en el MEB consta de limpiar con agua destilada y alcohol etílico. Para el estudio de la huella de desgaste, la preparación de las muestras después de los ensayos de desgaste consta de una limpieza con agua destilada y alcohol etílico.

El estudio de la capa de óxidos se realizó sección transversal, permitiendo conocer más que solo los óxidos formados en la superficie. Antes del corte se recubren de una capa de plata para evitar el desprendimiento de óxidos, los cuales se busca analizar. La sección transversal es preparada mediante muestras de la aleación cortadas de manera transversal a bajas velocidades para evitar el desprendimiento de óxidos o mecanismos de abrasión presentes en el caso de las muestras utilizadas en abrasión, para promover la correcta conducción de los electrones a través de la capa de óxido en superficie y sección transversal se realizó un recubrimiento con una capa de oro mediante evaporación iónica.

Capítulo 4

Resultados y discusión

4.1 Caracterización microestructural

En esta sección se presentan los resultados más relevantes de la caracterización microestructural de las dos aleaciones estudiadas en condición de material recibido en el punto 4.1.1 y posterior al ensayo de oxidación en la sección 4.1.2

4.1.1 Material en condición de recibido

El hierro blanco, como se puede observar en la Tabla 4.1, tiene una composición química diferente al acero de alta velocidad, donde su elemento en mayor cantidad es el cromo (14 – 15 %) y con menor cantidad elementos como vanadio (1 – 1.5 %) y molibdeno (1 – 1.5 %). Debido al alto contenido en cromo, la formación de carburos estará relacionado a este elemento químico, como lo son M_7C_3 en su mayoría. En el caso del acero de alta velocidad sus elementos en mayor cantidad son molibdeno (5 – 6 %), vanadio (5 – 6 %) y cromo (4.5 – 5 %), promoviendo así otro tipo de carburos como lo son MC y M_2C .

Tabla 4.1 Composición química de las aleaciones en % peso.

	Fe (%)	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	V (%)	Nb (%)
HSS	1.5 – 3	1.5 – 2	0.5 – 1	0.5 – 1	4.5 – 5	0.5 – 1	5 – 6	5 – 6	0
HiCr	2.5 – 3	2.5 – 3	0.5 – 1	0.5 – 1	14 – 15	1 – 1.5	1 – 1.5	1 – 1.5	1 – 2

La microestructura que presentan las aleaciones en condición de material recibido se presenta en la figura 4.1, estos resultados se obtuvieron previo a los ensayos tanto de oxidación como microabrasión. Se realizó un ataque químico para la revelación de la microestructura con Nital 3% vol. La aleación HSS es mostrada en las figuras 4.1a y 4.1c, mientras en las 4.1b y 4.1d pertenecen a la HiCr.

La fundición de hierro blanco consiste en perlita y cementita distribuidos a lo largo de la microestructura. Debido al alto contenido de carburos a lo largo de la microestructura parte de sus aplicaciones se concentra en rodillos de laminación por su gran dureza y resistencia al desgaste. Agregado a ello, existe la presencia de una gran cantidad de carburos primarios, en su mayoría M_7C_3 , esto principalmente debido a su alto contenido de cromo que promueve su formación, ver Figura 4.1b.

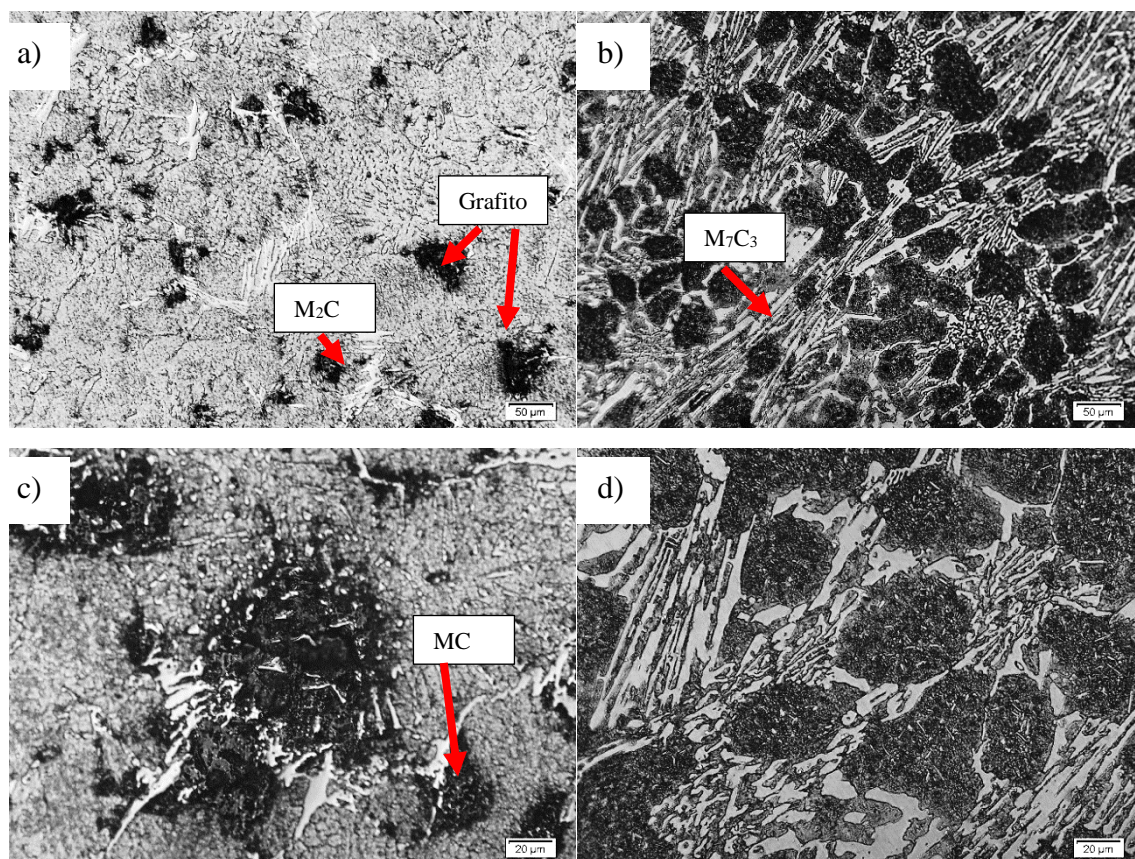


Figura 4.1 Microestructura previa a ensayos de oxidación y microabrasión. Muestras bajo ataque químico a diferentes aumentos. A) y c) corresponden a HSS, b) y d) corresponden a HiCr.

El acero de alta velocidad al tener diferente composición química presenta una microestructura distinta, de manera general este es una variación del hierro blanco, donde del desglose del contenido de cromo en otros elementos se busca un aumento resistencia al desgaste, fatiga térmica y altas temperaturas. Si bien tiene un alto contenido de cromo, existen otro tipo de carburos como lo son MC y M₂C, lo cual pueden ser observados en las figuras 4.1 a y c, estos carburos de encuentran dispersos en una matriz martensítica. Dichos componentes tienen la intención de tener alta dureza y por lo tanto presentar buenos rendimientos con respecto al desgaste que se puede generar durante el procesamiento de productos laminados y aumentar de manera considerable la vida útil de los rodillos. Dentro de la microestructura del acero de alta velocidad existe la presencia de huecos generados por la formación de grafito, esto debido que, al momento de realizar el corte para el estudio de la microestructura, presentan baja resistencia y se desprenden durante la preparación metalográfica. La presencia del grafito en la microestructura permite aumentar las propiedades de maleabilidad, sin embargo, resulta en áreas con una menor resistencia al desgaste, por lo tanto, disminuyendo las propiedades para las cuales fue diseñada principalmente, la resistencia a la abrasión. La microestructura en el acero de alta velocidad se observa la presencia de una matriz martensítica con dos tipos de carburos dispersos a lo largo de la matriz.

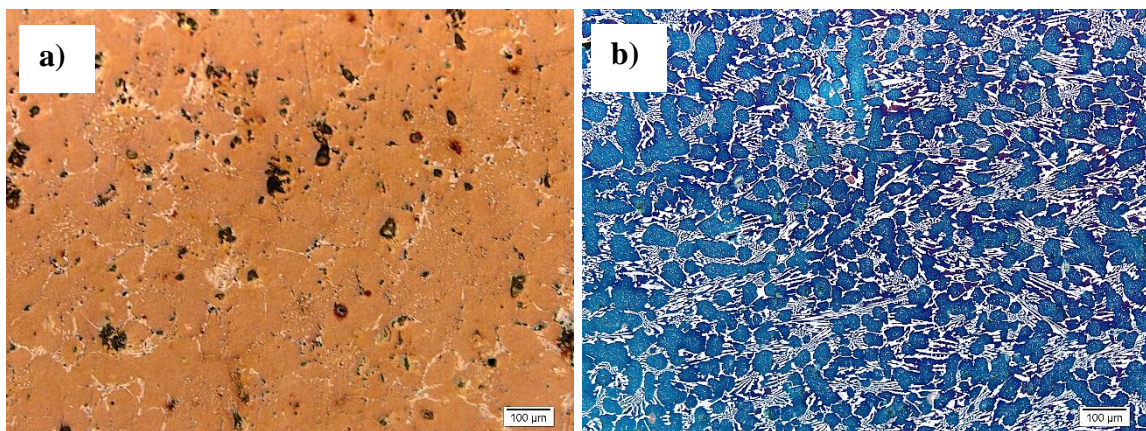


Figura 4.2. Microestructura previa a ensayos de oxidación y microabrasión. Muestras bajo ataque oxidativo a diferentes aumentos. A) corresponde a HSS, b) corresponde a HiCr.

Entre los principales elementos de aleación del acero de alta velocidad se encuentra el Mo, V y Cr. Los elementos descritos permiten la formación de carburos, los cuales tienden a nuclear cerca de las precipitaciones de grafito.

4.1.2 Dureza

La dureza obtenida fue obtenida en escala HRC para ambas aleaciones, se realizaron tres medidas de manera aleatoria con lo que se obtiene un promedio, esto permite conocer detalles como la anisotropía presente en el material. Los resultados obtenidos revelan que las variaciones existentes son bajas para ambos casos. Es necesario mencionar que las mediciones son previas a cualquier ensayo de oxidación o desgaste, estas fueron realizadas con una preparación metalográfica obteniendo un acabado espejo superficial con la cara de contacto para ambas aleaciones.

En el caso del acero de alta velocidad, la dureza promedio obtenida es de un valor de HRC 56.97. Por otro lado, el hierro blanco presenta una dureza promedio de HCR 56.63. A partir de estos datos podemos concluir que ambos presentan una dureza muy similar, sin embargo, el acero de alta velocidad presenta una dureza mayor. Los valores altos de dureza son importantes en materiales que se requiere que presente una alta resistencia al desgaste, aunque este no es un valor crucial al momento de obtener una conclusión si un material presentara buena resistencia al desgaste o no.

Tabla 4.2 Resultados de Dureza (HRC) para ambas aleaciones previo a oxidación y ensayos de desgaste.

Dureza		
	Valores obtenidos	Promedio
HSS	56.9	56.97
	56.9	
	57.1	
HiCr	56.6	56.63
	56.9	
	56.4	

4.1.3 Difracción de rayos-X

La técnica de difracción de rayos-X permite identificar las fases presentes para cada aleación, para así comprender el posible impacto que tenga ya sea un carburo o un óxido sobre las propiedades de resistencia al desgaste. En el caso de las muestras sin oxidación, el principal objetivo es identificar los carburos presentes, por otro lado, en las muestras con una preoxidación, el objetivo es conocer los diferentes tipos de óxidos formados bajo las condiciones establecidas y así dar una idea sobre el posible impacto que tendrán estos sobre el material base al momento de realizar los ensayos de microabrasión.

El espectro de difracción mostrado en la Figura 4.3 a presenta el resultado del acero de alta velocidad en condición de recibido, donde se observa una matriz martensítica, con carburos M_2C ricos en Mo y carburos con estequiometría MC, con contenido de V. En el caso de hierro blanco, Figura 4.3 b, la presencia de carburos es notable, donde existe la presencia de M_7C_3 , carburo el cual en su mayor composición química es el elemento Cr y otros como lo son V y Mo.

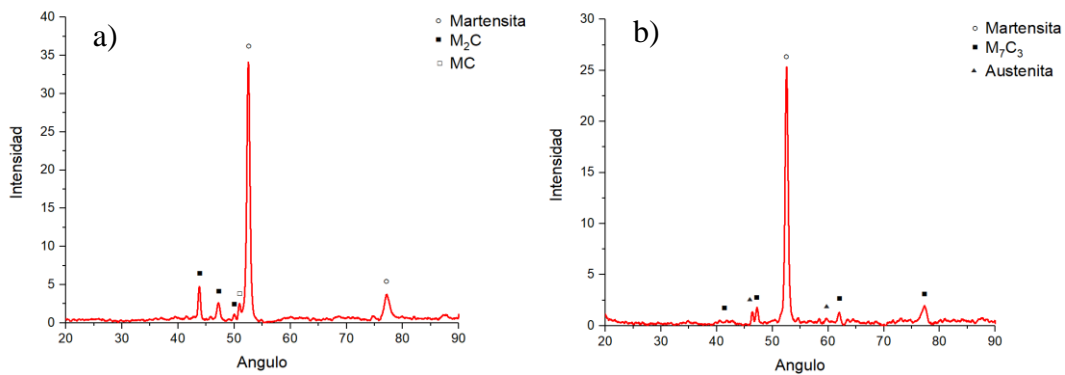


Figura 4.3. Espectro de difracción de rayos-X en condición de recibido de a) HSS y b) HiCr.

4.1.4 Hierro blanco al alto cromo (HiCr)

En la Figura 4. se observa la microestructura del hierro blanco previo a los ensayos de microabrasión y oxidación. El principal componente de la muestra son los carburos M_7C_3 , este tiene una dureza (ver tabla 4.3) mucho menor a los presentes en el acero de alta velocidad (MC y M_2C), sin embargo, se observa una mejor distribución de carburos a lo largo de la matriz, lo cual puede aumentar las propiedades de resistencia al desgaste. Se podría esperar que al tener una mayor dureza, la resistencia al desgaste aumenta, pero los resultados obtenidos muestran durezas muy similares, entonces este comportamiento podría enfocarse mejor en la microdureza de cada carburo correspondiente a cada aleación y cómo se comportan ante la resistencia al desgaste, corrosión y fatiga térmica. Como ya se ha mencionado, el alto contenido de cromo en la aleación demuestra una resistencia a la oxidación que no se observa en el acero de alta velocidad, Los carburos presentes en el hierro blanco presentan una forma dendrítica. Dentro de los carburos presentes está el tipo MC (NbC), el cual tiene un alto contenido de niobio, este carburo presenta una alta dureza, por lo que al aumentar el contenido de niobio se aumenta la dureza en general de la aleación. El aumento en la dureza resulta en un incremento a la resistencia al desgaste. Un estudio realizado por Jacuinde [28] demuestra que el aumento en el contenido de niobio hasta un 3% aumenta de manera considerable la dureza en general de la aleación, donde mediante la formación de carburos NbC de $4\ \mu m$ de longitud a lo largo de la matriz resultan en una alta resistencia a la abrasión, por medio de ensayos de desgaste aumentando la carga se demostró una mayor resistencia conforme aumentaba el contenido de niobio.

El contenido de niobio presente en la aleación en combinación con diversos tratamientos térmicos promueve la formación de carburos secundarios a lo largo de la matriz, aumentando la resistencia al desgaste. En este caso el contenido de Niobio visto en la Tabla 4.1, el cual se encuentra en el rango de 1 a 2 %, nos permite tener la precipitación de carburos, al tener una mayor cantidad de niobio habrá más precipitados, sin embargo, en este caso la cantidad estará limitada.

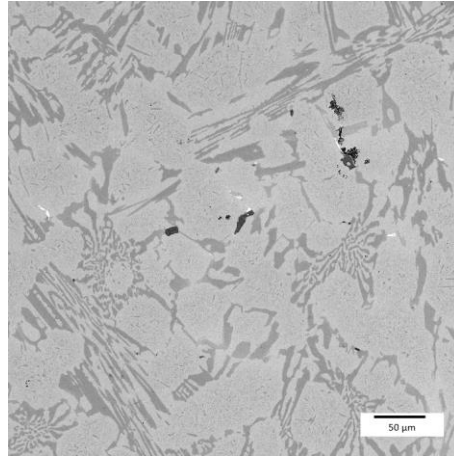


Figura 4.4 Micrografía de la microestructura del hierro blanco mediante MEB-BSE.

En la Figura 4.4 se presentan los resultados de la composición química de cada carburo y componente de la microestructura del hierro blanco. Donde el principal componente es el carburo M_7C_3 con un alto contenido de cromo y otros elementos en solución sólida como: molibdeno, vanadio, y manganeso. Este carburo a través del MEB-BSE puede ser observado con una coloración gris, estos carburos presentan en su mayoría formas dendríticas, aunque algunos presentan morfología de tipo “*herringbone*”.

A lo largo de la matriz existe la presencia de carburos secundarios $M_{23}C_6$. Las regiones que presentan una coloración blanca son resultado del contenido de niobio, agregado a ello cuenta con elementos solución sólida como lo son: titanio, vanadio y molibdeno. Estos pueden ser considerados como carburos con estequiometría MC (NbC). Debido al bajo contenido presente de niobio en la aleación en general, estos carburos presentan un tamaño muy pequeño a lo largo de la matriz, sin embargo, tienen relevancia en propiedades como la dureza y resistencia al desgaste. Asimismo, a lo largo de la matriz del hierro blanco existe la presencia de ciertas regiones con una coloración oscura, los cuales al obtener la composición química semicuantitativa puede ser relacionado ~~atiene como resultado~~ una inclusión no metálica de sulfuro de manganeso, SMn , estos no presentan mejora alguna a las propiedades de resistencia al desgaste.

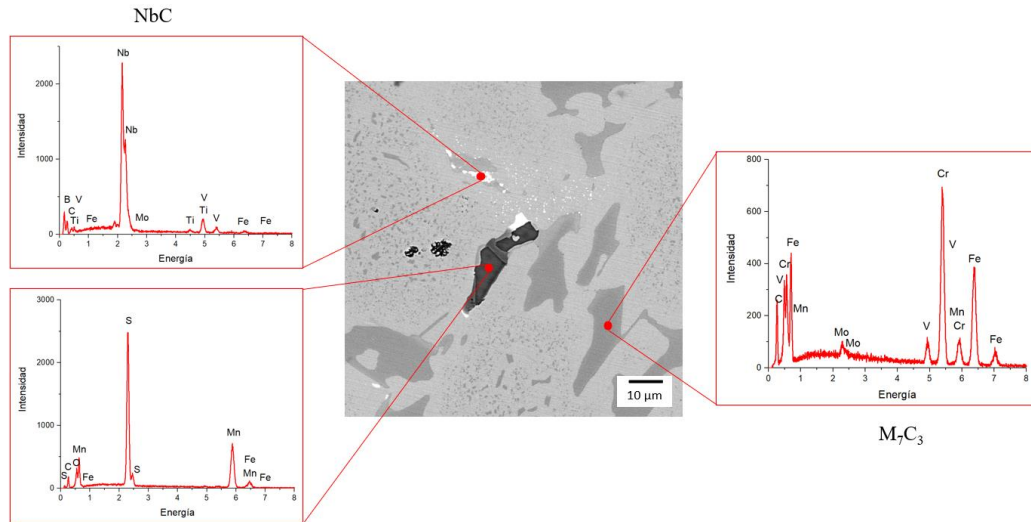


Figura 4.5 Composición química de carburos presentes en hierro blanco.

En el mapeo de la Figura 4.5 se puede relacionar que las regiones correspondientes a los carburos M_7C_3 existe la presencia de cromo, vanadio y molibdeno tanto en los carburos como a lo largo de la matriz. Agregado a ello, la presencia de niobio en los análisis puntuales confirma la presencia de carburos de niobio, estos presentes en pequeña cantidad debido al bajo contenido presente del elemento. Existen ciertas concentraciones de molibdeno cercanas al sulfuro, ver Figura 4.6, esto sugiere la formación de sulfuro de molibdeno, donde algunos estudios han demostrado [29] que estos compuestos son considerados materiales de bajo coeficiente de fricción.

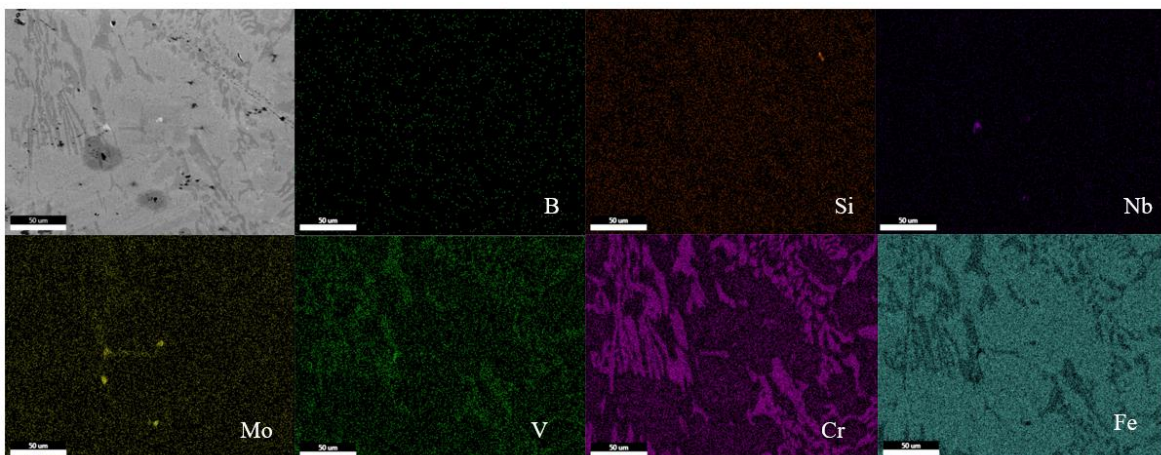


Figura 4.6 Mapeo químico mediante MEB-“EDX” en muestras de hierro blanco.

4.1.5 Acero de alta velocidad (HSS)

En la Figura 4.7 se observan los carburos presentes del acero de alta velocidad bajo el microscopio electrónico de barrido utilizando el detector de electrones retrodispersados, donde los carburos pueden ser distinguidos acordes a la diferencia en el peso atómico de los elementos presentes en cada microestructura. Entre ellos se pueden distinguir dos tipos de carburos MC y M_2C (ver tabla 4.2). Cada uno de estos carburos presenta una dureza diferente, sin embargo, cumplen con el mismo propósito de tener una buena resistencia a mecanismos de desgaste.

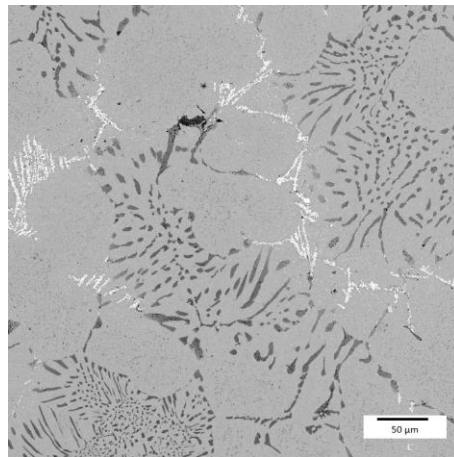
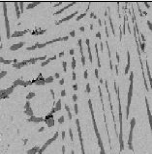
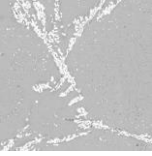


Figura 4.7 Micrografía de la microestructura de acero de alta velocidad mediante MEB-BSE.

En el caso del acero de alta velocidad la presencia del carburo MC es relacionado al contenido de vanadio que presenta la aleación, el cual en comparación con los carburos presentes en ambas aleaciones es el que tiene una mayor dureza (ver tabla 4.3), por lo tanto, se esperaría que el acero de alta velocidad tenga una mayor resistencia al desgaste en comparación al hierro. Sin embargo, al tener una muy alta dureza en comparación de la matriz puede llegar a representar un problema en las condiciones de deslizamiento que promueven el desgaste, debido a que en todos los ensayos de microabrasión se genera un desprendimiento de material base, donde agregado a ello se encuentran carburos que mediante un mecanismo de tres cuerpos son atrapados en el deslizamiento, promoviendo la remoción de una mayor cantidad de material.

Tabla 4.2. Carburos presentes en acero de alta velocidad

Carburo	Composición química	Forma	Color en BSE	Ejemplo
MC	V (mayor presencia) Mo, Cr	Tipo “hojuelas”	Negro – Gris	
M ₂ C	Mo (mayor presencia) V, Cr	Tipo “espina de pescado”	Blanca	

El mapeo químico mediante espectroscopía de rayos-X permite identificar los elementos distribuidos en la microestructura. En la Figura 4.8 se presenta el análisis de área de la aleación HSS, donde pueden observarse los diferentes elementos en la aleación, principalmente se encuentra el Fe (celeste), Mo (amarillo), V (verde), Cr (morado), Si (naranja) y O (rojo). Con base en esto se puede relacionar el carburo tipo MC (también denominado VC, por su alto contenido de Vanadio) presente en la matriz del material con forma de hojuelas. Otro de los carburos presentes es M₂C, donde el alto contenido de molibdeno promueve la formación de este mismo. Su dureza es mucho menor en comparación del tipo MC. La diferencia que existe entre durezas en los carburos puede promover mecanismos de abrasión de unos con respecto a otros, donde al tener un carburo MC con una alta dureza el cual fue desprendido y se encuentra entre ambas superficies y un deslizamiento promueve deformaciones plásticas al material base y a los demás carburos M₂C.

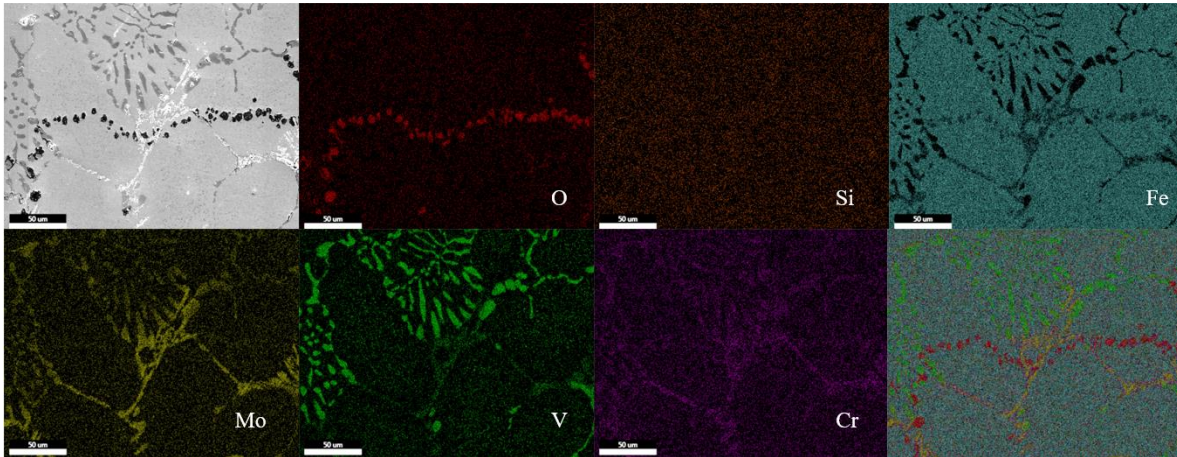


Figura 4.8 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en muestras de acero de alta velocidad.

En la Figura 4.9 observa el carburo M_2C con morfología tipo “*herringbone*”, estos tenderán a formarse entre las fronteras de grano de la matriz compuesta de martensita y austenita. Estos carburos además de tener presente en su mayoría Mo, además cuentan con elementos como el cromo, silicio y vanadio en solución sólida. Cabe resaltar que la forma que presenta cada carburo tiene relevancia al momento de promover la resistencia al desgaste o bien, tener una alta resistencia a la fractura o deformación plástica. La forma de hojuela del carburo MC tiene una mejor resistencia con respecto a la presente en el carburo M_2C , la cual fue descrita al inicio del párrafo. El carburo MC es difícil de fracturar incluso a altas cargas, agregado a ello protege de manera adecuada la matriz del acero de alta velocidad en el proceso de abrasión. Es necesario mencionar que existen otro tipo de carburos en el cual su mayor presencia es el molibdeno, pero tienen un contenido de tungsteno (M_6C), estos tienen más forma lamelar y cuentan con una mayor dureza, sin embargo, en estas aleaciones al no presentar tungsteno únicamente existe la presencia de M_2C . En comparativa, este último tiene una menor resistencia al desgaste por razones como la forma del M_2C que resulta más fácil de fracturar que el M_6C , sin embargo, un estudio [30] demuestran que en ensayos de microabrasión los carburos M_2C presentan una menor resistencia al desgaste y en casos de ensayos de abrasión el carburo M_2C tiene un mejor desempeño.

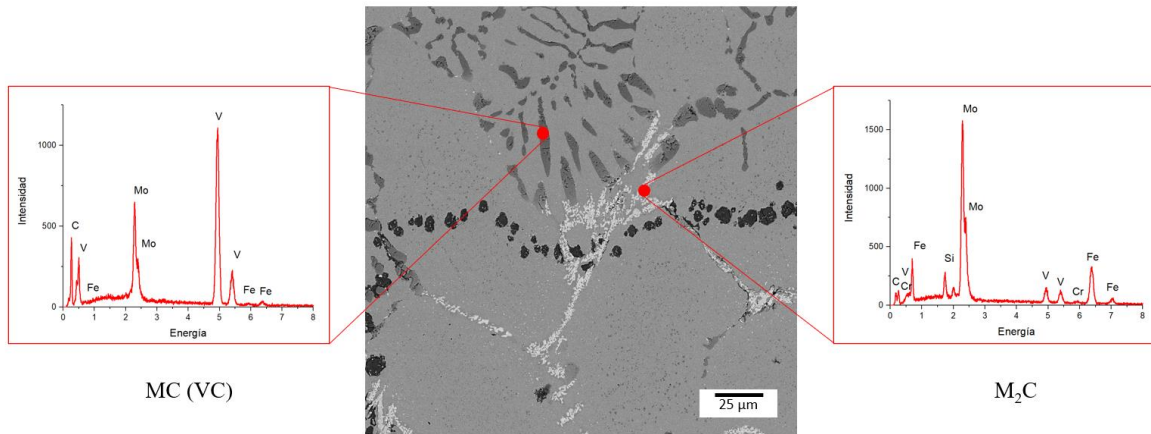


Figura 4.9 Composición química de carburos presentes en acero de alta velocidad. agregar al eje x Energía (keV) y al eje e Intensidad (cps).

En la Figura 4.9 se observan los resultados de la composición química semicuantitativa de los dos tipos de carburos presentes en el acero de alta velocidad, donde en el caso del carburo MC (VC) el alto contenido de vanadio destaca y es acompañado del molibdeno en solución sólida. En el caso del carburo M_2C el elemento con mayor presencia es el molibdeno, este agregado con elementos como vanadio y cromo. Aunado a ello existen ciertas regiones en color negro, los cuales al revelar la composición química son óxidos presentes a lo largo de la matriz, ver Figura 4.10, esto puede ser debido al proceso de fabricación donde las altas temperaturas promueven mecanismos de oxidación, generando así la segregación de óxidos ricos en molibdeno, hierro y vanadio. Asimismo, en la misma figura se observar la susceptibilidad que existe de presentar oxidación/corrosión la zona de interfase carburo–matriz, esto debido a la energía libre de Gibbs, agregado a que se lleva principalmente en los MC, promovida por una disminución de elementos en solución sólida en esa zona, la cual no presenta contenido de vanadio.

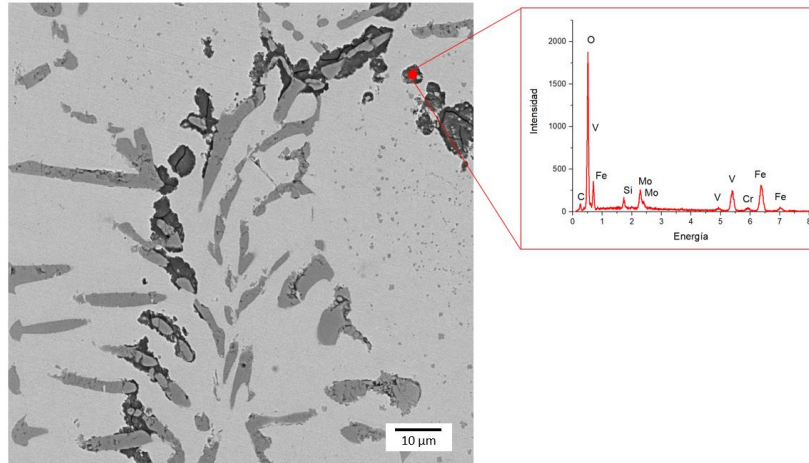


Figura 4.10 Óxidos formados en la interfase carburo–matriz y a lo largo de la matriz del acero de alta velocidad.

La presencia de carburos secundarios es notable, estos se encuentran distribuidos a lo largo de la matriz del material permitiendo aumentar las propiedades de resistencia contra la abrasión y así tener una reducción en el coeficiente de desgaste. La cantidad de estos determinara dichas propiedades desempeño al desgaste.

Tabla 4.3 Micro dureza presente en carburos de ambas aleaciones [31].

Tipo de carburo	Elementos presentes	Dureza Vickers
MC	VC	2800 – 3000
	NbC	2200 – 2500
M ₂ C	Mo (V, Cr, Fe)	1600 – 2200
M ₇ C ₃	Cr (Fe, Mo, V)	1400 – 1800

4.2 Oxidación isotérmica

4.2.1 Hierro Blanco al Alto Cromo (HiCr)

La presencia de diferentes elementos en la aleación de hierro blanco promueve la formación de diferentes óxidos comparados al acero de alta velocidad, presentando un comportamiento totalmente diferente en propiedades de resistencia al desgaste. Sin embargo, los principales óxidos serán en base hierro, la alta presencia de cromo promoverá la posible formación de hematita o magnetita dopada de cromo y espinelas de cromo, por ejemplo, la cromita FeCr_2O_4 .

La Figura 4.11 representa los resultados de la difracción de rayos-X para el hierro blanco preoxidado debido al alto contenido de cromo favorece la formación de espinelas ricas en hierro y cromo FeCr_2O_4 , hematita dopada con cromo $(\text{Fe,Cr})_2\text{O}_3$ y hematita en bajas cantidades (Fe_2O_3). Se pueden observar que no existen picos relacionados a la matriz martensita o austenita, por lo cual se puede relacionar esto a una capa uniforme de óxido sobre la superficie de la aleación.

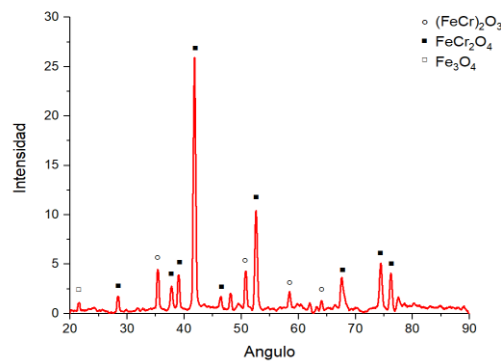


Figura 4.11. Espectro de difracción de rayos-X de HiCr con preoxidación.

En la Figura 4.12 se encuentran los análisis de composición química superficial de los óxidos presentes en el hierro blanco, donde agregado a ello podemos confirmar zonas que tienen ausencia de óxidos donde estos son los carburos de cromo presentes. Al realizar un acercamiento a los óxidos presentes observamos un tipo de óxido que se encuentra en su

mayoría o es el de mayor cantidad, el óxido es denominado tipo “whiskers”, este es visto en la Figura 4.13, donde el óxido tiene formas tipo agujas y donde su nucleación inicial es difícilmente llevada a cabo sobre carburos.

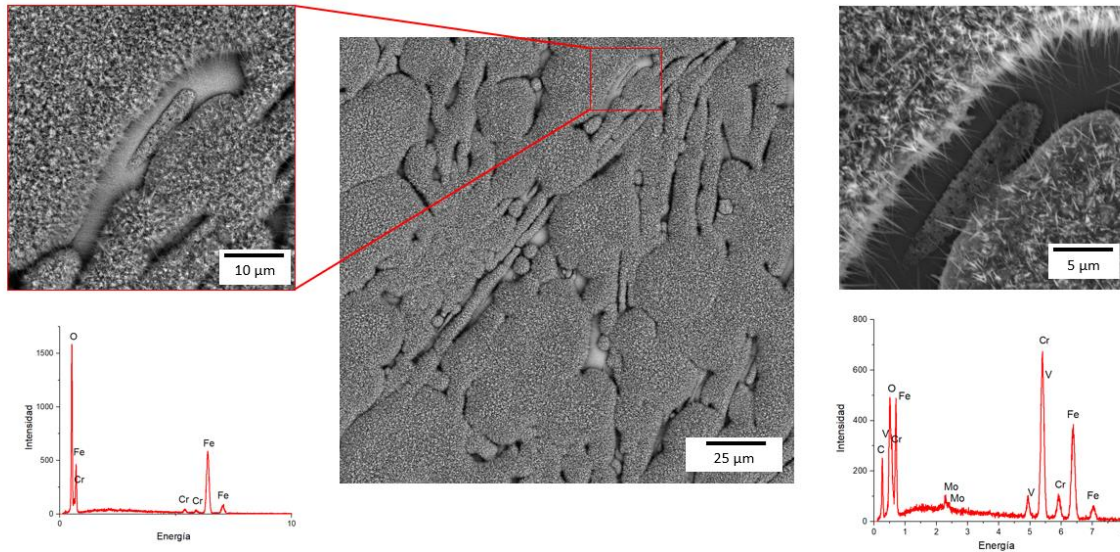


Figura 4.12 Muestra de hierro blanco con una preoxidación de 2 horas a 650 °C en aire seco.

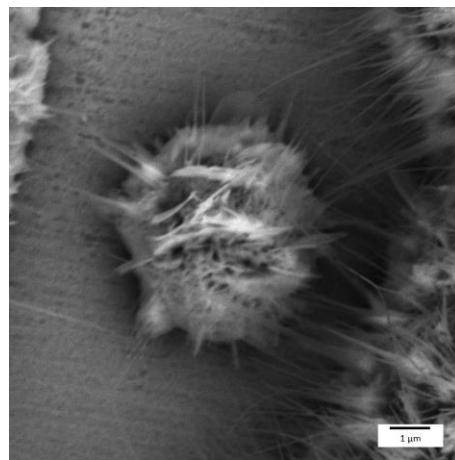


Figura 4.13 Óxidos de tipo “whiskers” presentes en hierro blanco preoxidado.

A través del análisis de la sección transversal de la capa de óxido del hierro blanco, ver Figura 4.14, se puede observar como la primera capa consta de espinela de cromita FeCr_2O_4 a lo largo de la superficie de la matriz y por encima de esta se encuentran óxidos de hematita dopada de cromo $(\text{Fe,Cr})_2\text{O}_3$.

De igual manera, la oxidación solo existe en su mayoría por encima de la matriz en la cual no se encuentra la presencia de óxidos, esto principalmente a la capa protectora de cromo que se genera sobre los óxidos, impidiendo que estos reaccionen con el oxígeno y generen más capa de óxido, lo cual se puede relacionar a las fases obtenidas en el análisis por difracción de rayos-X. Donde, en los resultados de difracción de rayos-X obtenemos óxidos como espinelas ricas en hierro y cromo FeCr_2O_4 , hematita dopada con cromo $(\text{Fe,Cr})_2\text{O}_3$, los cuales en comparación con la composición química de la Figura 4.14 y el mapeo 4.15 se corrobora el contenido de cromo y hierro característico de dichos óxidos.

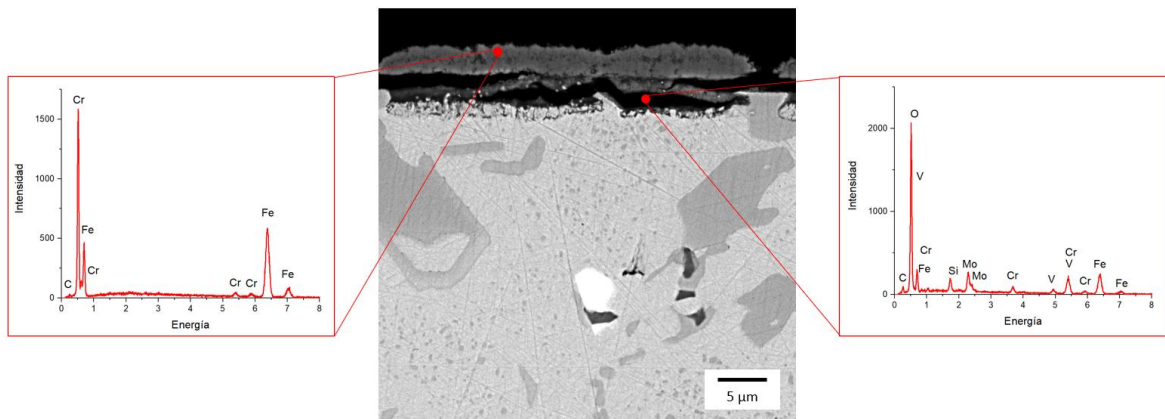


Figura 4.14 Composición química de sección transversal de óxidos formados en hierro blanco preoxidado.

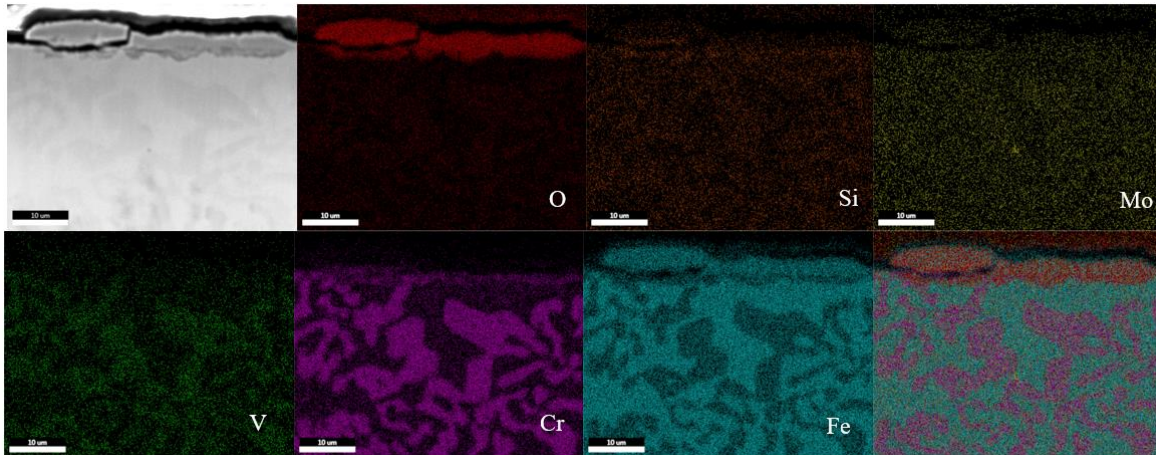


Figura 4.35 Mapeo de sección transversal de capa de óxido en muestra de hierro blanco preoxidado.

4.2.2 Acero de alta velocidad (HSS)

Las condiciones de trabajo en las que se encuentran los rodillos de laminación a altas temperaturas promueven la formación de óxidos, estos al tener diferentes morfologías y propiedades físicas comparadas al material base tienen un impacto significativo en el coeficiente de desgaste de las aleaciones, por ello se realizó el estudio de la capa de óxido formada en los ensayos de oxidación isotérmica previo al ensayo de microabrasión.

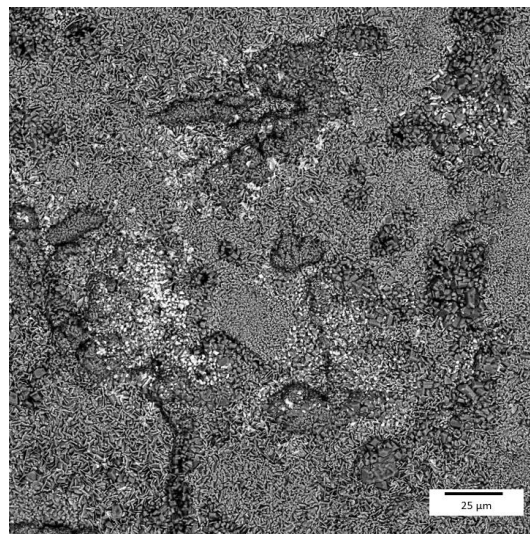


Figura 4.16 Muestra de acero de alta velocidad con una preoxidación de 2 horas a 650 °C en aire seco.

En la Figura 4.16 se muestra la superficie del acero de alta velocidad cubierto en su totalidad con diferentes tipos de óxidos, esto debido a la alta reactividad de la aleación. A simple vista se observan distintas coloraciones que corresponden a diferentes óxidos, incluyendo variedad de morfología, tamaño y propiedades. Al tener diferente composición química la velocidad de crecimiento varía entre los compuestos, esto promueve la formación de una alta rugosidad debido a la diferencia entre los diferentes óxidos. Por lo cual, en condiciones de operación presentarán una alta deformación plástica en estas zonas hasta llegar al área de real de contacto.

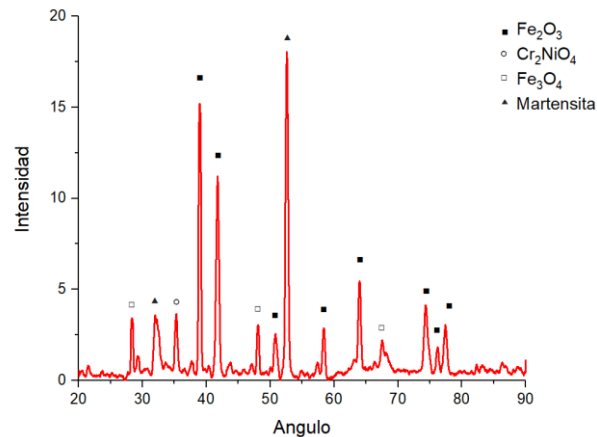


Figura 4.17. Espectro de difracción de rayos-X de HSS con preoxidación.

En el espectro de difracción mostrado en la Figura 4.17 las muestras preoxidadas presenta dos tipos de óxidos, hematita (Fe_2O_3) y magnetita (Fe_3O_4), esto debido a la temperatura a la que se llevó a cabo en combinación con una atmósfera seca [23], [25]. En menor cantidad existe la presencia de algunos óxidos por el contenido de Cr y Ni, sin embargo, es notable la mayor cantidad de magnetita y hematita. Asimismo, se observa un pico relacionado a la matriz martensita, lo cual puede estar relacionado a una capa discontinua o muy delgada de óxido sobre la superficie de la aleación.

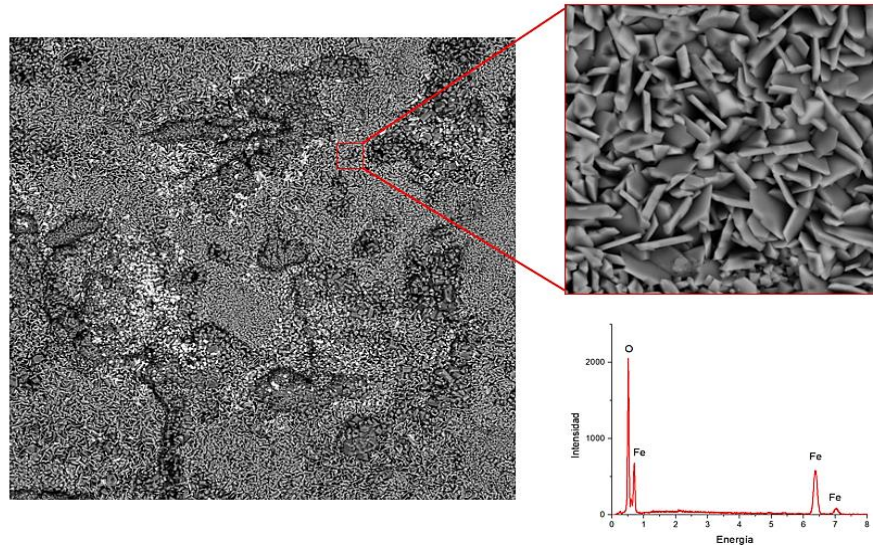


Figura 4.18 Óxido de hierro (Fe_3O_4) presente en superficie de acero de alta velocidad.

Uno de los óxidos presentes en la superficie del acero de alta velocidad preoxidado es la magnetita (Fe_3O_4), los cuales tienen una forma tipo “hojuelas” (ver Figura 4.18), estos óxidos cubren gran cantidad de la superficie y son los de mayor cantidad debido a que la formación inicia a partir de los 500 °C, teniendo en consideración la cantidad de carburos presentes que promueven la resistencia a la formación de óxidos. La nucleación de estos óxidos comienza en la interfase del carburo–matriz, principalmente por la cantidad de energía libre de Gibbs; debido a la presencia de cromo, algunos carburos M_2C tardan en oxidarse, sin embargo, el principal carburo y en mayor cantidad, el tipo MC, el cual tiene vanadio es el más susceptible a la oxidación al igual que la matriz, esto genera un crecimiento desigual de la capa de óxidos. Con el aumento de la temperatura, se comienza a cubrir la totalidad de la superficie, pero mantiene una morfología irregular a altas temperaturas. El crecimiento de la capa de oxidación ocurre en los siguientes pasos: primero, la capa de hematita es muy delgada y en la difusión interna de los iones del oxígeno puede apoyar el desarrollo del Fe_3O_4 interno, al mismo tiempo la difusión de iones de hierro favorece el crecimiento de la capa exterior de α -hematita. Cuando la escala de oxidación alcance cierto espesor la γ -hematita empieza a formarse en la interfase entre la hematita y magnetita.

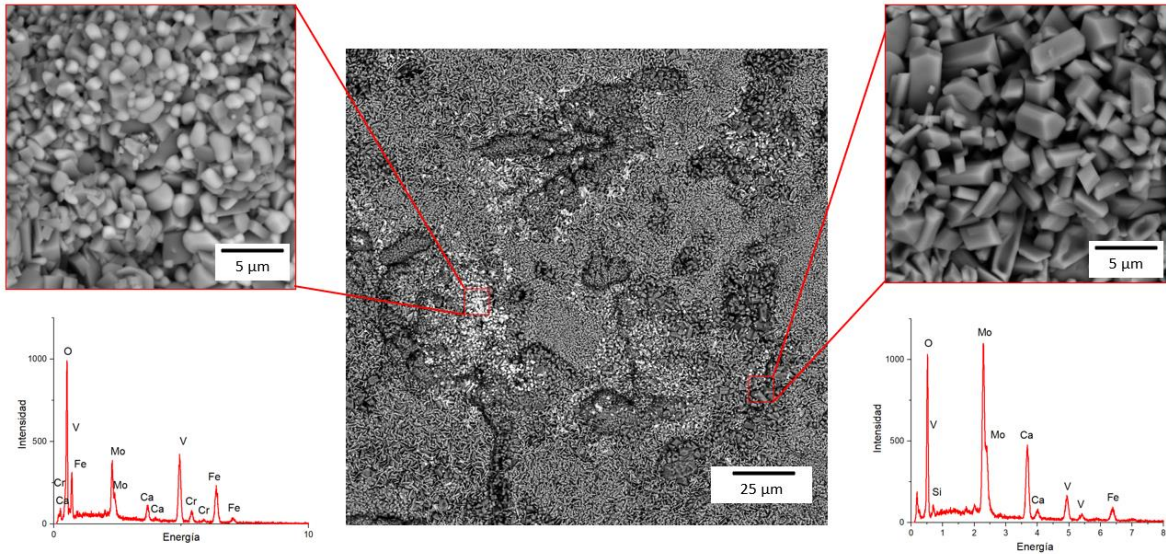


Figura 4.49 Óxidos presentes en acero de alta velocidad con una preoxidación.

En la Figura 4.19 se observa otro tipo de óxidos presentes con una diferente morfología y tamaño. Estas variaciones promoverán un comportamiento totalmente diferente en las propiedades de resistencia al desgaste. Al momento de realizar un aumento a las regiones donde se encuentran acumulado ciertas coloraciones de óxidos podemos observar cómo realmente existe una combinación de todos, sin embargo, en cada región se destaca la mayoría de un óxido en específico. Los óxidos con morfología globular y coloración blanca presentan una longitud aproximada de 2 μm y contienen un alto contenido de vanadio y otros elementos en menor cantidad como lo son el molibdeno, cromo y hierro. Esto puede revelar que se trata de un carburo de vanadio el cual presentó oxidación y agregado a ello se acumuló con la presencia de magnetita. Asimismo, en la figura se muestra la presencia de óxidos con morfología cúbica y coloración gris oscura con una longitud aproximada de 5 μm y la composición química revela un alto contenido de molibdeno, confirmando la oxidación del carburo M_2C con una menor cantidad de elementos como vanadio y silicio. Este tipo de óxidos existe en una mayor cantidad que los de coloración blanca, de igual manera estos se encuentran combinados con otro tipo de óxidos que en su mayoría es Fe_3O_4 .

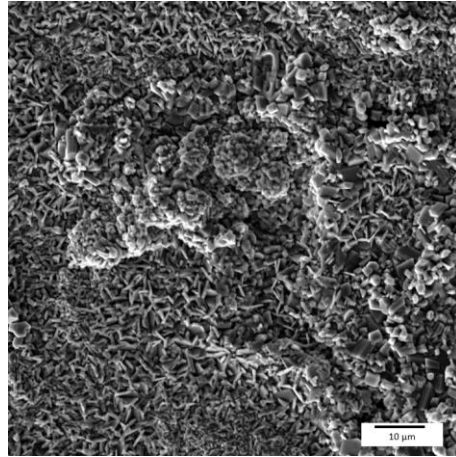


Figura 4.20 Morfología presente en muestras de acero de alta velocidad preoxidado.

En la Figura 4.20 se presenta la topografía de la superficie originada por la diversidad de morfologías de los diferentes tipos de óxidos en el acero de alta velocidad preoxidado. Entre ellos se puede observar formas de tipo hojuelas que cubre la gran mayoría de la superficie y son Fe_3O_4 en una combinación con Fe_2O_3 en una menor cantidad y otro tipo de óxidos con estructuras más cubicas y con más altura como lo son los óxidos formados en base a los carburos MC y M_2C .

La figura 4.21 revela la composición química de la sección transversal de la capa de óxido de las muestras de acero de alta velocidad preoxidadas, la presencia de Fe_3O_4 es notable a lo largo de la capa superficial, sin embargo, destacan ciertas regiones con contenidos de vanadio, molibdeno, cromo y silicio, siendo el vanadio uno de los que mayor presencia tienen en la capa de óxido.

Como se mencionó con anterioridad, los carburos M_2C tienen una alta resistencia a la oxidación principalmente por su contenido de cromo, esto puede ser visto en la Figura 4.22 donde este carburo a pesar de encontrarse cercano a la capa de óxido no se observa un cambio en la totalidad, lo que se puede relacionar a que el carburo no presenta degradación por oxidación.

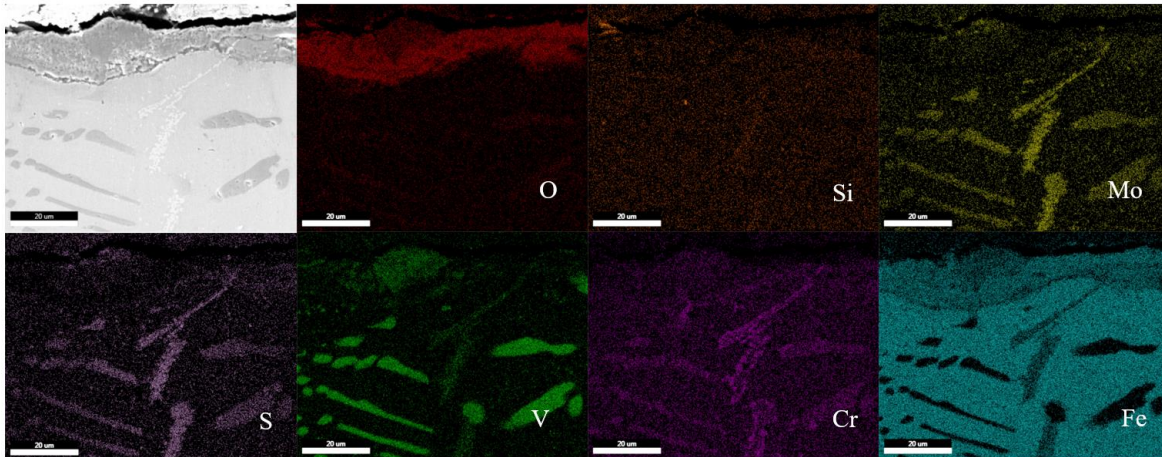


Figura 4.21 Mapeo de sección transversal de capa de óxido en muestra de acero de alta velocidad preoxidado.

La mayor cantidad de la capa de óxido revela una composición de óxidos de hierro, vanadio, molibdeno y cromo (Figura 4.23). En promedio esta capa tiene un espesor de 11 μm , donde en la parte inferior de esta capa en su mayoría es la presencia de magnetita y conforme aumenta la capa existe la formación de óxidos de vanadio y molibdeno. Agregado a ello podemos observar una región con coloración gris oscura, la cual pertenece a parte de la matriz que presenta una pequeña cantidad de formación de magnetita.

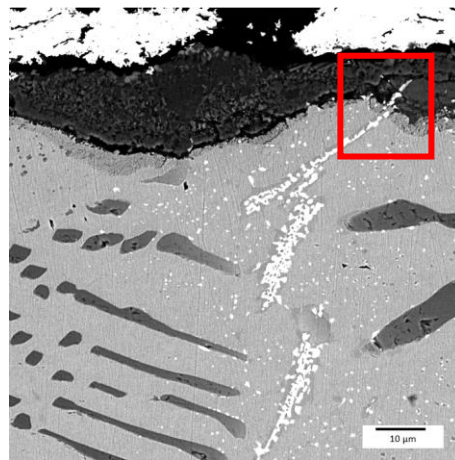


Figura 4.22 Sección transversal de muestra preoxidada de acero de alta velocidad.

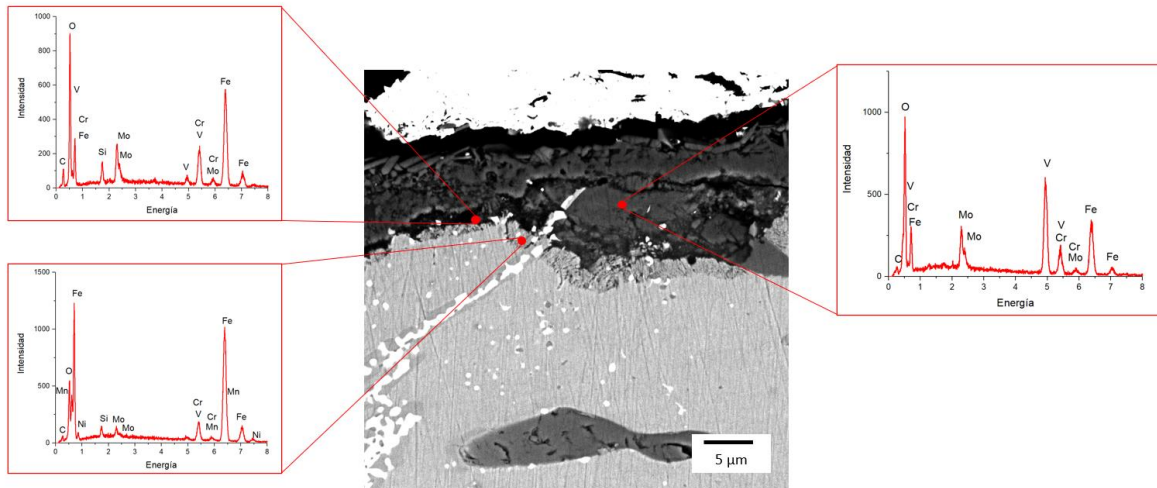


Figura 4.23 Composición química de sección transversal de capa oxidativa de acero de alta velocidad preoxidado.

En ambos casos, HiCr y HSS, la ausencia de humedad durante la oxidación evita la formación de hidróxidos o mayor cantidad de óxidos reportados para ambas aleaciones [23], [25]. De igual forma, no se encontrarán hidróxidos formados en el análisis.

4.3 Resultados del estudio tribológico

En esta sección se presentan los resultados relacionados a las gráficas del comportamiento al desgaste producto de las mediciones de huella para obtener los coeficientes de dimensionales de ambas aleaciones acorde a la distancia de deslizamiento como resultado la comparativa entre aleaciones y el comportamiento respecto a los parámetros establecidos.

4.3.1. Desgaste del hierro de alto cromo

Uno de los principales propósitos de este tipo de estudios es conocer la capacidad de la aleación bajo condiciones de operación, por ello se establecen parámetros similares en cuestión de cargas, además, se promueve el desgaste bajo soluciones abrasivas para

comprender el comportamiento en condiciones extremas y si cumple con los requisitos para ser utilizada en las condiciones industriales reales de trabajo.

Este comportamiento es descrito mediante el coeficiente de desgaste en la Figura 4.24. Donde se parte de un desgaste bajo $0.00145 \text{ mm}^3/\text{Nm}$ (para el caso de hierro blanco sin preoxidación a 1 N) y conforme aumentamos la distancia el desgaste aumenta debido a las deformaciones plásticas y pérdida de material que promueve otros tipos de desgaste como lo es la abrasión, teniendo así partículas abrasivas duras entre las superficies de contacto.

Sin embargo, en la literatura se afirma una relación directa en el aumento en la tasa de desgaste respecto al aumento de carga, los resultados demuestran lo contrario, esto puede ser explicado debido a la presión de contacto que existe en 1 N, donde esta carga es interpretada como una fuerza de compresión la cual promueve al material a no tener tanta área de contacto en comparación con una carga de 4 N. Esto es visible al tener una comparativa de coeficientes de 1 y 4 N sin una preoxidación previa, donde se tienen valores de 0.00145 y $0.00064 \text{ mm}^3/\text{Nm}$ respectivamente, teniendo en consideración la primera distancia recorrida.

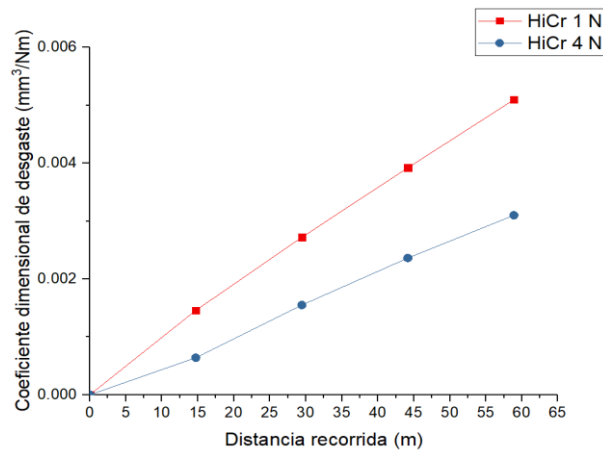


Figura 4.24 Gráfico de coeficiente dimensional de desgaste respecto a distancia recorrida.

Al momento de tener la carga de un 1 N, el área real de contacto será mucho menor y más cercano a un punto, considerando la primera distancia recorrida sin preoxidación es un valor de 2.62 mm^2 , donde si se considera la ecuación de presión de Hutchings $P = \frac{2W}{\pi a^2}$ [32], al momento de esta área tiende a ser menor, mucho mayor será la presión de contacto, resultando en un desgaste mucho mayor del material. En el caso de 4 N, el material tenderá a estar con una mayor compresión y por consiguiente el área de contacto es forzada a ser mucho mayor 3.47 mm^2 , resultando en una disminución del coeficiente dimensional de desgaste al aumentar la carga. Por lo cual, existirán mayores deformaciones plásticas y fracturas al momento de tener una mayor carga ya que promueven que el material presente un área real de contacto mayor, distribuidas a lo largo de todas las asperezas del material en esta zona, comparado a cargas de 1 N donde las deformaciones se localizan una menor cantidad de asperezas y por consiguiente en zonas más pequeñas. Asimismo, el fenómeno denominado endurecimiento por deformación puede contribuir a una disminución en el desgaste de la aleación.

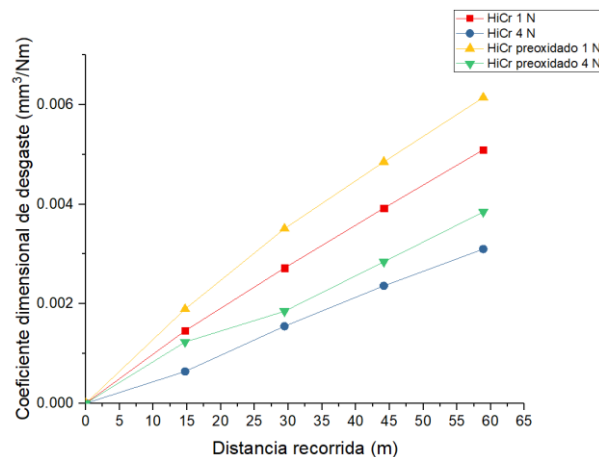


Figura 4.25 Gráfico de coeficiente dimensional de desgaste contra distancia de deslizamiento en un aumento de carga.

En la Figura 4.25 se tiene un gráfico de coeficientes de desgaste con respecto a la distancia recorrida, donde se tienen todas las condiciones de carga y oxidación. Uno de los puntos que se pueden resaltar es que con la presencia de óxidos el coeficiente de desgaste aumenta de manera notable, por ejemplo, a 1 N en una distancia recorrida de 15 m, el coeficiente de

dimensional de desgaste acumulado para la aleación sin oxidar es de $0.00145 \text{ mm}^3/\text{Nm}$ y con una preoxidación el valor se eleva a $0.00189 \text{ mm}^3/\text{Nm}$, teniendo así un incremento del 25 % el cual se ve reflejado en la vida útil total del rodillo de laminación y del acabado superficial con el que tiene contacto.

Asimismo, se observa un decremento en la sumatoria de coeficientes conforme aumenta la distancia recorrida, teniendo así un comportamiento no lineal. Esto principalmente debido a la mayor área de contacto, endurecimiento por deformación y por lo tanto una mejor distribución de fuerza, teniendo así una reducción en el coeficiente de desgaste, para mantener un incremento de coeficiente sería necesario aumentar la carga.

De igual manera, el coeficiente de desgaste presenta una tendencia similar, donde para el caso de la distancia máxima a 1 N sin preoxidación se tiene un coeficiente dimensional final de desgaste de $0.00509 \text{ mm}^3/\text{Nm}$ y con una preoxidación de $0.00614 \text{ mm}^3/\text{Nm}$, lo que representa un incremento del 18 %.

Con estos resultados, se puede deducir que llegará una etapa en el proceso de degradación por desgaste en el que no exista una diferencia entre muestras preoxidadas y sin oxidación, sin embargo, esto solo aplica si no se presentan temperaturas por encima de los $650 \text{ }^\circ\text{C}$ constante o variables que promuevan la formación de óxidos. Ya que, el incremento es atribuido principalmente a la capa de óxido preexistente, sin embargo al momento de fracturarse y convertirse en partículas abrasivas, en comparación con la cantidad de partículas de SiC en la suspensión, sean tan pocos que la diferencia resulta casi irrelevante.

4.3.2 Desgaste del acero de alta velocidad

Como ya se mencionó con anterioridad, la diferencia en la química de las aleaciones promueve diferentes formaciones de carburos que tienen como punto relevante a este estudio, una respuesta diferente al desgaste. El alto contenido de molibdeno y vanadio promueven carburos con propiedades diferentes que tendrán como resultado un coeficiente de desgaste diferente al del hierro blanco.

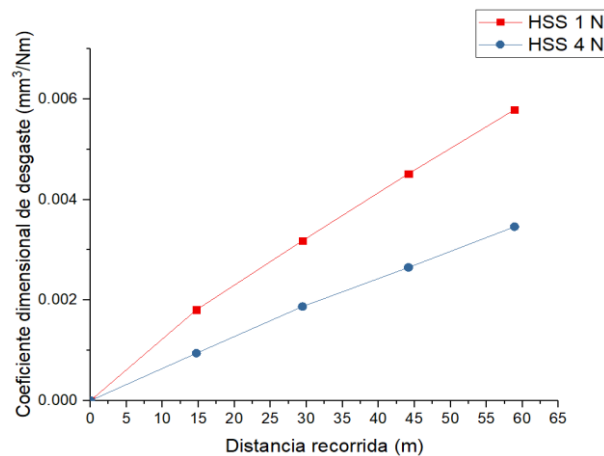


Figura 4.26 Gráfico de coeficiente dimensional de desgaste contra distancia de deslizamiento en un aumento de carga para acero de alta velocidad.

La Figura 4.26 presenta coeficiente de desgaste dimensional con respecto a la distancia recorrida para la condición material recibido, donde el aumento de coeficiente de desgaste que existe en el cambio de carga debido a los mecanismos mencionados en la sección 4.2.1. Uno de los puntos importantes del gráfico es como el aumento en la distancia recorrida promueve un decremento del coeficiente dimensional de desgaste, ya que conforme aumenta la distancia existe una sumatoria no lineal con respecto a los coeficientes anteriores, por lo cual se puede definir que el crecimiento del coeficiente de desgaste con respecto a la distancia no sigue un comportamiento lineal, de igual manera que el caso del HiCr, debido al incremento de la superficie de contacto y endurecimiento por deformación. El acero de alta velocidad bajo estas condiciones presenta coeficientes de desgaste más altos con respecto al hierro blanco, sin embargo, ambas aleaciones presentan buenos desempeños para aplicaciones resistentes al desgaste.

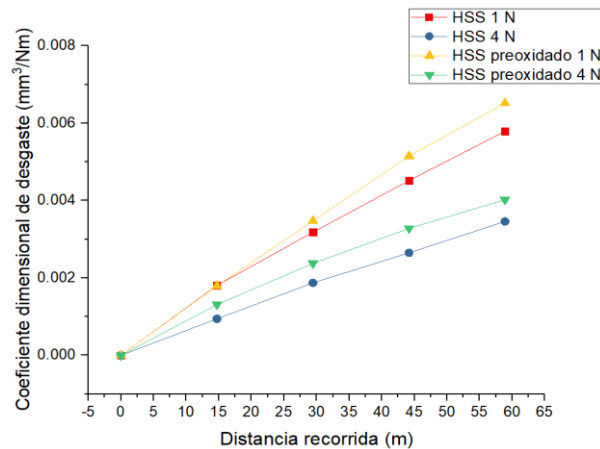


Figura 4.27 Gráfico de coeficiente dimensional de desgaste con respecto a la distancia recorrida.

Como ya se mencionó anteriormente, la presencia de óxido en la superficie puede promover mecanismos de desgaste, por lo que se puede esperar tener coeficientes de desgaste más altas para el mismo material al momento de tener la presencia de óxidos previo al ensayo, esto producto de la alta dureza que presentan estas fases, los cuales al ser arrastrados por el deslizamiento de la bola tenderán a desgastar el material en mayor medida, generando marcas de arado que por consiguiente resulta en una mayor pérdida de material.

Todo esto puede ser confirmado en la Figura 4.27 donde para cada caso de carga, su variable con una preoxidación genera un aumento en el coeficiente de desgaste, en una comparativa con el hierro blanco esta diferencia es mucho mayor por el hecho de que el material base sin una preoxidación no presenta una oxidación antes de cualquier ensayo, como lo es en el caso del acero de alta velocidad.

Esta variable presenta un incremento en el coeficiente de desgaste de la muestra sin oxidación. El hierro blanco debido principalmente a la presencia de cromo tanto en carburos como en la matriz promueve un espesor de capa de óxido menor ($4.11 \mu\text{m}$) con respecto al HSS ($10.95 \mu\text{m}$), calcula el valor de las imágenes tomadas en sección transversal.

4.3.3 Comparación de resultados

Dentro de esta sección se analizarán los resultados en modo de comparación con respecto a coeficientes de desgaste, teniendo como consideración los dos tipos de carga bajo una preoxidación y sin alguna oxidación, los valores presentados son el valor máximo de coeficiente dimensional de desgaste a la máxima distancia recorrida.

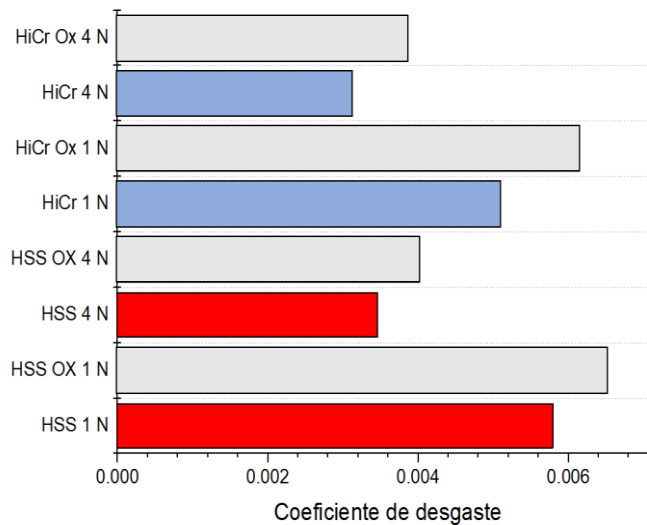


Figura 4.28 Comparación de coeficientes de desgaste a diferentes condiciones.

La Figura 4.28 muestra una comparativa de coeficientes de desgaste bajo diferentes condiciones. Uno de los primeros puntos que se pueden observar y comprobar es como al momento de tener el incremento de carga a 4 N el coeficiente de desgaste disminuye, esto debido a que el aumento de fuerza sobre un área determinada obliga a que exista una mayor área de contacto en comparación de 1 N, por lo que al momento de tener una mayor presión, las cargas se distribuirán de mejor manera a lo largo del material, reduciendo así el coeficiente de desgaste, sin embargo, esto hará que existan una mayor presencia de marcas de arado a lo largo de la huella de desgaste. A todo esto, en el caso de 1 N la presión es mucho menor debido a la baja fuerza de compresión y por lo tanto el área de contacto mucho menor que dará como resultado un coeficiente de desgaste mayor. Otro de los factores que promueven que a 4 N exista un menor coeficiente de desgaste es que el material al momento de tener una

mayor fuerza presenta mecanismos de endurecimiento por deformación que agregado con el aumento de distancia de deslizamiento le resultará más difícil al material ser desgastado. A pesar de este mecanismo estar presente, es difícil de verlo debido a la baja fuerza relativa que se está ejerciendo sobre el material.

Otro punto importante para destacar es el comportamiento diferente que se presenta al momento de tener una presencia de óxidos o bien una preoxidación. Ya que, para todos los casos los óxidos promueven un aumento en el desgaste debido a la dureza y fragilidad que estos presentan, los cuales al estar en contacto bajo ciertos parámetros funcionan como óxidos no protectores, esto es necesario mencionarlo ya que dependiendo de las propiedades del óxido y las condiciones a las que se llevan a cabo los ensayos pueden dar como resultado que el óxido funcione como lubricante, reduciendo así el coeficiente de desgaste, lo cual no se presenta en esta investigación [15].

Como ya se mencionó, la presencia de óxidos promueve el coeficiente de desgaste, entre los coeficientes existe una diferencia entre muestras preoxidadas y sin oxidar, sin embargo, en el caso del acero de alta velocidad es mucho menor comparado al hierro blanco. Esto principalmente a lo visto con anterioridad donde el acero de alta velocidad presentaba una presencia de óxidos antes de ser preoxidado, estos óxidos se encontraban presentes entre carburos MC, el hecho de tener una presencia de óxidos previo dará como resultado una menor cantidad de óxidos formados durante la oxidación, ya que será necesario un incremento de temperatura, tiempo y humedad debido a que los mismos óxidos formados funcionan como barrera protectora de continuar la oxidación del material. Por otro lado, en el caso del hierro blanco, esta diferencia es mucho más grande debido a que la formación de óxidos no se encuentra presente en gran cantidad, por lo que la relevancia de estos en coeficientes de desgaste será en las muestras preoxidadas.

La pérdida de masa esta graficada en la Figura 4.29, esto permite comprobar las afirmaciones anteriores, donde la susceptibilidad que presenta el acero de alta velocidad a presentar corrosión dará como resultado una baja pérdida de masa en comparación al hierro blanco. El acero de alta velocidad al momento de tener cierta cantidad de óxidos previos y al realizar las pruebas de abrasión, posterior a los ensayos la aleación tenderá a presentar corrosión debido a los mecanismos de deformación, fracturas, presencia de humedad, entre otros. Estos

dan paso a que el oxígeno necesite menor energía para la interacción con el metal base y formar óxidos.

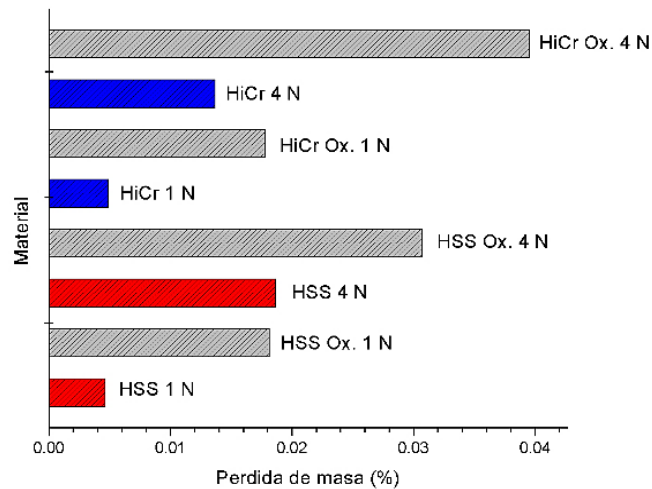


Figura 4.29 Pérdida de masa para muestras preoxidadas y oxidadas en función de porcentaje.

En el caso de 4 N, en el caso de acero de alta velocidad la presencia previa de óxidos en los carburos MC, la posible baja adherencia de estos óxidos a la matriz y las altas fuerzas que se ejercen sobre el material promueve en mayor cantidad la pérdida de masa, este mecanismo no se encuentra en el hierro blanco debido a la ausencia de los óxidos previos de baja adherencia.

Si bien muchos factores se ven presentes en la pérdida de masa como el tiempo transcurrido entre medición de masa, la anisotropía del material, la cinética de formación de óxido, la cantidad de precipitados de carburos, sulfuros, óxidos, etc. Todo esto toma mayor relevancia al tratarse de muestras pequeñas cercanas al mm^3 . En si las mediciones de pérdida de masa se ven involucradas por la presencia de carburo de silicio, donde al tener una alta densidad y sus posibles incrustaciones dentro de este mismo, principalmente a 4 N, donde las fuerzas de compresión promueven dichos mecanismos.

4.4 Resultados de mecanismos de desgaste

En esta sección se presentan los resultados relacionados a micrografías mediante microscopio óptico y microscopio electrónico de barrido con el propósito de analizar los mecanismos de desgaste presentes posterior a los ensayos de abrasión, donde los dos mecanismos presentes son desgaste por abrasión en dos y tres cuerpos.

4.4.1 Mecanismos de desgaste en hierro blanco

Como se ha mencionado con anterioridad, los carburos presentes en el hierro blanco presentan propiedades de alta resistencia al desgaste y a la corrosión, por lo que se esperaría ver pocas marcas de arado después de los ensayos de desgaste.

Si bien los mecanismos que se presentan son los mismos para ambas aleaciones, la respuesta que tendrá cada material será diferente, cada uno tendrá mayor o menor desgaste, el hierro blanco tendrá un menor desgaste en comparación al acero de alta velocidad. Para ambas aleaciones se probaron en dos tipos de carga, esto para ver como las aleaciones se comportan en el aumento de carga. Con el incremento de carga se observan una mayor cantidad de mecanismos de dos cuerpos, estos suceden cuando ambas superficies entran en contacto y se generan deformaciones plásticas obteniendo así marcas de arado. El aumento en la carga genera una disminución en el coeficiente de desgaste, esto debido a que al tener una carga de 4 N se está ejerciendo una presión sobre la muestra teniendo así un área de contacto mucho menor, es necesario mencionar que el área real de contacto puede ser vista con el contacto que tiene la bola con la superficie del material a ensayar que presenta una rugosidad, el contacto existirá en las crestas (ver Figura 4.30). Al momento de aumentar la carga lo suficiente para variar un poco la rugosidad del material el área de contacto aumentara y por lo tanto disminuye el coeficiente de desgaste al tener una mejor distribución de cargas.

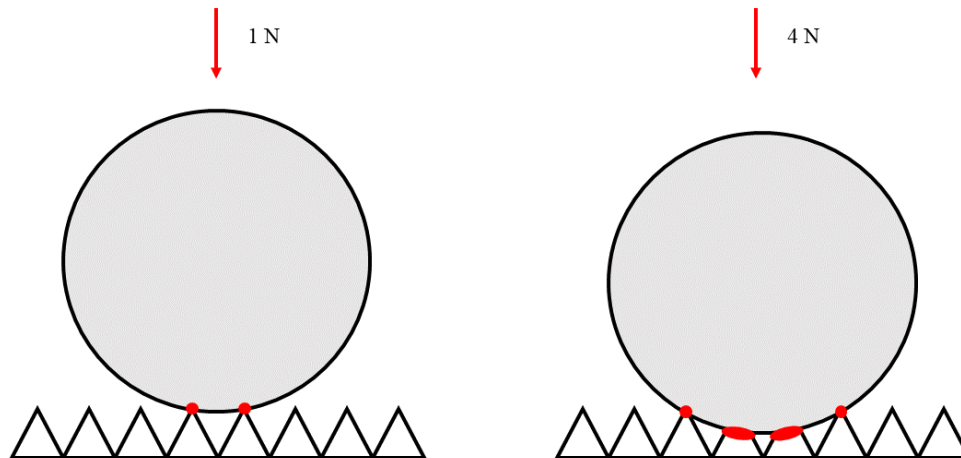


Figura 4.30 Esquema representativo sobre la relación de aumento de carga y área de contacto.

Como se mencionó, en las gráficas de coeficiente dimensional de desgaste con respecto a la distancia recorrida se puede observar cómo el comportamiento es no-lineal, si bien al momento de aumentar la distancia, el desgaste aumenta, este no incrementa de una manera lineal, en cambio disminuye de manera gradual este incremento. Esto principalmente debido a qué, de manera similar al incremento de carga, al momento de tener las primeras distancias el área superficial es cercano a lo puntual debido a la nula deformación que han tenido las asperezas al material, esto con base en la teoría Hertziana de contacto [20]. La rugosidad es una composición de crestas y valles, por lo que existirán ciertos espacios los cuales tendrán superficie libre de contacto, conforme la distancia aumenta la deformación plástica aumenta en las crestas de estas rugosidades y conforme continua avanzando la distancia entre crestas y valles disminuye provocando una superficie con mejor rugosidad, obteniendo áreas superficiales mucho mayores y de esta manera distribuyendo de una manera más eficiente las cargas ejercidas en el material, de igual manera el espacio libre de material que existe entre crestas y valles disminuye. Al momento de tener la distancia mayor del desgaste, las rugosidades serán casi planas o se reducirá en el punto que haya llegado al equilibrio donde el material no cede ante la carga establecida y otros factores tienen presencia en un mediano y largo plazo como lo es la fatiga del material.

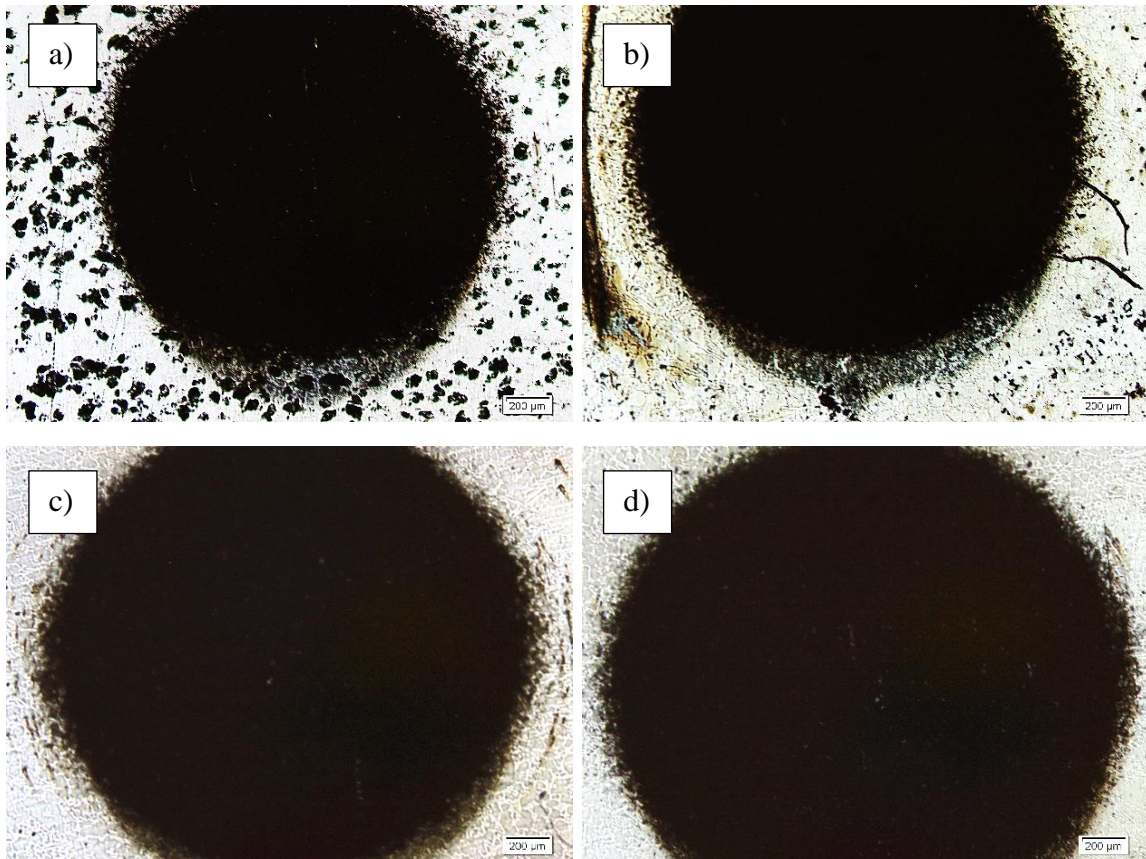


Figura 4.31. Micrografías del HiCr posterior a los ensayos de microabrasión para cargas de 1 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.

A través de los resultados obtenidos en la Figura 4.31 se puede observar diversos comportamientos en el HiCr, donde principalmente al momento de incrementar las revoluciones (distancia recorrida), el tamaño o diámetro de la huella de desgaste aumenta de manera proporcional, en la Figura 4.31 b es una de las distancias que presentan mayor desgaste debido a la menor área de contacto, presentando mecanismos como grietas, resultado de el alto desgaste generado. Este comportamiento puede ser explicado en la Figura 4.32, donde, el área de la huella de desgaste va aumentando conforme aumentamos la distancia, esto por el simple hecho de que la fricción que se está provocando y por lo tanto el desgaste que tiene el material base resulta en un cráter mucho mayor, tanto en diámetro como en volumen de desgaste.

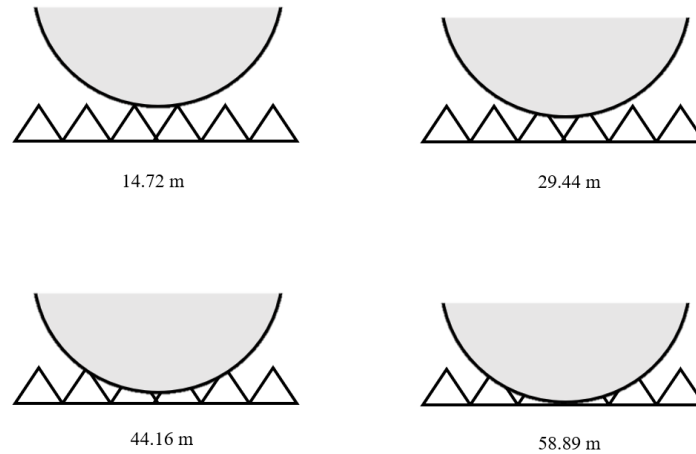


Figura 4.32 Esquema representativo de área de contacto superficial con respecto a la distancia recorrida.

Si bien la mayoría de las asperezas son deformadas plásticamente en las primeras distancias y por lo tanto existirá una gran área de contacto conforme se aumenta el deslizamiento, resultando así en coeficientes de desgaste muchos más bajos. Sin embargo, un coeficiente de desgaste hace referencia a la cantidad de material desprendido el cual es proporcional al tamaño o diámetro de la huella de desgaste resultante.

En la Figura 4.33 se puede observar cómo al momento de tener un incremento de distancias, el tamaño del cráter incrementa de igual manera que la cantidad y profundidad de marcas, ya que en 4.33 a si bien existe una gran cantidad de marcas, estas no se encuentran a lo largo de la huella de desgaste, comparado con 4.33 c donde la cantidad de marcas de arado aumenta a encontrarse a lo largo de toda la huella de desgaste, finalmente en 4.33 d existen ciertas marcas que permiten observar una mayor profundidad y fractura del mismo.

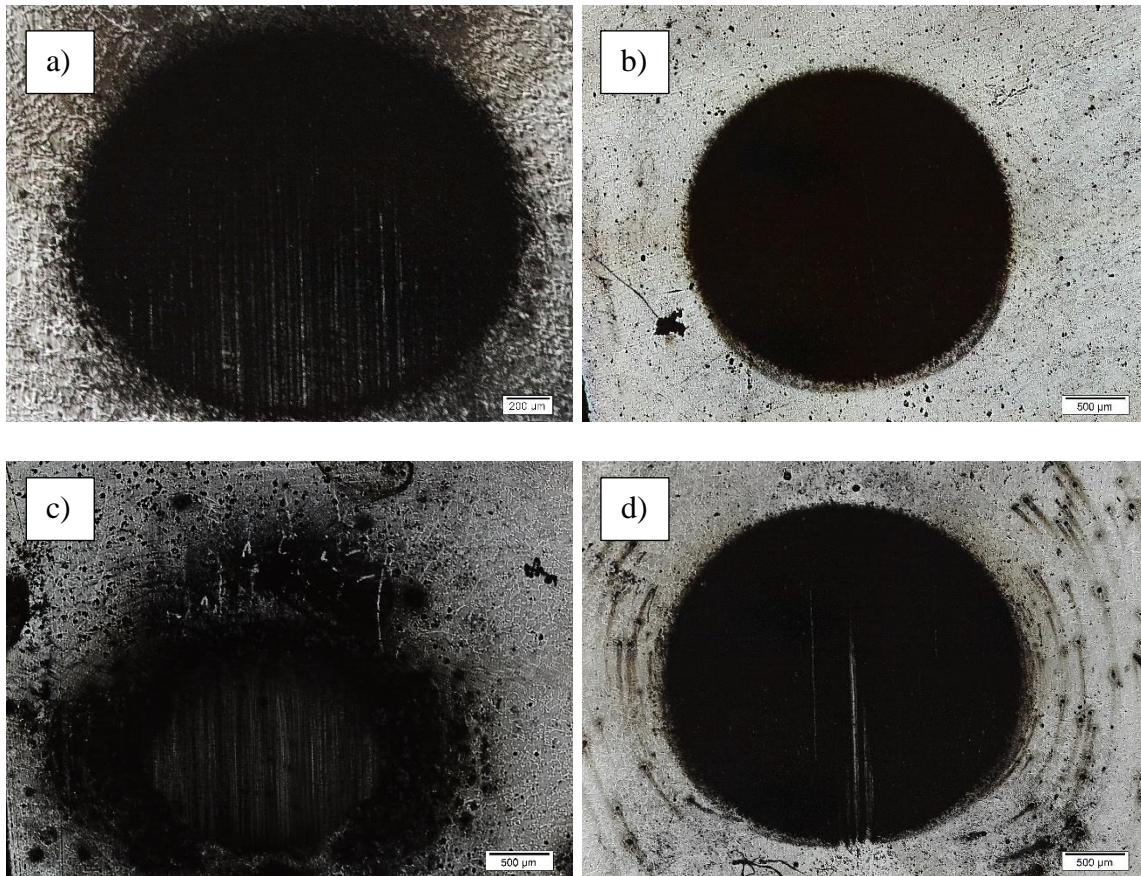


Figura 4.33 Micrografías del HiCr posterior a los ensayos de microabrasión para cargas de 4 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.

A simple vista en una comparativa de las huellas de desgaste de cargas de 1 y 4 N, existe una diferencia en las marcas generadas por la abrasión o de igual manera mecanismos de dos cuerpos, los cuales son debido al contacto a compresión que existe, este es proporcional a la carga que se esté ejerciendo. Sí bien, los resultados de los coeficientes de desgaste muestran un decremento conforme aumenta la carga, esto es principalmente debido a como se mencionó con anterioridad, la mayor cantidad de carga sobre el material obliga a este mismo a tener una mayor área de contacto superficial, por lo que al momento de tener el deslizamiento habrá mayores puntos de contacto entre esfera y metal de prueba.

La presión ejercida y el deslizamiento promoverá las deformaciones plásticas sobre el material de prueba y agregado a ello, el desprendimiento del material base quedará atrapado con una mayor facilidad entre ambas superficies, promoviendo así mecanismos de abrasión de tres cuerpos, considerando asimismo existe una solución abrasiva con partículas de silicio que promueve dicho fenómeno de arrastre de partículas lo cual genera marcas de arado [33].

La presencia de diversos carburos debido a la composición química del material, donde en su mayoría son elementos como el Cr, Mo y V. Los cuales presentan buenas propiedades de resistencia contra el desgaste, como resultado de la alta dureza provocando bajos coeficientes de desgaste, agregado a ello, la estabilidad química que presentan una tendencia a no oxidarse permite que no existan agregados de partículas de óxido, las cuales pueden promover la abrasión del material en mecanismo de tres cuerpos.

En la Figura 4.34 se puede observar el aumento en el tamaño de la huella de desgaste comparando una distancia media 2 mm y la distancia máxima 2.5 mm en caso de 1 N y 2.7 mm a una distancia media y 3.08 mm a una distancia máxima para 4 N, con respecto a las cargas de 1 a 4 N, 4.34 a-c 4.34 b-d, respectivamente. Una de las primeras diferencias es el tamaño de la huella de desgaste, donde en ambos casos a una carga de 4 N el diámetro es mucho mayor. La formación de marcas de abrasión es notoria en altas cargas y en una distancia mayor, el aumento de distancia de igual manera es proporcional al desgaste, ya que, a mayor distancia, mayor es el desgaste generado en la muestra, independientemente de la carga ejercida sobre el material [33]

Las marcas de arado son generadas en dirección de derecha a izquierda, por lo que el material arrastrado en su mayoría es proveniente del lado derecho de la circunferencia de la huella de desgaste del material, dicho material queda incrustado en la huella de desgaste o es arrastrado y promoviendo deformaciones plásticas, las cuales resultan en una reducción de vida útil del material.

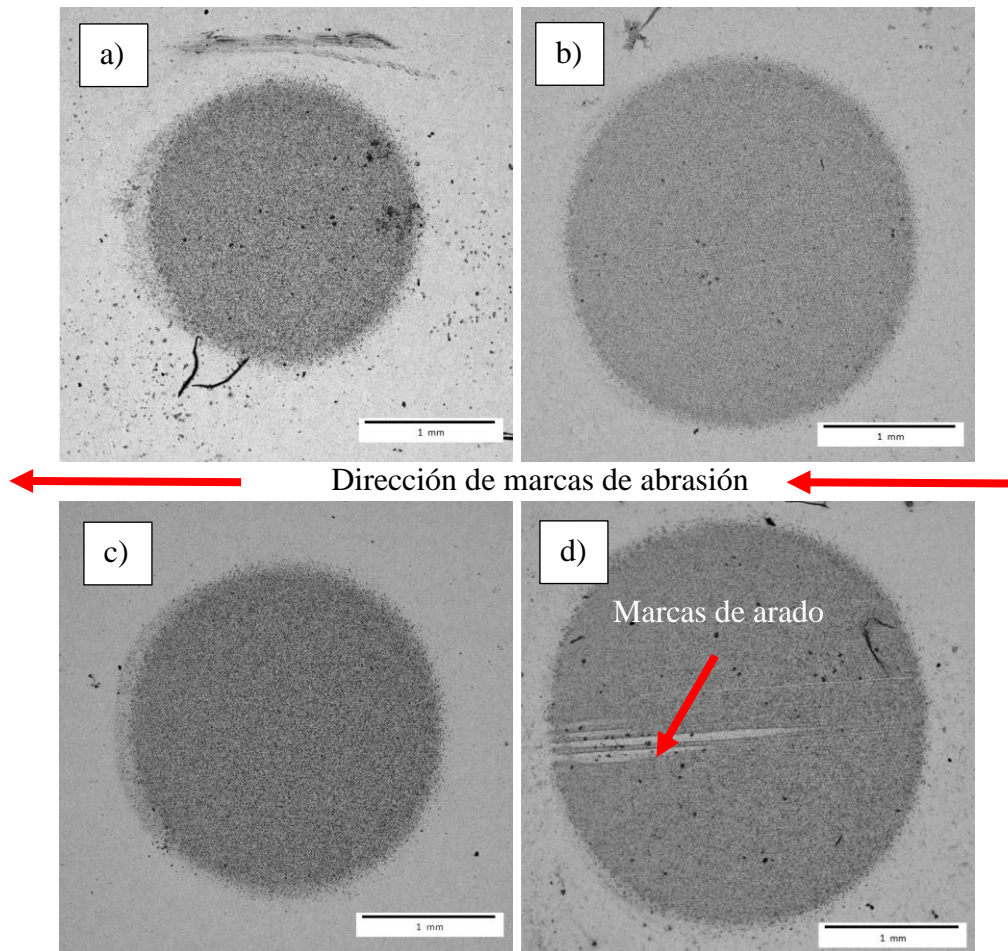


Figura 4.34 Huella de desgaste de Hierro blanco a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.

Dentro de cargas de 1 N (ver Figura 4.34), uno de los mecanismos que se pueden observar es la acumulación de material, el cual es todo aquel material que sale mediante deslizamiento de ambas superficies y al no tener una carga elevada de compresión este material puede salir de este sistema y acumularse en el punto que el contacto entre ambas superficies termina. Este mecanismo no es visto en cargas de 4 N (Figura 4.34) debido a que gran parte de la materia que es arrastrada queda atrapada entre superficies o sale del sistema, teniendo como resultado una ausencia de este mismo.

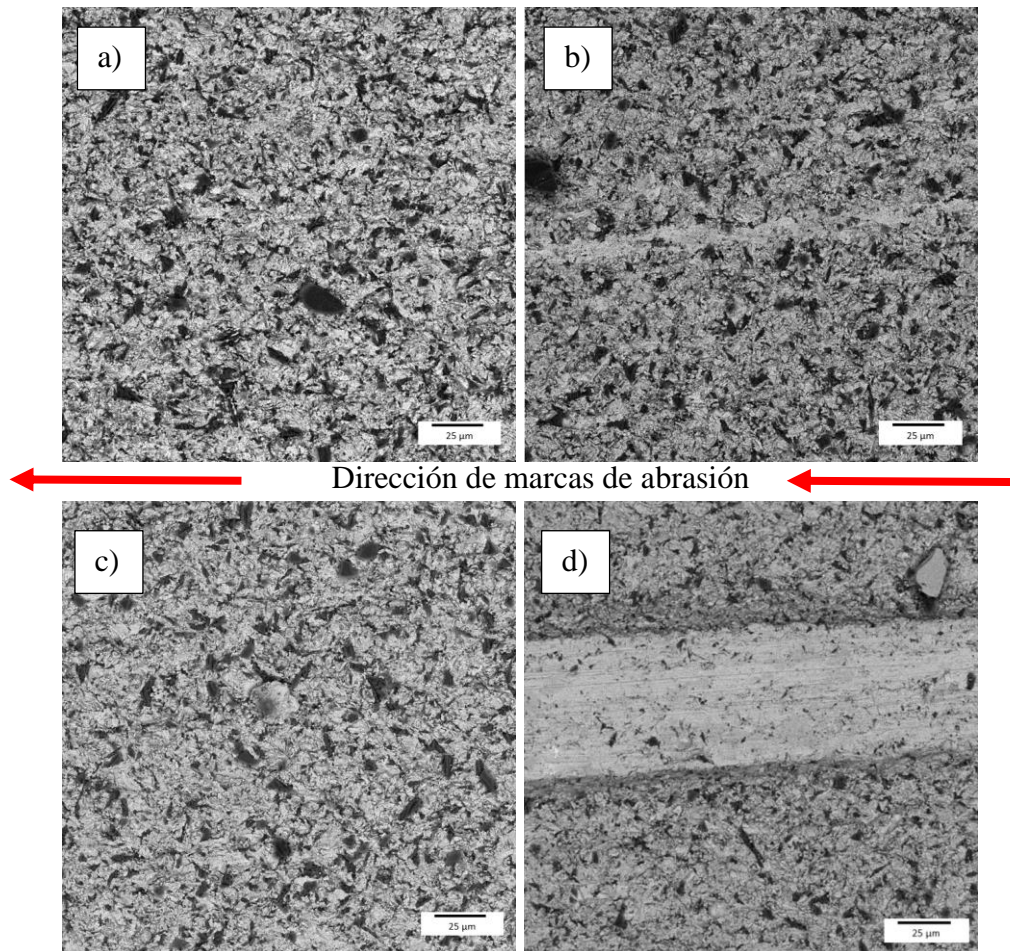


Figura 4.35 Centro de huella de desgaste en hierro blanco a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.

Otros mecanismos presentes son todos aquellos puntos negros que representan incrustaciones de carburo de silicio que en su mayoría son dentro de la huella de desgaste. En un acercamiento al centro de la huella de desgaste puede observarse con mayor facilidad los mecanismos de deformación plástica generada por las partículas arrastradas.

La Figura 4.35 un acercamiento permite observar de mejor manera las marcas de arado, donde como resultado de esto genera fracturas en el material base, las cuales reducen la resistencia al desgaste, ya que resultan en zonas con una alta susceptibilidad a deformación plástica, actuando como zonas frágiles. Otros de los resultados de estas marcas de arado son la fractura de carburos, estos al ser un factor importante para la resistencia al desgaste, reducen la resistencia al mismo al momento de que son fracturados[4], [33].

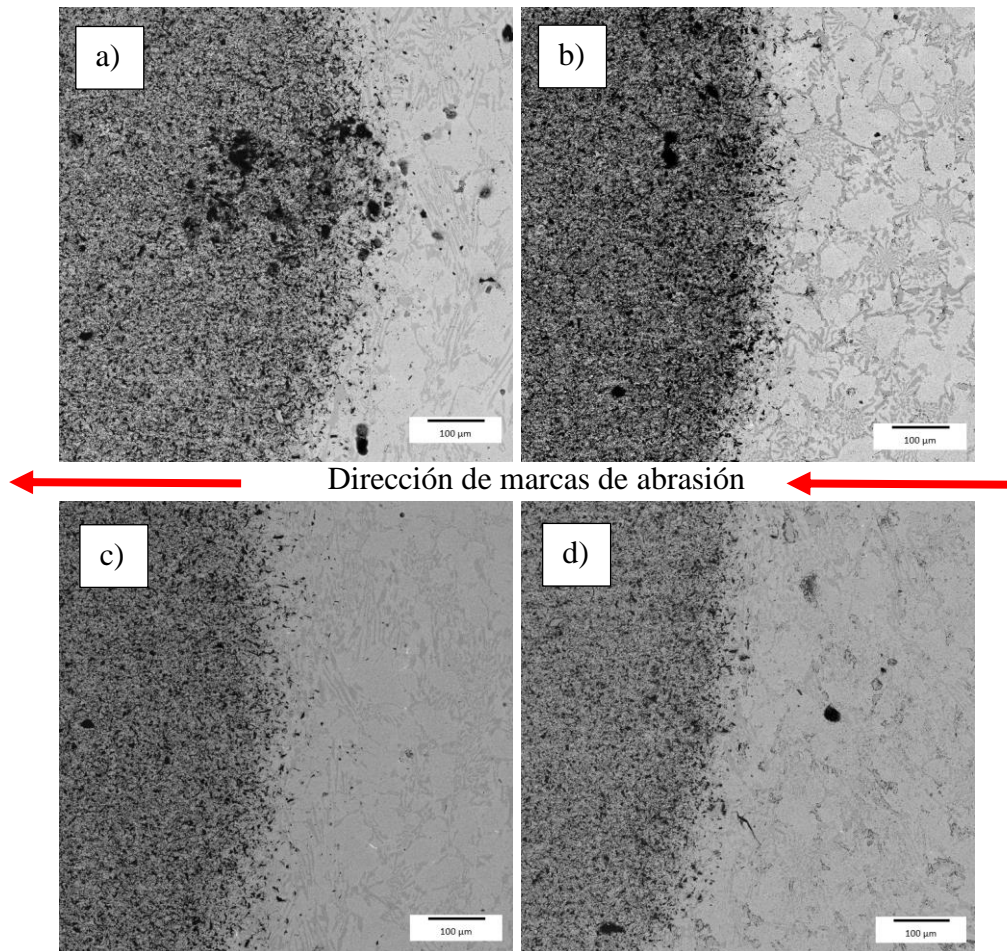


Figura 4.36 Circunferencia de la huella de desgaste en hierro blanco a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.

Otro de los principales mecanismos presentes son las incrustaciones de carburo de silicio que son aquellos puntos negros en el material base (Figura 4.36), muchos de estos con el deslizamiento y las cargas son fracturados y atrapados dentro de ambas superficies, continuando con el mecanismo de abrasión, además de no solo promover el desgaste en el material a estudiar, sino que también en la bola de acero la cual está desgastando al material. Todo esto se puede observar al momento de retirar las muestras y ver como la bola de acero cuenta con marcas de abrasión.

La Figura 4.36 muestra la primera área de contacto de la esfera de acero que promueve el desgaste con el material base o bien la circunferencia de la huella de desgaste. Conforme la distancia de recorrida aumenta el material comienza a deformarse plásticamente y teniendo desprendimiento de este, ya sea de carburos o material base.

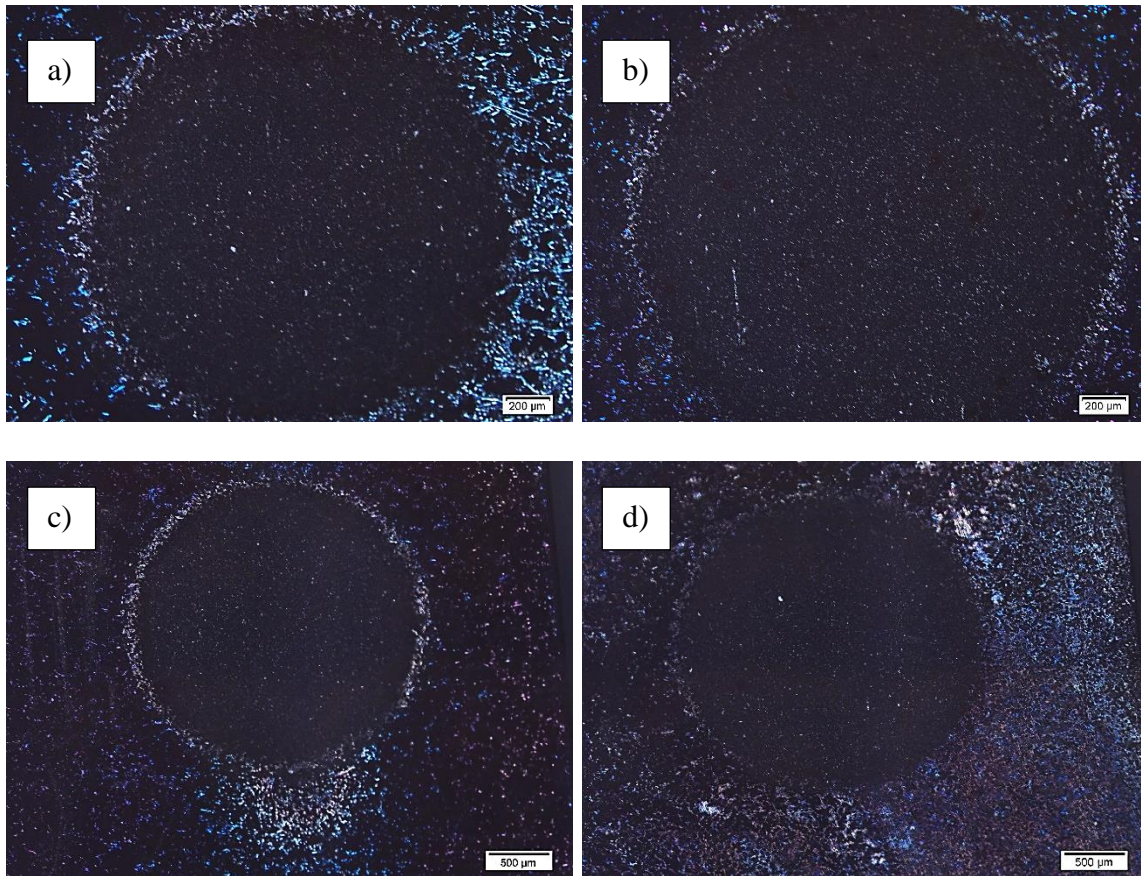


Figura 4.37 Resultados de microabrasión para muestras preoxidadas bajo cargas de 1 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.

La presencia de óxidos en la superficie promueve otro tipo de mecanismos y un aumento en el desgaste, esto principalmente debido a las propiedades mecánicas de los óxidos, los cuales tienen una alta dureza. Estos al encontrarse entre ambas superficies bajo un deslizamiento promueven en mayor cantidad la formación de marcas de arado [33].

Si bien las marcas de arado no tienen una gran presencia y esto debido a que al tener cargas de 1 N (ver Figura 4.37), las partículas en su mayoría no son compactadas con gran fuerza teniendo así estas mismas menor área de contacto, por lo que resulta en un mayor coeficiente de desgaste pero con una menor cantidad de marcas de arado que se podrían esperar, sin embargo, en una comparativa con las muestras sin la presencia de óxido se puede observar para las muestras oxidadas como existen ciertos puntos blancos los cuales son desprendimiento de material en su mayoría presente a bajas cargas.

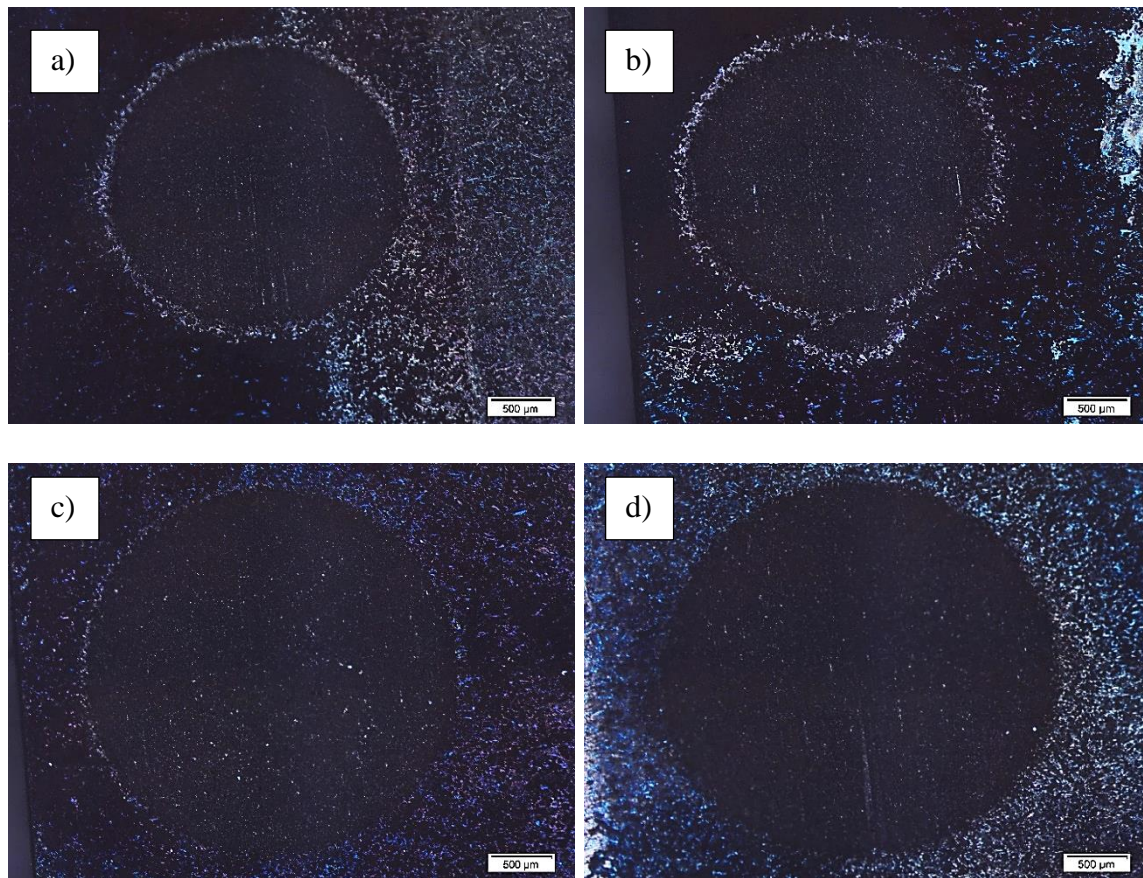


Figura 4.38 Resultados de microabrasión para muestras preoxidadas de hierro blanco bajo cargas de 4 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.

En el caso de las muestras preoxidadas bajo una carga de 4 N (ver Figura 4.38) la presencia de mecanismos de dos cuerpos es más notable, debido al arrastre que genera la carga a las partículas que se encuentran entre ambas superficies. De igual manera la presencia de estas marcas de arado se encuentra a lo largo de la huella de desgaste. La tonalidad color negro de la huella de desgaste es principalmente a la solución abrasiva de carburo de silicio que se encuentra atrapada debido a las cargas.

La Figura 4.9 muestra los resultados vistos con el microscopio electrónico de barrido, donde permite ver de una manera general el aumento de diámetro con respecto al cambio de parámetros como la distancia y las cargas.

En el caso donde la carga es de 4 N con una distancia media de 377 rev, podemos observar de una manera notable la formación de una estela al final del recorrido del deslizamiento en

la huella de desgaste, esto debido al poco tiempo en el que se lleva a cabo y el material no termina de ser desprendido del material base, todo este arrastre de materia resulta en una acumulación de material base, carburos y carburo de silicio en las zonas cercanas a la salida del fluido abrasivo, lado izquierdo de la huella. Este mecanismo no es visto en cargas de 1 N ya que, la fuerza no es la suficiente para generar acumulación al final de la huella. Sin embargo, en este caso la formación de óxidos generadas después de la deformación plástica es mucho más notoria. A pesar de, este mecanismo de oxidación es común en todos los casos, dentro de las condiciones de 1 N y bajas distancias resulta en una mayor presencia en la circunferencia debido a que la fuerza de compresión no es la suficiente para generar fracturas de carburos por lo que en su mayoría material base resultara en la circunferencia, el cual es más propenso a la corrosión.

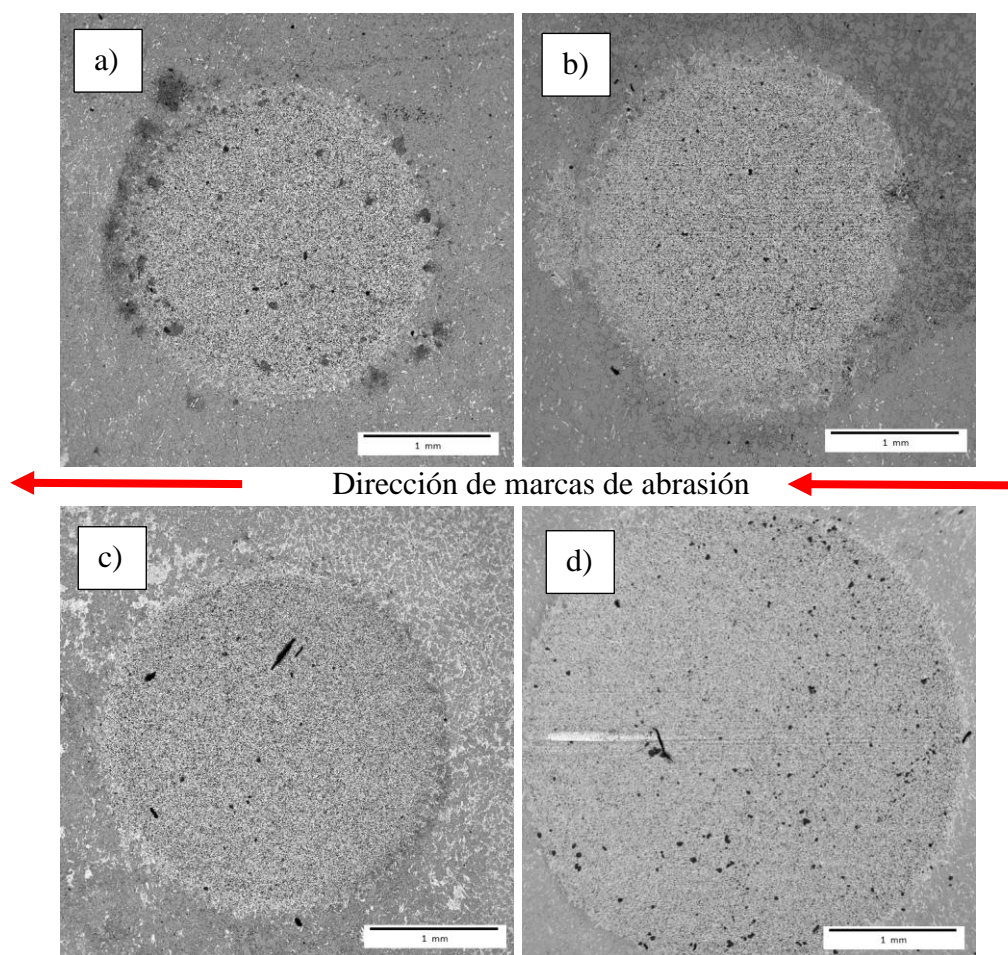


Figura 4.39 Huella de desgaste de Hierro blanco preoxidado a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.

La Figura 4.40 muestra el centro de la huella de desgaste a diferentes cargas a una distancia media y distancia máxima recorrida. La presencia de óxidos promueve mecanismos de desgaste en el centro y a lo largo de la huella, donde las marcas de arado comienzan a ser notables en el centro y se extienden hasta la otra parte de la circunferencia con un desprendimiento de material.[27]

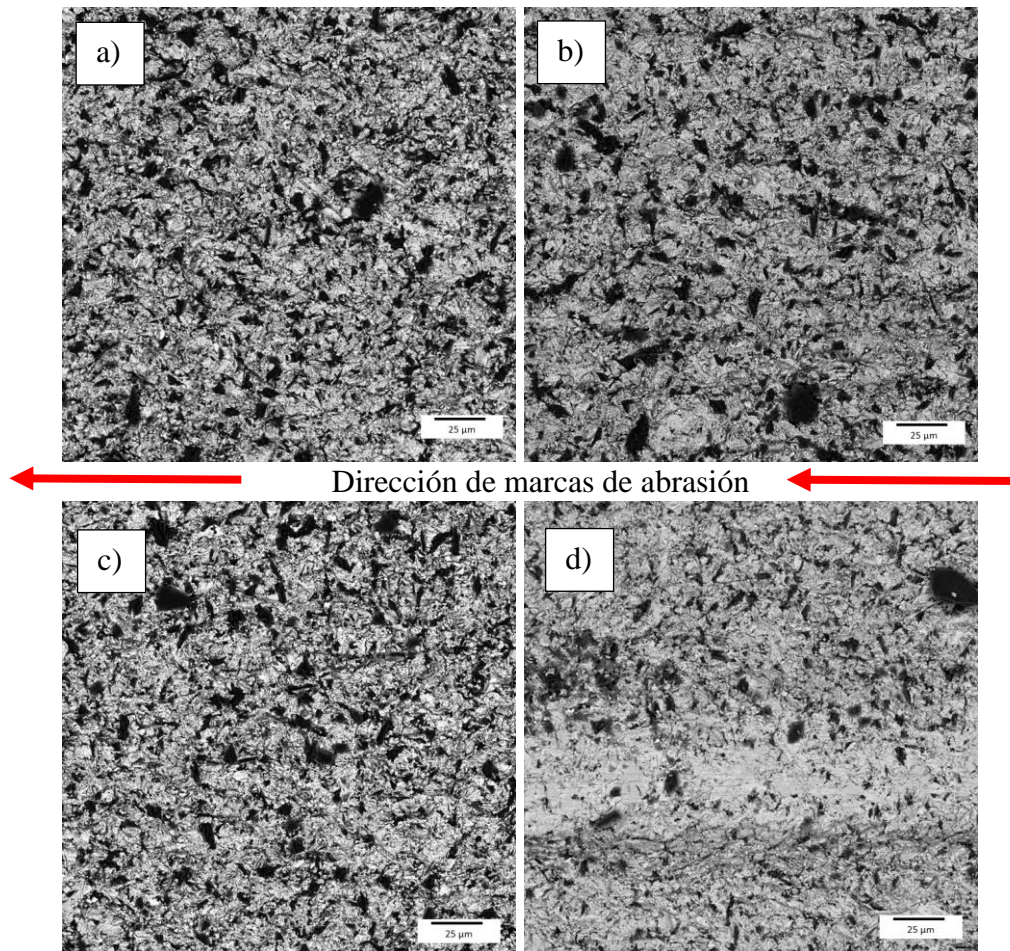


Figura 4.40 Centro de huella de desgaste en hierro blanco preoxidado a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.

Los óxidos presentes en el material no cubren en su totalidad la superficie y esto se puede apreciar en la circunferencia de la huella donde comienza el desprendimiento de óxidos, por lo que a medida que aumenta la distancia, si bien habrá un arrastre de óxidos también habrá

intervalos donde no exista, por lo tanto, el desgaste tenderá a no ser bajo comparado con una capa uniforme de óxido [25].

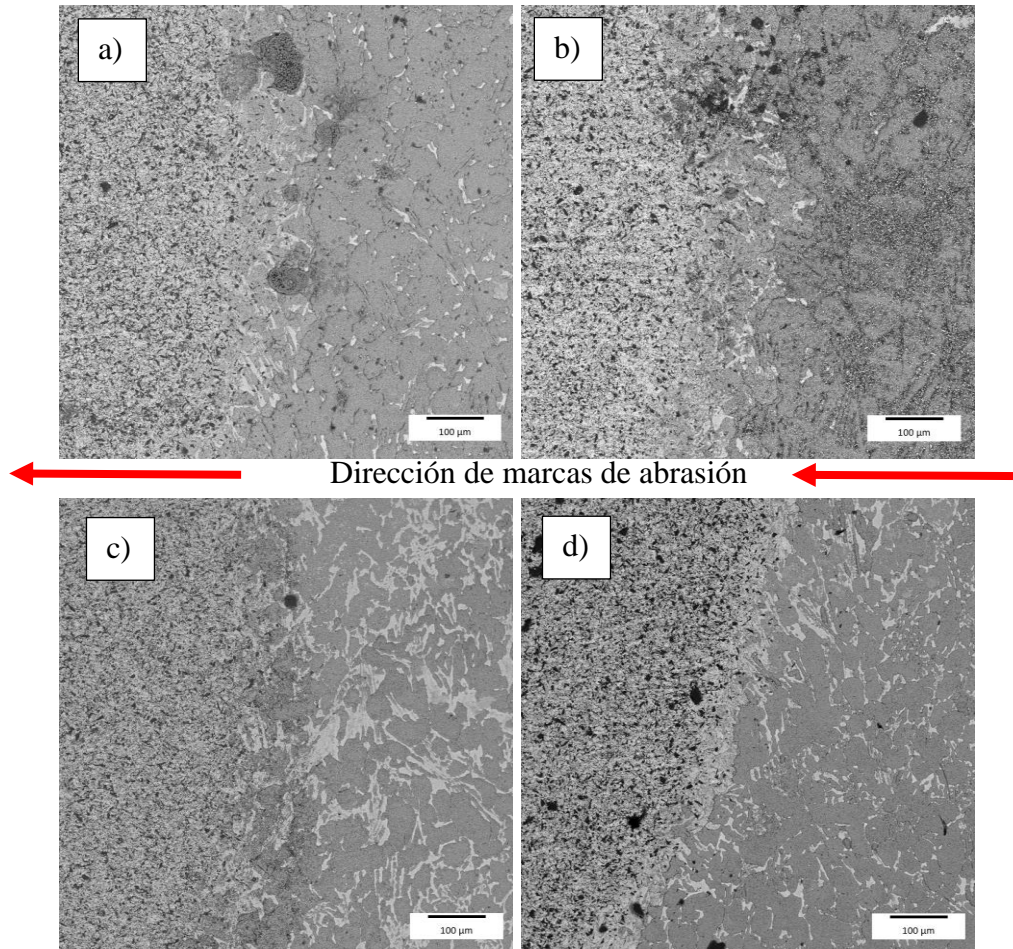


Figura 4.41 Zona de la huella de desgaste de entrada del fluido abrasivo en el hierro blanco preoxidado a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.

En la Figura 4.41 se observa la circunferencia de la huella de desgaste del hierro blanco. La formación de óxidos en esta zona después del desgaste puede ser observada en la carga de 1 N y 4 N a media distancia, donde existe la coloración de regiones con formas diferentes a los óxidos ya presentes con anterioridad, en una distancia máxima la formación de óxidos disminuye posiblemente debido a que al estar mejor distribuida la fuerza aplicada en una huella mucho mayor, no hay presencia de fracturas en la circunferencia de la huella, lo cual no da paso a la formación de óxidos, caso en que en 1 N teniendo como referencia la Figura

4.41 a, en bajas distancias existen la mayor probabilidad de formación de grietas o fracturas en la circunferencia.

4.4.2 Mecanismos de desgaste en el acero de alta velocidad

Una de las principales diferencias en el acero de alta velocidad en comparación del hierro blanco es la presencia de diferentes elementos químicos los cuales por consiguiente promoverán la formación de ciertos carburos con durezas y resistencias al desgaste diferentes.

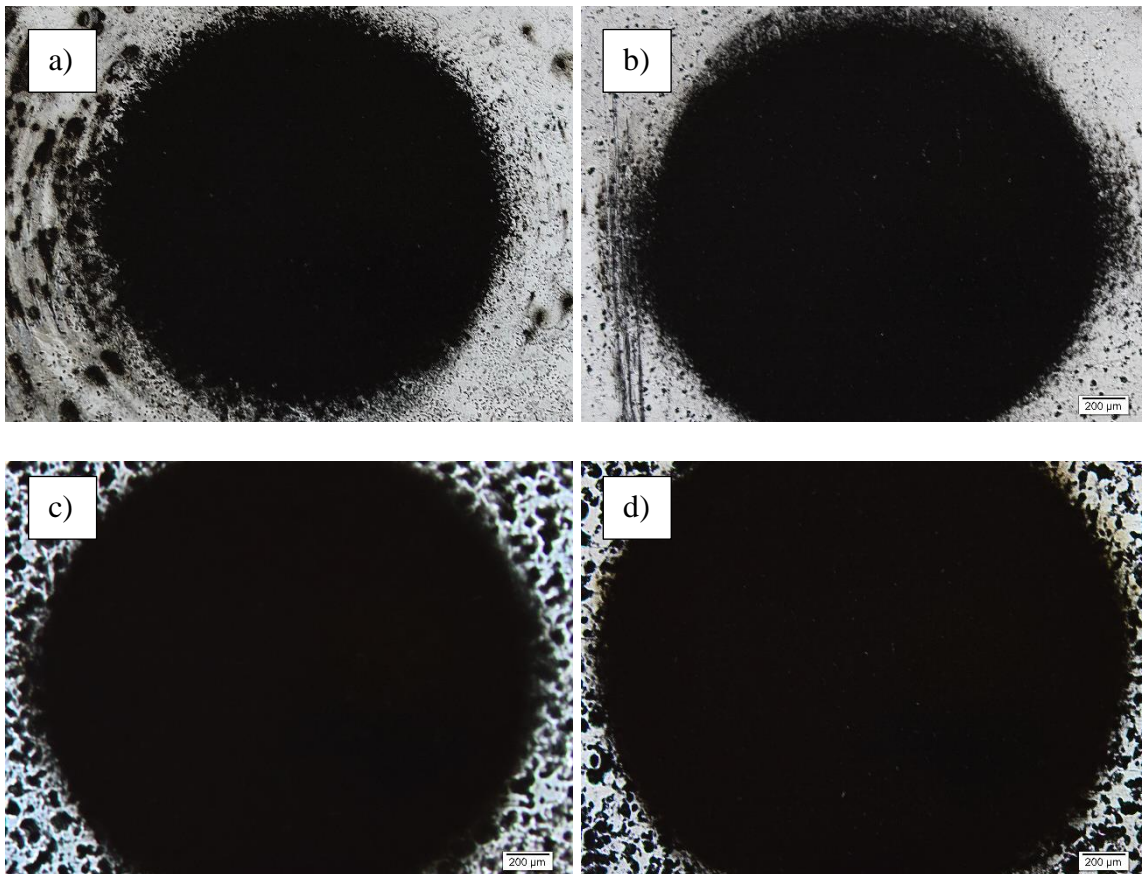


Figura 4.42 Resultados de microabrasión de acero de alta velocidad para cargas de 1 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.

La Figura 4.42 representa las micrografías posteriores al ensayo de microabrasión bajo cargas de 1 N conforme aumenta la distancia recorrida, de manera general el mecanismo de tres cuerpos presente en la huella de desgaste no tiene la suficiente fuerza de compresión para generar marcas de arado por el carburo de silicio o material desprendido.

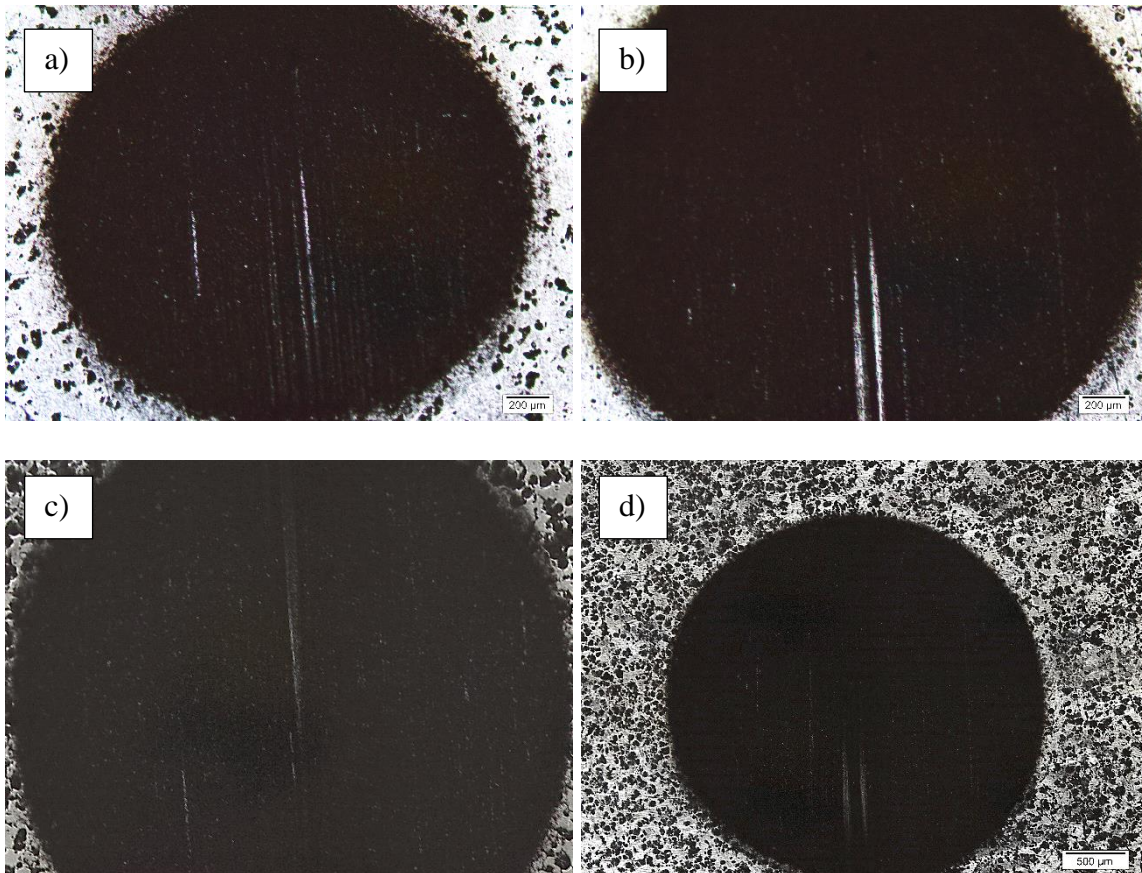


Figura 4.43 Resultados de microabrasión de acero de alta velocidad para cargas de 4 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.

Al momento de tener un aumento de cargas a 4 N (ver Figura 4.43), de igual manera que en el hierro blanco existirán una gran cantidad de marcas de arado, donde al inicio como en todas las muestras la carga ejercida sobre un área superficial de contacto mucho más puntual promueve tener marcas de arado en el centro de la huella, con el aumento de la distancia las marcas se comenzaran a distribuir debido a la mayor superficie de contacto que existirá por el hecho del desgaste generado, haciendo que la superficie al momento de tener una rugosidad mucho menor que a la inicial existan áreas de contacto mucho mayores [15], [20].

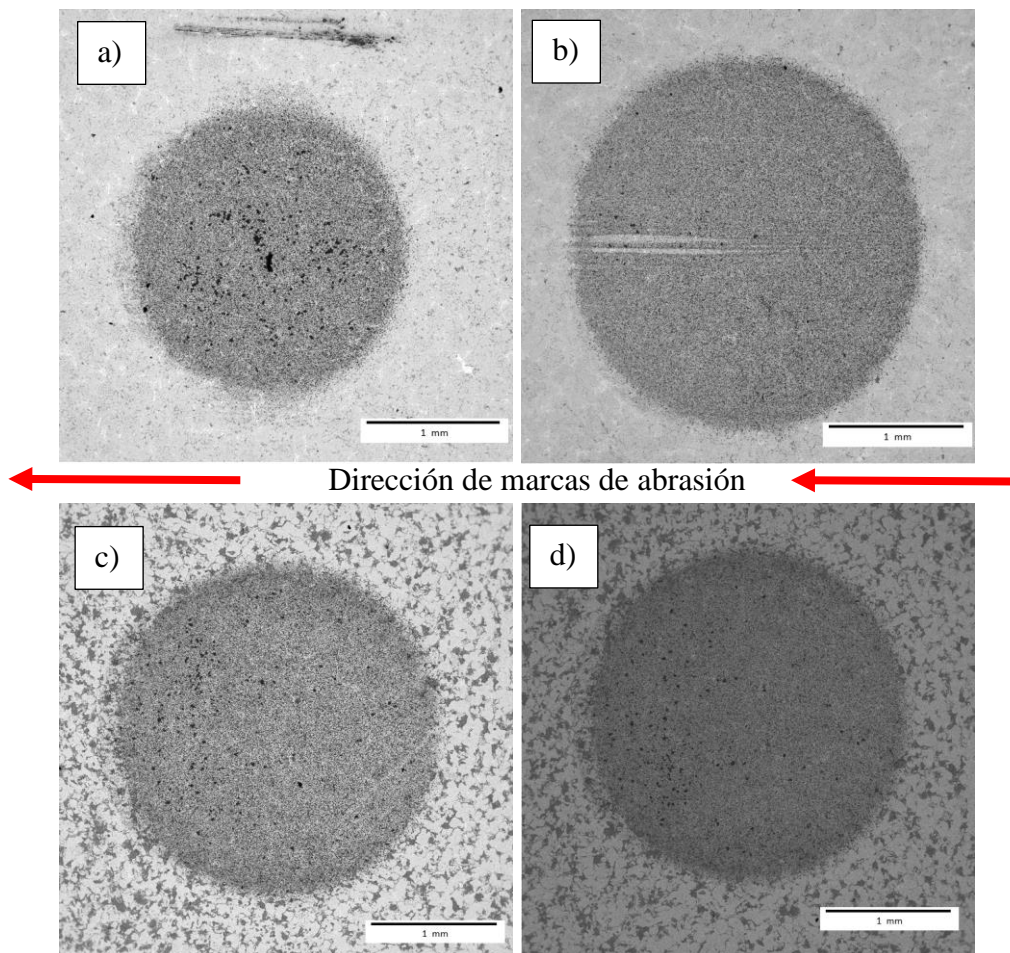


Figura 4.44 Huella de desgaste de acero de alta velocidad a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.

Mediante el microscopio electrónico de barrido se puede observar el centro de la huella (ver Figura 4.44), donde deformaciones, fracturas y marcas de arado son mucho más visibles en comparación al microscopio óptico. Para los casos de cargas de 1 N podemos observar la acumulación de viruta en la orilla final de la circunferencia de la huella de desgaste. Por otro lado, a 4 N la acumulación de material no es tan notoria en una comparación con 1 N, posiblemente a las incrustaciones del material en la huella o la salida de este.

M.M. Stack [34] en su investigación observa como el desgaste incrementa de manera proporcional a la distancia, esta tiene mas relevancia que el aumento de carga, en su estudio se pueden comprobar los mecanismos que generan valores alto en el coeficiente de desgaste o decremento según la distancia y material con el que se este analizando. Realiza un mapeo

de los mecanismos presentes en los aceros estudiados a diversas distancias y cargas, de ahí se puede concluir que a bajas cargas existe una presencia de mecanismos de dos y tres cuerpos y en cargas cercanas a 4 N existe una variación de dos cuerpos y tres cuerpos, teniendo así variaciones en el desgaste.

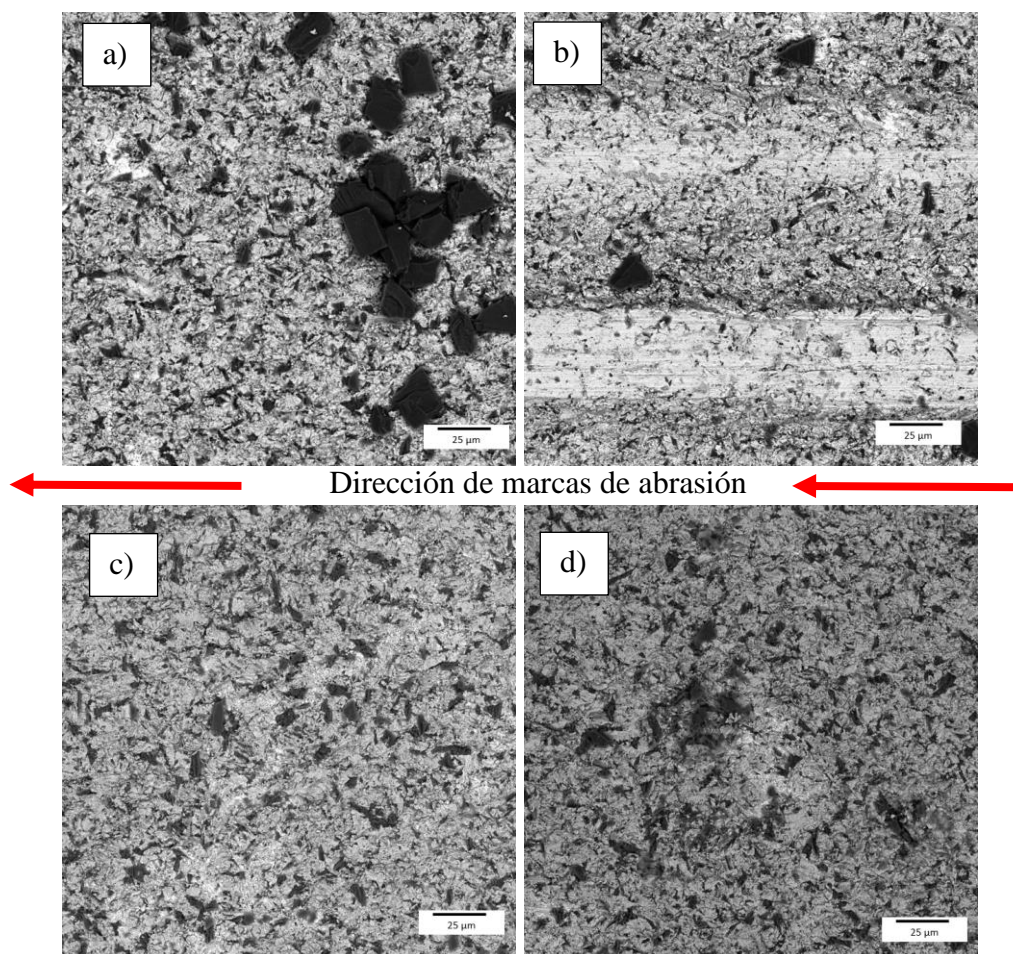


Figura 4.45 Centro de huella de desgaste en acero de alta velocidad a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.

En la Figura 4.45 se observa el centro de la huella en el acero de alta velocidad sin oxidación. En el caso de 1 N a distancia media se pueden observar la gran cantidad de incrustaciones de carburo de silicio, esto debido a que la carga no es la suficiente para arrastrarlo hasta el final de la huella y la distancia recorrida tampoco es suficiente para que el carburo de silicio salga del centro. En caso de 4 N, las incrustaciones de carburo de silicio tienen un menor tamaño debido a la fuerza de compresión que fractura el carburo de silicio y reduce su tamaño.

Las marcas de abrasión son notables en el caso de 1 N a distancia total, esto debido a que mediante mecanismos de tercer cuerpo y un desplazamiento mayor, las partículas de carburo de silicio son arrastradas provocando deformaciones plásticas y fracturas las cuales promueven una pérdida de masa, agregado a ello mediante el deslizamiento se generan las marcas de arado que son visibles en medio de la huella.

Hutchings [35], [36] en una de sus investigaciones concluye como con el incremento de carga tendrás una presencia mucho mayor de mecanismos de dos cuerpos (esto no implica que sea el único presente), esto por el hecho de que las partículas abrasivas bajo fuerzas de compresión se empotran en la superficie del material generando así las marcas de arrastre con el deslizamiento.

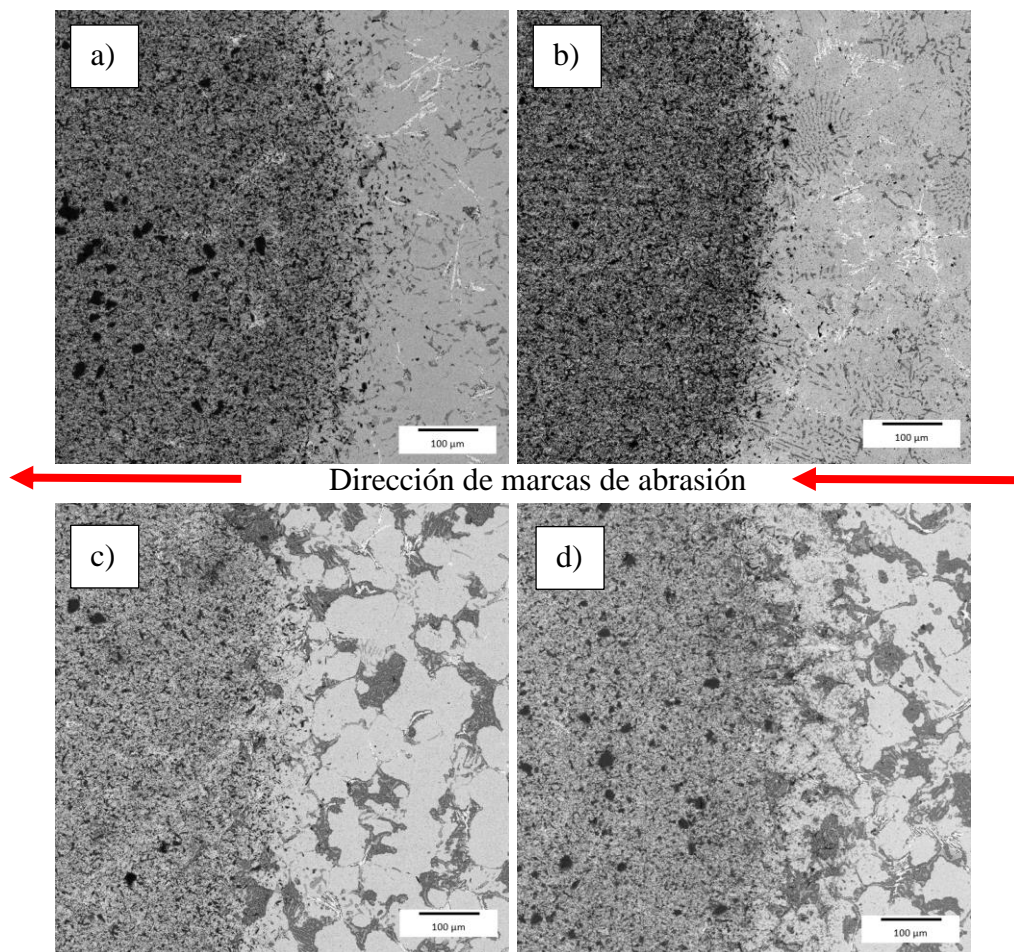


Figura 4.46 Circunferencia de la huella de desgaste en acero de alta velocidad a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.

Uno de los comportamientos más destacables del acero de alta velocidad a altas cargas y distancias de deslizamiento es que en el caso de 4 N es la presencia de óxidos entre los carburos, por ejemplo en el caso de 4 N a distancia media, fuera de la huella de desgaste existen regiones con una coloración oscura en comparación a la matriz, esto como ya se mencionó con anterioridad debido a la energía libre que se encuentra en la zona de carburo – matriz principalmente en los carburos de vanadio (Figura 4.46).

A pesar de que la solución abrasiva utiliza agua destilada, la presencia de oxígeno y los parámetros mencionados promueven la formación de óxidos de baja temperatura. En el aumento de distancia a misma carga se muestra un incremento en la presencia de óxidos a lo largo de la matriz, donde además de presentarse en carburos MC también se presenta en M_2C y mayormente a lo largo de la matriz, Figura 4.46 a y b. En el caso de 4 N a distancia media se puede observar de mejor manera en la circunferencia como los carburos MC fueron en su mayoría cubiertos por óxido debido a la susceptibilidad que tienen estos carburos con un alto contenido de vanadio que se mencionó con anterioridad, Figura 4.46 b. Los carburos M_2C se aprecia que en los bordes ya comienza la presencia de óxidos y en algunos casos hasta cubrirlos en su totalidad. Finalmente, a una distancia máxima la presencia de óxido es muy notoria cubriendo un aproximado al 40% de la superficie.

Si bien estos óxidos serán superficiales, bajo condiciones de trabajo donde existen tiempos muertos que los rodillos no están trabajando se promueven mecanismos de corrosión que con el desprendimiento de estos generara un aumento en el coeficiente de desgaste, sin embargo, la diferencia que existirá entre coeficientes de desgaste de muestra con y sin oxidación será más baja, esto no quiere decir que tenga mejor respuesta a la microabrasión con presencia de óxidos si no que el coeficiente de desgaste de la muestra sin oxidación está un poco por encima ya que cuenta con una cantidad de ellos.

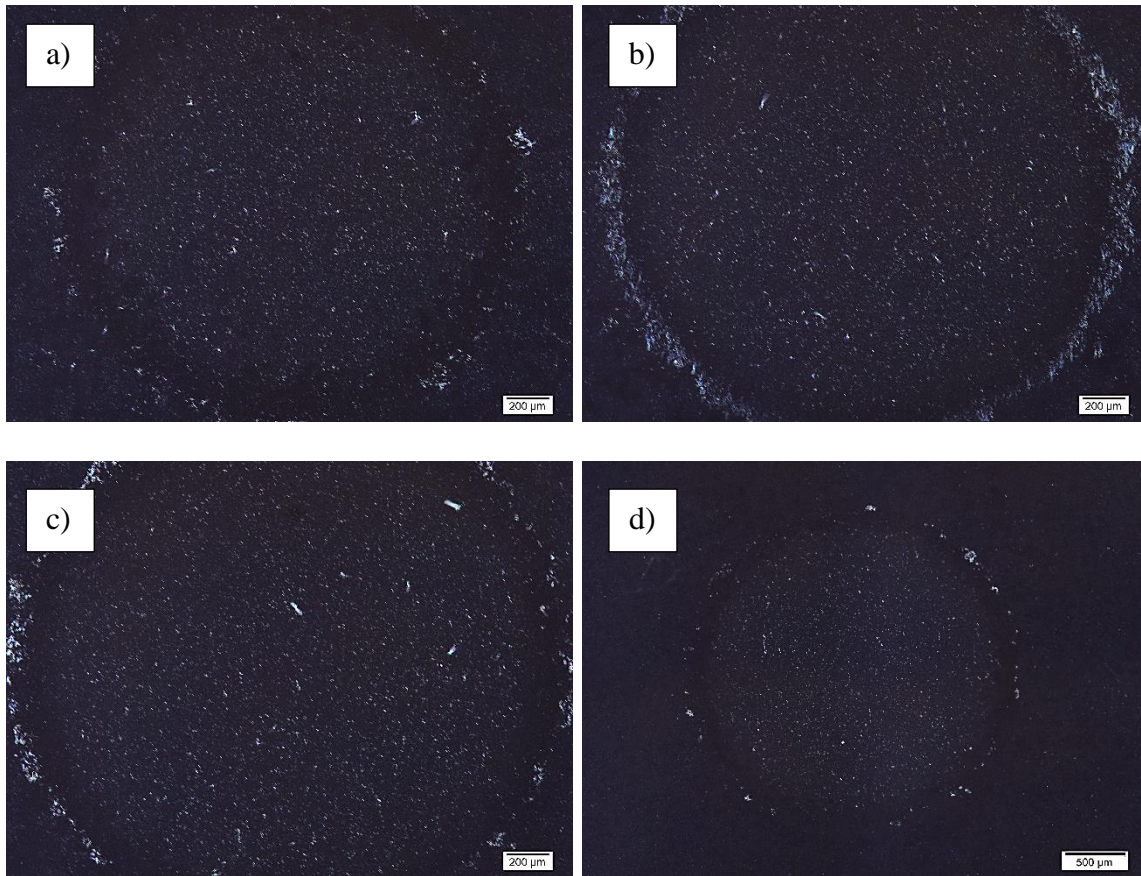


Figura 4.47 Resultados de microabrasión para muestras de acero de alta velocidad preoxidadas bajo cargas de 1 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.

En la Figura 4.47 para el caso del acero de alta velocidad a cargas de 1 N, podemos ver como las marcas de arado no están presentes, sin embargo, existen posibles incrustaciones de carburo de silicio. Los puntos blancos representan pérdida de masa generada por deslizamiento y arado de óxidos, donde para este caso la mayoría de óxido es de magnetita. Para este caso, el mecanismo con mayor presencia es del mecanismo de tres cuerpos, donde el incremento de la distancia recorrida influye en el diámetro de la huella como lo es para todos los casos. De igual manera es observable una acumulación de materia en la circunferencia de la huella de desgaste.

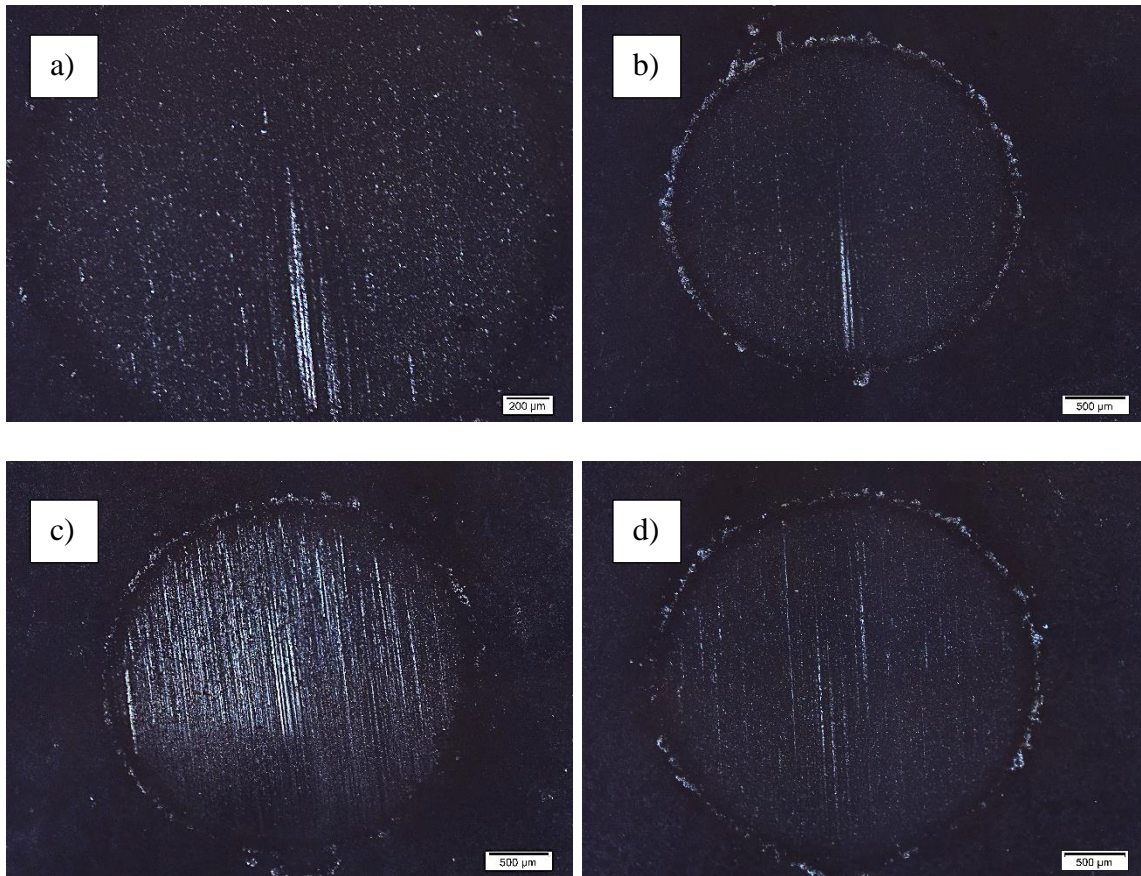


Figura 4.48 Resultados de microabrasión para muestras de acero de alta velocidad preoxidadas bajo cargas de 4 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.

En la Figura 4.48 al momento de aumentar la carga a 4 N, la presencia de marcas de arado es mucho más notables, donde los óxidos desprendidos y la compresión generada por la carga arrastra a los óxidos presentes y genera las marcas de arado que se observan dentro de la huella de desgaste. Agregado a ello, conforme aumenta la distancia recorrida, la rugosidad en la superficie comienza a ser tal que el área de contacto entre ambas superficies crece y por lo tanto existe una distribución de cargas a lo largo del material, por lo tanto, tendrá un menor coeficiente de desgaste que para el caso de 1 N.

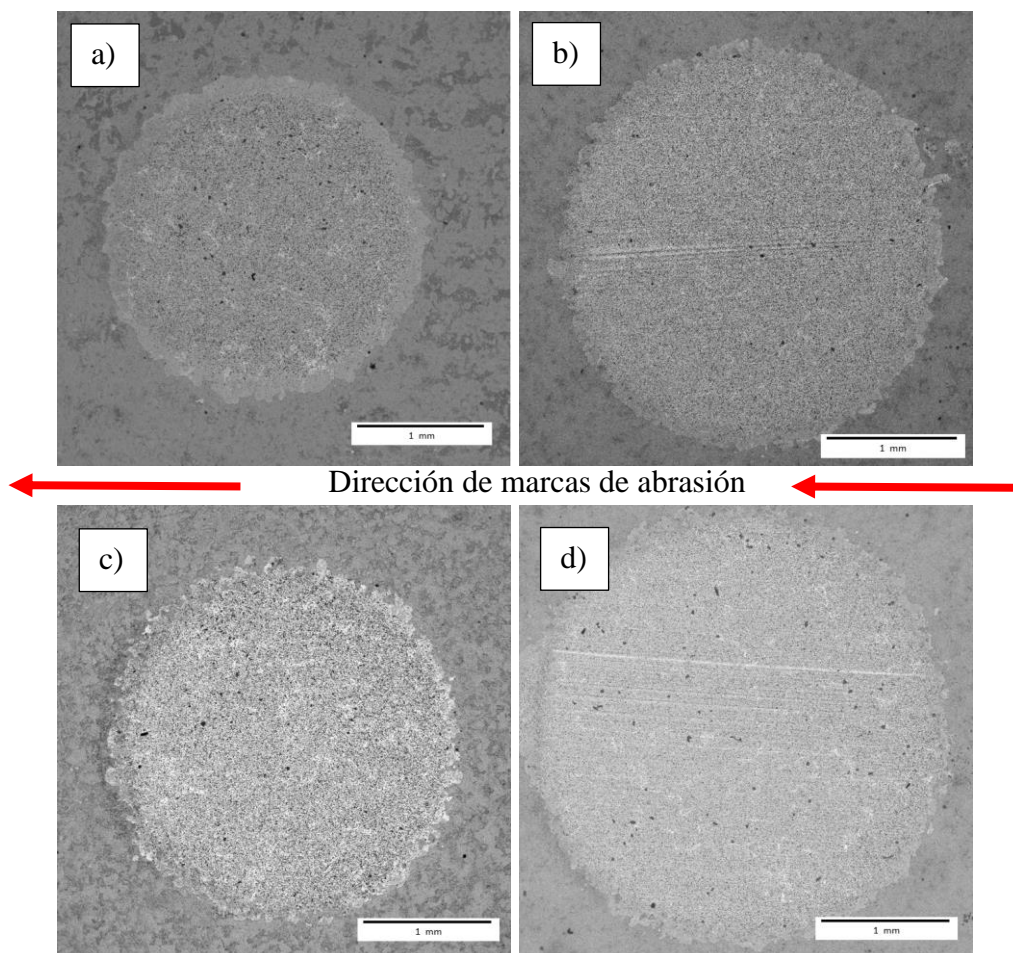


Figura 4.49 Huella de desgaste de acero de alta velocidad preoxidado a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.

La Figura 4.49 muestra el crecimiento de la huella de desgaste para el acero de alta velocidad preoxidado en un incremento de distancia y cargas. De esta manera las incrustaciones de carburo de silicio son mucho más notables, donde la mayor concentración es en el caso de la distancia máxima de 4 N. Otro de los mecanismos notables es la acumulación de material al final de la huella de desgaste, donde en ello se puede encontrar la presencia de carburos, óxidos, material base y carburo de silicio. En caso de las muestras preoxidadas la acumulación de esta materia será mucho mayor por el hecho de la baja adherencia y fragilidad que presentan estos óxidos.

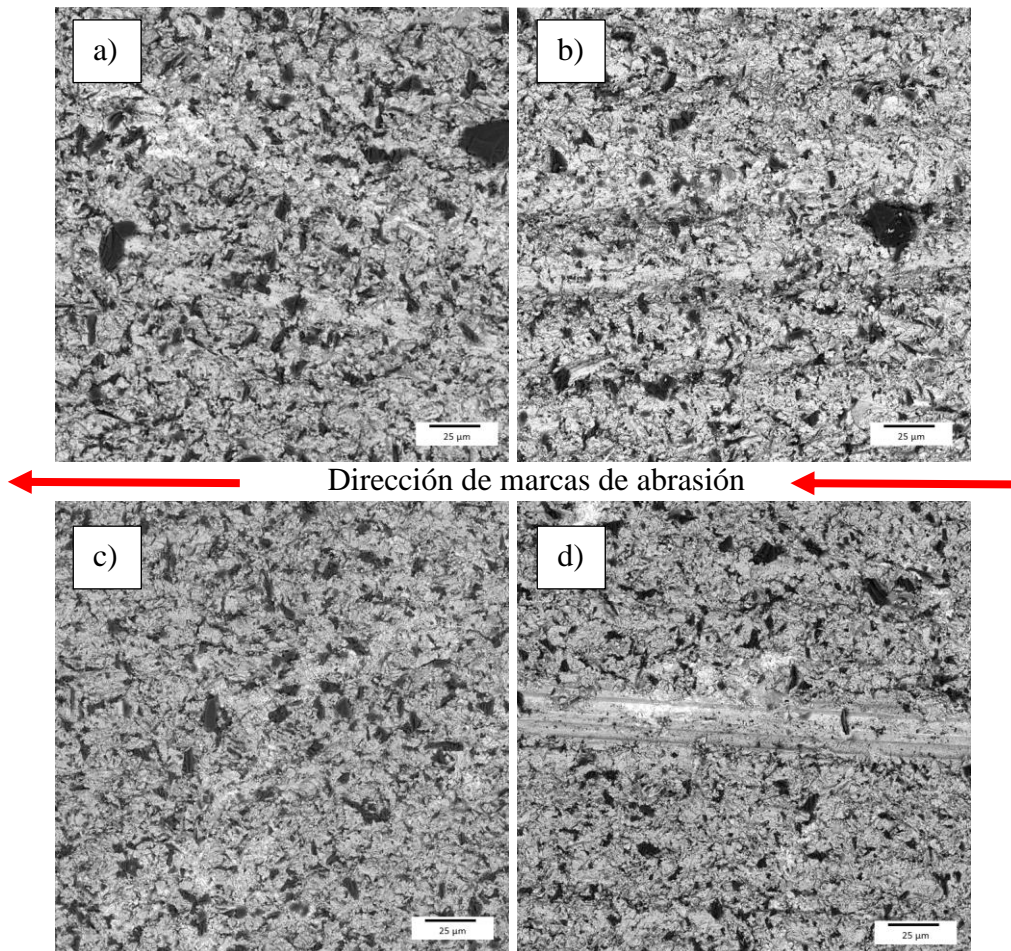


Figura 4.50 Centro de huella de desgaste en acero de alta velocidad preoxidado a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.

La Figura 4.50 nos permite obtener un acercamiento a la huella de desgaste para observar los mecanismos presentes, donde para el acero de alta velocidad a la mayor distancia de deslizamiento las marcas de abrasión son notorias debido a mecanismos de dos y tres cuerpos, en el caso de 1 N las marcas de arado no son tan notorias debido a la baja fuerza de compresión y por otro lado en 4 N las marcas de arado son mucho más notorias, al igual que otros mecanismos como fractura y deformaciones plásticas.

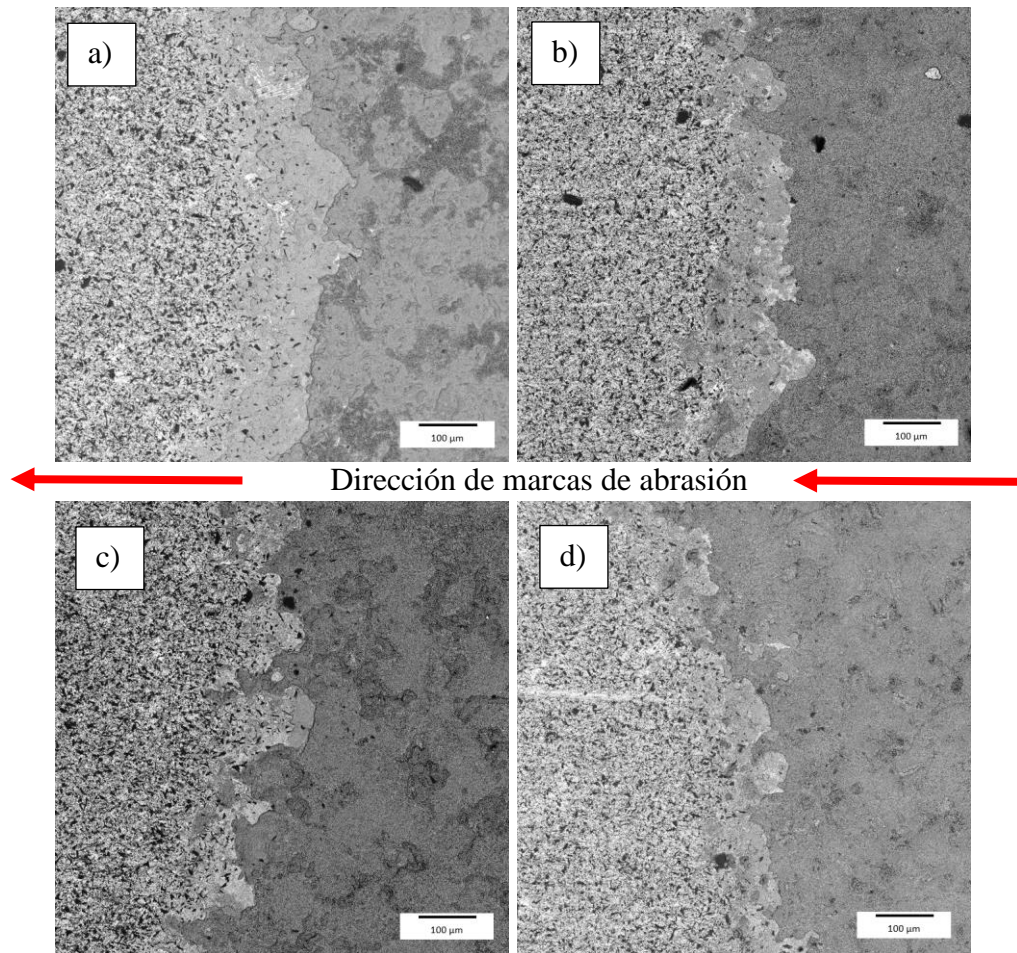


Figura 4.51 Circunferencia de la huella de desgaste en acero de alta velocidad a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.

En la Figura 4.51 podemos observar la circunferencia de la huella donde se muestra el comportamiento de los óxidos con respecto a la distancia de deslizamiento, donde estos son frágiles y se desprenden en fragmentos grandes en comparación al hierro blanco. Sin embargo, en el caso de 1 N la distancia que existe entre el óxido y centro de huella es considerable, esto debido a el coeficiente de desgaste mucho mayor en 1 N que 4 N por lo ya mencionado con anterioridad.

4.4.3 Análisis de la sección transversal

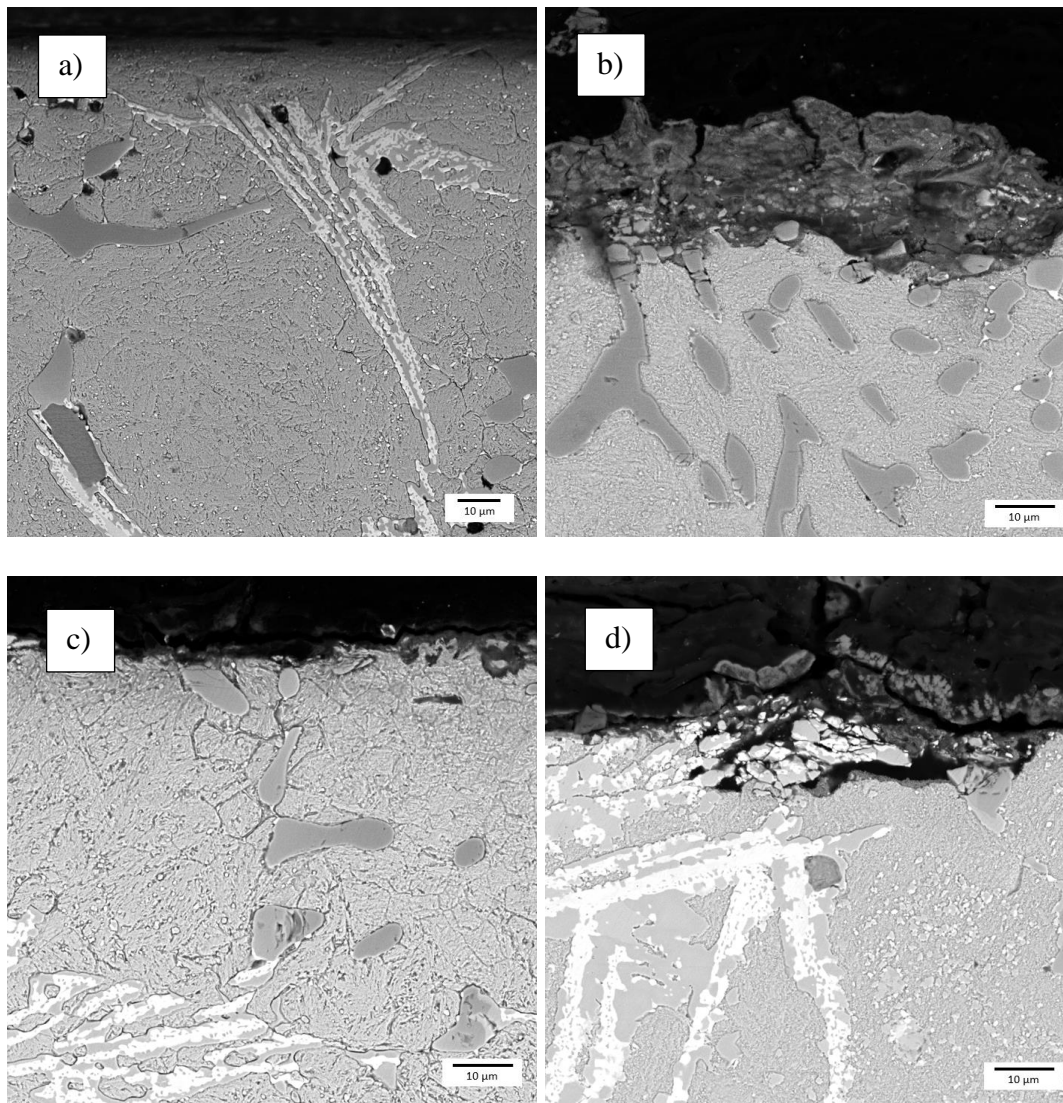


Figura 4.52 Sección transversal de huella de desgaste de acero de alta velocidad a distancia máxima a) 1 N sin oxidación, b) 1 N con preoxidación, c) 4 N sin preoxidación, d) 4 N con preoxidación.

En la Figura 4.52 la sección transversal del material nos permite determinar como en el centro de la huella se comporta la aleación con respecto al desgaste. Donde en el caso de a) 1 N sin preoxidación, la superficie no se ve afectada, ya que los carburos y la matriz del material no presentan deformaciones plásticas o fracturas. Por otro lado, con la presencia de óxidos en b) 1 N con preoxidación, la aglomeración de óxidos en el centro de la huella es notable, la

dureza y fragilidad de este promueve las fracturas de carburos que son visibles en la imagen teniendo así una remoción de material mucho mayor y un aumento en el material que promueve el desgaste en el material base. El óxido presente en este caso promueve la pérdida de masa del material generando así valles y crestas en el material base, los cuales pueden ser observados de mejor manera en la sección transversal, donde si se quitara el óxido presente en el centro de la huella tendría una mayor rugosidad en comparación de la muestra que no tuvo una oxidación previa.

Al tener el incremento de la carga a 4 N, en el caso de c) 4 N sin preoxidación, la comparación en el mismo caso a 1 N, la rugosidad final es mucho mayor en el caso de 4 N, sin embargo, se observa en la superficie como se promueve la formación de óxidos, los cuales de igual manera promueven un aumento en el coeficiente dimensional de desgaste. En este caso las fracturas de carburos son más notables debido a las altas cargas que se están ejerciendo. En el caso de 4.52d 4 N con preoxidación, la fuerza que se está ejerciendo los óxidos presentes promueven en su mayoría el desgaste. Este caso nos permite corroborar el comportamiento de los óxidos donde mediante el deslizamiento existe la fractura del material base, incluyendo a los componentes con mayor dureza que son los carburos.

J.J. Penagos [37] establece que los carburos que presentan un mayor tamaño presentan una mayor resistencia al desgaste, esto debido a que frenan el arrastre de material que promueve el desgaste, esto se puede comprobar en el caso del acero de alta velocidad donde los carburos son mas refinados y largos a comparación del hierro blanco. Al momento de tener carburos más gruesos resulta más difícil de fracturar, esto no quiere decir que no existan fracturas si no que se requiere mas distancia, fuerza o una solución abrasiva diferente para promover la fractura de los carburos.

Capítulo 5

Conclusiones y recomendaciones

De acuerdo con los resultados obtenidos, la presencia de óxidos en su mayoría aumenta el coeficiente dimensional de desgaste de manera significativa, esto debido a la dureza que presenta la capa de óxido comparada con el material base, esto, más diversos factores como la presencia de una carga y solución abrasiva promueven el aumento en el desgaste, todo bajo mecanismos de abrasión en dos y tres cuerpos (dependiendo de la carga), donde para el caso de 1 N existe la mayor cantidad de desgaste, esto debido a la menor área de contacto que existe entre superficies, donde para el caso de las pruebas de desgaste, las bolas de acero fueron atacadas químicamente para obtener una rugosidad y así promover mecanismos de desgaste, esto generando así una rugosidad o visto de otro modo como crestas y valles, los cuales al tener en contacto la superficie del material base con un acabado espejo el desgaste será mucho mayor, principalmente en las primeras distancias donde las áreas de contacto son mucho mayores, con el aumento de la distancia de deslizamiento el coeficiente de desgaste decremента, esto debido a que entre más material se remueve del material base existe una menor diferencia de rugosidades por lo que el área de contacto es mucho mayor, teniendo así una mayor distribución de cargas a lo largo del material.

Por otro lado, en cargas de 4 N al material se le está ejerciendo cierta fuerza de compresión que promueve una mayor área de contacto, la cual tendrá como resultado una menor cantidad de presión por lo que habrá un menor coeficiente de desgaste. Como en ambos casos el coeficiente de desgaste es más alto en las primeras distancias y conforme aumenta la distancia de deslizamiento este no crece de una manera lineal, sino que disminuye hasta llegar a un punto en el que se mantiene estable.

En el caso de cargas de 4 N se puede observar cercano a la circunferencia de la huella de desgaste, zonas que presentan óxidos debido a que la deformación que genera la carga y distancia promueve la formación de grietas que da paso a la formación de óxido en el material. En el caso del acero de alta velocidad es mucho más notorio debido a los carburos MC, donde la energía libre que existe entre el carburo – matriz da paso a la corrosión, Este mecanismo no es visible en el hierro blanco debido a que su alto contenido de cromo rápidamente presenta una capa protectora que no permite la formación de óxidos y de igual manera la gran cantidad de carburos M_7C_3 y su alta dureza promueve resistencia a la deformación generada por el deslizamiento y las cargas, por lo tanto esto tiene como resultado resistencia a la formación de óxidos.

El acero de alta velocidad presenta una química diferente al hierro blanco, por lo que la formación de carburos será totalmente diferente uno de otro. El acero de alta velocidad al tener un alto contenido de vanadio y molibdeno se promueve formación de carburos MC y M_2C , cada uno cuenta con micro durezas específicas que dan propiedades de resistencia al desgaste del material. Sin embargo, el carburo MC desde antes de realizar una oxidación previa presenta formación de óxidos a lo largo de este mismo, por el hecho de que existe una gran energía libre carburo – matriz que da paso a una reacción de corrosión dentro del material. Además, a ello a lo largo de la matriz se presenta la presencia de óxidos, esto debido a un posible proceso en la fabricación de los rodillos que genera regiones con alto contenido de óxido de hierro. Esto tendrá repercusiones en el material en los ensayos de desgaste, donde al tener una presencia de óxidos previa a la oxidación aumentará el coeficiente de desgaste, por lo que existirá una menor diferencia de coeficientes de desgaste entre muestras con y sin preoxidación.

En el caso del hierro blanco el alto contenido de cromo promueve la formación de carburos M_7C_3 , en su mayoría son estos carburos los cuales tienen además del alto contenido de cromo otros elementos como lo son el molibdeno y vanadio. Existen otro tipo de carburos como lo son MC o NbC debido al alto contenido de niobio. Todos estos carburos tienen como propósito tener una mejor resistencia a la abrasión y al desgaste en general.

En esta aleación en comparación al acero de alta velocidad no se presenta oxidación en los carburos MC previo a alguna oxidación, esto debido principalmente al contenido de cromo a lo largo de todo el material. La nula corrosión previa a algún proceso de oxidación resultará en mejores resultados desde un punto de vista de desgaste, sin embargo, la diferencia que existirá entre coeficiente de desgaste de material base y material con preoxidación será mucho mayor debido a todo el contenido de oxido que se está generando.

La simple presencia de óxidos promueve mecanismos de desgaste, por lo que tener una mayor cantidad tendrá como resultado, coeficientes de desgaste mucho más altos. Las propiedades de dichos óxidos y su fragilidad pueden ocasionar la formación de marcas en el material a procesar o reduciendo la vida útil del rodillo de laminación. El impacto de los óxidos en el material depende principalmente de la química que da como resultado propiedades en específico, la cantidad, la morfología y en qué condiciones se encuentran. Para el caso de este estudio se puede concluir que los mecanismos de desgaste promovidos por los óxidos son de dos y tres cuerpos. Los óxidos bajo cargas de 1 N se encuentran entre ambas superficies promoviendo mecanismos de tercer cuerpo, donde la fuerza no es la suficiente para incrustar dichos óxidos en el material base, las marcas de abrasión en este caso son mucho menores en comparación a mayores cargas. Desde otro punto de vista las partículas de oxido desprendidas de la circunferencia de la huella de desgaste se encuentran rodando en el sistema de dos superficies en contacto con deslizamiento, esto promueve la pérdida de material. El desgaste aumenta de igual manera con respecto al incremento de distancia, sin embargo, este crecimiento reduce con respecto a la mayor distancia recorrida.

Por otro lado a cargas de 4 N, la presencia de óxidos promueve mecanismos de dos cuerpos en su mayoría, donde los óxidos que son desprendidos de la circunferencia de la huella debido al desgaste del material, deslizamiento y cargas de compresión. Al momento de los óxidos ser desprendidos entran en el sistema de dos superficies en contacto, en este caso la fuerza aplicada por la bola de acero promueve incrustaciones de óxidos, los cuales con el deslizamiento son arrastrados a lo largo del material base hasta ser desprendidos del sistema. En todo este trayecto, los óxidos promueven diversos mecanismos de desgaste, entre ellos se encuentra la fractura de carburos, incrustaciones de oxido y deformación. Si bien la dureza y propiedades de ellos carburos detienen el desgaste en el material, las condiciones a las que se

encuentran y las propiedades de los óxidos promueven su fractura, así agregándose a la solución abrasiva, teniendo así un mayor impacto sobre el material base. Las incrustaciones de óxidos en el material pueden ser vistas de sección transversal, donde estos van promoviendo el desprendimiento de material con el deslizamiento. La deformación presente en el material es poco visible debido a las bajas cargas que se están utilizando, sin embargo, este promueve el endurecimiento por deformación que en parte contribuye al porque con el aumento de carga y distancia de deslizamiento se reduce el coeficiente de desgaste, ya que entre más se deforma más tiene un endurecimiento por deformación.

Es necesario mencionar que los mecanismos de dos y tres cuerpos se encuentran presentes en ambas condiciones de 1 y 4 N, sin embargo, en el caso de 1 N la presencia de tercer cuerpo es mucho mayor a dos cuerpos y caso contrario en cargas de 4 N. Esto puede comprobarse en cargas de 1 N, donde a distancias máximas existen marcas de arado, las cuales son características de mecanismos de dos cuerpos.

La presencia de óxido en el material no es del todo uniforme, existen regiones con mayor concentración de óxidos, esto visto desde un punto de vista macro no presenta mucha relevancia, sin embargo, para el caso de este estudio donde las mediciones de la huella de desgaste son diámetros cercanos al mm tiene mayor valor. Principalmente en el caso del hierro blanco, donde existe regiones de óxidos presente y regiones que cuentan con menor cantidad de óxido, todo esto es visible sin la necesidad de observar en el microscopio. Cada material presenta una precipitación de carburos diferente, a pesar de que las muestras fueron tomadas de una misma zona del rodillo de laminación no quiere decir que presente una homogeneidad en todo el material, por lo que las mediciones se realizan en el mismo punto central de la muestra.

La pérdida de masa se ve afectada por dichos factores, ya que al momento de realizar los ensayos de abrasión esta la posibilidad de que en muestras preoxidadas tenga contacto con una gran cantidad de región de óxidos o que la capa de óxido sea muy pequeña. Por ello, la gráfica de pérdida de masa únicamente aporta a confirmar que la presencia de óxidos promueve un mayor coeficiente de desgaste en comparación de las muestras sin la presencia de caso para cada tipo de material.

Los óxidos presentes en el acero de alta velocidad a las condiciones establecidas se forman a lo largo de la superficie, estos incluso se llegan a formar sobre la presencia de carburos, algunos como ya se mencionó tienen inicio en los bordes de los carburos en el caso de MC. En el acero de alta velocidad se pueden identificar tres tipos de morfologías presentes (cúbicas y de tipo pellet), donde cada tipo de morfología y la cantidad de esta tendrá un impacto significativo en el comportamiento de la aleación. Al momento de analizar los óxidos a través de difracción de rayos x se pueden encontrar varios tipos de óxidos, sin embargo, en una comparativa con las fotografías obtenidas por SEM se confirma la presencia de magnetita (mayormente), hematita y en menor cantidad óxido de cromo. Toda esta variedad de óxidos formados sobre la superficie genera una rugosidad ya que existen zonas con alturas diferentes.

En el caso del hierro blanco el alto contenido de cromo y otros elementos presentes promueve cierto tipo de óxidos, en su mayoría el óxido dominante es magnetita dopada de cromo $(Fe,Cr)_3O_4$. Es necesario recordar que los parámetros establecidos como lo son temperatura, humedad y tiempo solo permiten la formación de ciertos óxidos y en una cantidad determinada. Sin embargo, una de las principales propiedades del hierro blanco es la resistencia a la corrosión, esto por el alto contenido de carburos de cromo M_7C_3 , donde al ser vistos desde un punto de vista de sección transversal, los óxidos formados en la superficie solo tienen presencia en zonas en las que los carburos no están presentes o bien estos se encuentran a lo largo de la matriz. En el caso de este material, como ya se mencionó, existe la presencia de carburos MC, sin embargo, el contenido de niobio en estos no promueve la formación de óxidos en el espacio de carburo – matriz. Por lo que no se tendrá una formación de óxidos previo a la oxidación, esto tendrá como resultado una diferencia en la cantidad de masa desprendida del material, donde al tener solamente óxido en las muestras oxidadas existirá una gran diferencia de masa desprendida de muestra preoxidada y sin oxidar.

Al momento de que el material base se presenta en parámetros de oxidación, la formación de óxidos es muy rápida al inicio y esta va disminuyendo con respecto al aumento de tiempo, esto debido a la capa de óxido que se forma que llega cierto punto que el paso de oxígeno al material base tiene que atravesar los óxidos superficiales que son los suficientes para detener el crecimiento bajo los parámetros establecidos.

A partir de este punto para buscar obtener una mayor cantidad de óxidos sería promover la energía necesaria para llevar a cabo la oxidación mediante un aumento de temperatura, humedad o tiempo.

En conclusión, el control de temperatura dentro de los rodillos de laminación tanto del tipo hierro blanco y acero de alta velocidad deben encontrarse a temperaturas por debajo de 650°C, donde a partir de aquí la presencia de óxidos llega a ser la suficiente para promover mecanismos de desgaste de mayor daño al material base. Si bien ambas aleaciones presentan un coeficiente de desgaste similar en la presencia de óxidos, en el caso de altas cargas en el hierro blanco presenta un menor coeficiente de desgaste, al igual que sin la presencia de óxidos teniendo así un menor desgaste en comparación del acero de alta velocidad. Por lo que el hierro blanco representa una mejor opción en la selección de material para rodillos de laminación desde un punto de vista de desgaste por abrasión. Esto debido a la red uniforme de carburos presentes en el material atribuido a la química elemental por el alto contenido de cromo lo cual permite una disminución en el desgaste.

Las conclusiones generales pueden ser establecidas como:

1. La presencia de óxidos en materiales de rodillos de laminación promueve diferentes comportamientos, desde un punto de vista de desgaste.
2. El hierro blanco presenta un mejor rendimiento en comparación del acero de alta velocidad bajo estas condiciones.
3. El acero de alta velocidad presenta un menor rendimiento debido a la mayor presencia de óxidos con mayor impacto bajo estas condiciones.
4. Los carburos MC en el acero de alta velocidad presentan corrosión en la interfaz carburo matriz debido a la libre energía presente.
5. Ambas aleaciones presentan óxidos “no protectores” que promueven el desgaste.
6. El desgaste disminuye en cargas más altas debido a una mayor área de contacto ejercida.
7. El endurecimiento por deformación se presenta con el aumento de distancia de desplazamiento y cargas.

Recomendaciones

De acuerdo con los resultados obtenidos, la presencia de óxidos en su mayoría aumenta el coeficiente dimensional de desgaste de manera significativa, esto debido a la dureza que presenta la capa de óxido comparada con el material base, esto, más diversos factores como la presencia de una carga y solución abrasiva promueven el desgaste, todo bajo mecanismos de tercer y segundo cuerpo (dependiendo de la carga), donde para el caso de 4 N existe la mayor cantidad de desgaste. Por ello el control de temperatura dentro de los rodillos de laminación tanto del tipo hierro blanco y acero de alta velocidad deben encontrarse a temperaturas por debajo de 650°C, donde a partir de aquí la presencia de óxidos llega a ser la suficiente para promover mecanismos de desgaste de mayor daño al material base.

REFERENCIAS

- [1] G. E. Lee and Iron and Steel Society., *Rolls for the metalworking industries*. ISS/Iron & Steel Society, 2002.
- [2] M. M. Serna, E. R. B. Jesus, E. Galego, L. G. Martinez, H. P. S. Corrêa, and J. L. Rossi, “An Overview of the Microstructures Present in High-Speed Steel -Carbides Crystallography,” *Materials Science Forum*, vol. 530–531, pp. 48–52, Nov. 2006, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.530-531.48.
- [3] Donald B. Richardson, Tadeusz Z. Blazynski, and Edward N. Gregory, “Manufacturing methods,” 2009.
- [4] N. F. Garza-Montes-de-Oca and W. M. Rainforth, “Wear mechanisms experienced by a work roll grade high speed steel under different environmental conditions,” *Wear*, vol. 267, no. 1–4, pp. 441–448, Jun. 2009, doi: 10.1016/j.wear.2009.01.048.
- [5] J. H. Ramírez-Ramírez, R. Colas, and N. F. Garza-Montes-de-Oca, “High temperature oxidation of a work roll grade high-chromium white cast iron,” *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 20, no. 10, pp. 122–129, Oct. 2013, doi: 10.1016/S1006-706X(13)60187-9.
- [6] H. Mitsuo, K. Osamu, and Yasuhiro. Matsubara, “Analysis of Carbides in Multi-component White Cast Iron for Hot,” 2003.
- [7] Jorge Ramírez-Cuéllar, Julio C. Morales-Chavela, Ignacio Sandoval-Caballero, Miguel Cantú-Rangel, and José Olvera-Briceño, “Desgaste en rodillos de trabajo ICDP, HSS, HICR en el cuarto castillo en un laminador tipo compacto y uno convencional de productos planos,” *Universidad de Monterrey*, 2003.
- [8] S. Buytoz, “Microstructural properties of M7C3 eutectic carbides in a Fe-Cr-C alloy,” *Mater Lett*, vol. 60, no. 5, pp. 605–608, Mar. 2006, doi: 10.1016/j.matlet.2005.09.046.
- [9] H. D. T. HONG, H. N. HONG, M. N. NGOC, and Q. H. T. NGOC, “Effects of the destabilisation heat treatments on the precipitation of secondary carbides and their effect on the corrosion of 27 wt.% chromium white cast iron,” *ISIJ International*, vol. 61, no. 5, pp. 1660–1668, 2021, doi: 10.2355/ISIJINTERNATIONAL.ISIJINT-2020-581.
- [10] J. Wang *et al.*, “The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron,” *Mater Charact*, vol. 56, no. 1, pp. 73–78, Jan. 2006, doi: 10.1016/j.matchar.2005.10.002.
- [11] N. T. H. Oanh and N. H. Viet, “Precipitation of M₂₃C₆ secondary carbide particles in Fe-Cr-Mn-C alloy during heat treatment process,” *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 2, Feb. 2020, doi: 10.3390/met10020157.

- [12] J. R. Davis, "Metallurgy and properties of high alloy white irons," in *ASM Specially Hand Book: Cast Irons*, Cleveland, OH, USA, 1996, pp. 107–130.
- [13] S. W. Watson, B. W. Madsen, and S. D. Cramer, "Wear-corrosion study of white cast irons," 1995.
- [14] J. Ramírez Cuéllar, J. C. Morales Chavela, I. Sandoval Caballero, and IMiguel Cantú Range, "Desgaste en rodillos de trabajo ICDP, HSS, HICR en el cuarto castillo en un laminador tipo compacto y uno convencional de productos planos."
- [15] Pradeep L. Menezes, Sudeep P. Ingole, Michael Nosonovsky, and Satish V. Kailas, "Tribology for Scientists and Engineers," Springer New York Heidelberg Dordrecht London, 2013.
- [16] Valentin L. Popov, "Contact Mechanics and Friction: Physical Principles and Applications," New York, 2009.
- [17] Bowden FP and Tabor D, "The friction and lubrication of solids," 1950.
- [18] K. L. (Kenneth L. Johnson, *Contact mechanics*. Londoll New York New Rochelle: Cambridge University Press, 1985.
- [19] H. A. Abdel-Aal, "The correlation between thermal property variation and high temperature wear transition of rubbing metals," 2000. [Online]. Available: www.elsevier.com/locate/wear
- [20] B. Bhushan, "Principles and Applications of Tribology," *John Wiley & Sons*, vol. 2nd ed, 2013.
- [21] Suh NP, "The delamination theory of wear," *Wear*, vol. 25, pp. 111–124, 1973.
- [22] K. Bose and R. J. K. Wood, "Optimum tests conditions for attaining uniform rolling abrasion in ball cratering tests on hard coatings," in *Wear*, Jan. 2005, pp. 322–332. doi: 10.1016/j.wear.2004.09.018.
- [23] L. Zhou, F. Liu, C. Liu, D. Sun, and L. Yao, "Materials High temperature oxidation behavior of high speed steel for hot rolls material," Beijing, Apr. 2005.
- [24] D. Gaskell R., "Introduction to the Thermodynamics of Materials," West Lafayette, IN, 2009.
- [25] N. F. Garza-Montes-De-Oca, J. H. Ramírez-Ramírez, I. Alvarez-Elcoro, W. M. Rainforth, and R. Colás, "Oxide structures formed during the high temperature oxidation of hot mill work rolls," in *Oxidation of Metals*, Aug. 2013, pp. 191–203. doi: 10.1007/s11085-013-9404-0.
- [26] N. F. Garza-Montes-De-Oca, J. H. Ramírez-Ramírez, I. Alvarez-Elcoro, W. M. Rainforth, and R. Colás, "Oxide structures formed during the high temperature oxidation of hot mill work rolls," in *Oxidation of Metals*, Aug. 2013, pp. 191–203. doi: 10.1007/s11085-013-9404-0.

- [27] M. G. Gee *et al.*, “Ball Cratering or Micro-Abrasion Wear Testing of Coatings,” 2002.
- [28] A. Bedolla-Jacuinde, F. Guerra, I. Mejia, and U. Vera, “Niobium additions to a 15%cr–3%c white iron and its effects on the microstructure and on abrasive wear behavior,” *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 12, Dec. 2019, doi: 10.3390/met9121321.
- [29] J.-M. Martin and T. Bowden, “3-Superlubricity of Molybdenum Disulfide 13.1 LOW, ULTRALOW AND SUPERLOW FRICTION,” 2007.
- [30] L. Xu, S. Wei, F. Xiao, H. Zhou, G. Zhang, and J. Li, “Effects of carbides on abrasive wear properties and failure behaviours of high speed steels with different alloy element content,” *Wear*, vol. 376–377, pp. 968–974, 2017, doi: 10.1016/j.wear.2017.01.021.
- [31] V. B. Ginzburg, *Flat-rolled steel processes : advanced technologies*. CRC Press, 2009.
- [32] Hutchings I.M., “Tribology Friction & wear,” *Department of materials science and metallurgy University of Cambridge*, 1992.
- [33] G. B. Stachowiak and G. W. Stachowiak, “Wear mechanisms in ball-cratering tests with large abrasive particles,” *Wear*, vol. 256, no. 6, pp. 600–607, Mar. 2004, doi: 10.1016/j.wear.2003.10.029.
- [34] M. M. Stack and M. T. Mathew, “Mapping the micro-abrasion resistance of WC/Co based coatings in aqueous conditions,” *Surf Coat Technol*, vol. 183, no. 2–3, pp. 337–346, May 2004, doi: 10.1016/j.surfcoat.2003.09.061.
- [35] K.L. Rutherford and I.M. Hutchings, “Surf. Coat. Technol,” vol. 79, pp. 231–239, 1996.
- [36] R.I. Trezona, D.N. Allsopp, and I.M. Hutchings, “Wear,” vol. 205, 1999.
- [37] J. J. Penagos, F. Ono, E. Albertin, and A. Sinatora, “Structure refinement effect on two and three-body abrasion resistance of high chromium cast irons,” *Wear*, vol. 340–341, pp. 19–24, Oct. 2015, doi: 10.1016/j.wear.2015.03.020.

LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1 Carburos comunes presentes en el hierro blanco [6].....	18
Tabla 2.2 Carburos comunes presentes en aceros de alta velocidad.	21
Tabla 3.1 Matriz de experimentos para pruebas de preoxidación de muestras.	55
Tabla 3.2 Detalles generales ensayos de microabrasión,	56
Tabla 3.3 Matriz de experimentos de pruebas de microabrasión.	60
Tabla 4.1 Composición química de las aleaciones en % peso.	64
Tabla 4.2 Resultados de Dureza (HRC) para ambas aleaciones previo a oxidación y ensayos de desgaste.	67
Tabla 4.2. Carburos presentes en acero de alta velocidad.....	73
Tabla 4.3 Micro dureza presente en carburos de ambas aleaciones [31].	76

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Clasificación de molinos de laminación y diagrama de flujo del acero [1].	15
Figura 2.2 Esquema representativo de proceso de formación de rodillos de laminación, vaciado centrifugado horizontal.	16
Figura 2.3 Microestructura típica de un rodillo hierro al alto cromo.	18
Figura 2.4 Microestructura de Hierro blanco con presencia de carburos de niobio.	20
Figura 2.5 Microestructura típica de rodillos de trabajo HSS.	22
Figura 2.6 Precipitaciones de carburos secundarios en acero de alta velocidad.	23
Figura 2.7 Esquema representativo de un cuerpo deslizándose sobre una superficie.	24
Figura 2.8 Fuerza tangencial con respecto al tiempo [15].	25
Figura 2.9 Esquema en dos dimensiones de área real de contacto.	26
Figura 2.10 Esquema representativo de material arado a través de una aspereza cónica de material duro.	30
Figura 2.11 Esquema de mecanismo de abrasión de dos cuerpos.	41
Figura 2.12 Esquema de mecanismo de abrasión de tres cuerpos.	42
Figura 2.13 Cambio de masa con respecto al tiempo para diferentes temperaturas en una aleación tipo HSS, bajo un calentamiento isotérmico en atmósfera seca [21].	46
Figura 2.14 Leyes cinéticas de la oxidación.	47
Figura 3.1 Material obtenido de rodillos de laminación cortado para su posterior análisis.	50
Figura 3.2 Máquina de corte utilizadas para la obtención de geometría necesaria.	51
Figura 3.3 Dimensiones de material de experimentación.	52
Figura 3.4 Equipo de pulido marca Struers modelo Secotom-15.	52
Figura 3.5 Microscopio óptico OLYMPUS BX51RF utilizado <i>para análisis de microestructura</i> .	53
Figura 3.6 Mufla FELISA modelo FE-340 utilizada para preoxidación de muestras.	55
Figura 3.7 Diagrama – esquema de prueba de bola fija.	57
Figura 3.8 Portamuestras para ensayos de microabrasión.	58
Figura 3.9 Ejemplo medición del diámetro de huella de desgaste	61

Figura 4.1 Microestructura previa a ensayos de oxidación y microabrasión. Muestras bajo ataque químico a diferentes aumentos. A) y c) corresponden a HSS, b) y d) corresponden a HiCr.	65
Figura 4.2. Microestructura previa a ensayos de oxidación y microabrasión. Muestras bajo ataque oxidativo a diferentes aumentos. A) corresponde a HSS, b) corresponde a HiCr.....	66
Figura 4.3. Espectro de difracción de rayos-X en condición de recibido de a) HSS y b) HiCr.	68
Figura 4.4 Micrografía de la microestructura del hierro blanco mediante MEB-BSE.....	70
Figura 4.5 Composición química de carburos presentes en hierro blanco.	71
Figura 4.6 Mapeo químico mediante MEB–“EDX” en muestras de hierro blanco.	71
Figura 4.7 Micrografía de la microestructura de acero de alta velocidad mediante MEB-BSE.	72
Figura 4.8 Mapeo de elementos químicos mediante MEB–“EDX” en muestras de acero de alta velocidad.	74
Figura 4.9 Composición química de carburos presentes en acero de alta velocidad. agregar al eje x Energía (keV) y al eje y Intensidad (cps).	75
Figura 4.10 Óxidos formados en la interfase carburo–matriz y a lo largo de la matriz del acero de alta velocidad.	76
Figura 4.11. Espectro de difracción de rayos-X de HiCr con preoxidación.....	77
Figura 4.12 Muestra de hierro blanco con una preoxidación de 2 horas a 650 °C en aire seco.	78
Figura 4.13 Óxidos de tipo “whiskers” presentes en hierro blanco preoxidado.....	78
Figura 4.14 Composición química de sección transversal de óxidos formados en hierro blanco preoxidado.....	79
Figura 4.15 Mapeo de sección transversal de capa de oxido en muestra de hierro blanco preoxidado.	80
Figura 4.16 Muestra de acero de alta velocidad con una preoxidación de 2 horas a 650 °C en aire seco.....	80
Figura 4.17. Espectro de difracción de rayos-X de HSS con preoxidación.	81
Figura 4.18 Óxido de hierro (Fe_3O_4) presente en superficie de acero de alta velocidad.	82
Figura 4.19 Óxidos presentes en acero de alta velocidad con una preoxidación.	83
Figura 4.20 Morfología presente en muestras de acero de alta velocidad preoxidado.....	84

Figura 4.21 Mapeo de sección transversal de capa de óxido en muestra de acero de alta velocidad preoxidado.....	85
Figura 4.22 Sección transversal de muestra preoxidada de acero de alta velocidad.	85
Figura 4.23 Composición química de sección transversal de capa oxidativa de acero de alta velocidad preoxidado.	86
Figura 4.24 Gráfico de coeficiente dimensional de desgaste respecto a distancia recorrida.....	87
Figura 4.25 Gráfico de coeficiente dimensional de desgaste contra distancia de deslizamiento en un aumento de carga.....	88
Figura 4.26 Gráfico de coeficiente dimensional de desgaste contra distancia de deslizamiento en un aumento de carga para acero de alta velocidad.	90
Figura 4.27 Gráfico de coeficiente dimensional de desgaste con respecto a la distancia recorrida. .	91
Figura 4.28 Comparación de coeficientes de desgaste a diferentes condiciones.	92
Figura 4.29 Pérdida de masa para muestras preoxidadas y oxidadas en función de porcentaje.	94
Figura 4.30 Esquema representativo sobre la relación de aumento de carga y área de contacto.	96
Figura 4.31. Micrografías del HiCr posterior a los ensayos de microabrasión para cargas de 1 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.	97
Figura 4.32 Esquema representativo de área de contacto superficial con respecto a la distancia recorrida.	98
Figura 4.33 Micrografías del HiCr posterior a los ensayos de microabrasión para cargas de 4 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.	99
Figura 4.34 Huella de desgaste de Hierro blanco a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.....	101
Figura 4.35 Centro de huella de desgaste en hierro blanco a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.	102
Figura 4.36 Circunferencia de la huella de desgaste en hierro blanco a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.	103
Figura 4.37 Resultados de microabrasión para muestras preoxidadas bajo cargas de 1 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.....	104
Figura 4.38 Resultados de microabrasión para muestras preoxidadas de hierro blanco bajo cargas de 4 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.....	105

Figura 4.39 Huella de desgaste de hierro blanco preoxidado a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.	106
Figura 4.40 Centro de huella de desgaste en hierro blanco preoxidado a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.	107
Figura 4.41 Zona de la huella de desgaste de entrada del fluido abrasivo en el hierro blanco preoxidado a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.	108
Figura 4.42 Resultados de microabrasión de acero de alta velocidad para cargas de 1 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.	109
Figura 4.43 Resultados de microabrasión de acero de alta velocidad para cargas de 4 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.	110
Figura 4.44 Huella de desgaste de acero de alta velocidad a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.	111
Figura 4.45 Centro de huella de desgaste en acero de alta velocidad a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.	112
Figura 4.46 Circunferencia de la huella de desgaste en acero de alta velocidad a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.	113
Figura 4.47 Resultados de microabrasión para muestras de acero de alta velocidad preoxidadas bajo cargas de 1 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.	115
Figura 4.48 Resultados de microabrasión para muestras de acero de alta velocidad preoxidadas bajo cargas de 4 N a diferentes distancias a) 14.72 m, b) 29.44 m, c) 44.16 m, d) 58.89 m.	116
Figura 4.49 Huella de desgaste de acero de alta velocidad preoxidado a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.	117
Figura 4.50 Centro de huella de desgaste en acero de alta velocidad preoxidado a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.	118
Figura 4.51 Circunferencia de la huella de desgaste en acero de alta velocidad a) 1 N 29.44 m, b) 4 N 29.44 m, c) 1 N 58.89 m, d) 4 N 58.89 m.	119
Figura 4.52 Sección transversal de huella de desgaste de acero de alta velocidad a distancia máxima a) 1 N sin oxidación, b) 1 N con preoxidación, c) 4 N sin preoxidación, d) 4 N con preoxidación.	120

Resumen Autobiográfico

Oscar Francisco Villarreal Cheretti

Candidato al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería con orientación en Materiales.

Nació en 7 de agosto de 1998, Oscar Francisco Villarreal Cheretti obtuvo el grado de Ingeniero en materiales en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León en 2021. Durante la licenciatura realizó un proyecto de investigación “Estudio termomecánico a resortes de aleación Níquel-Titanio con propiedades de memoria de forma”. En 2021 comienza sus estudios de Maestría en Ciencias de la Ingeniería con orientación en Materiales, realizando la investigación “Oxidación y microabrasión en rodillos de laminación de acero de alta velocidad y hierro blanco”.