



Universidad de Oviedo

Programa de Doctorado en Diseño, Construcción y Fabricación en Ingeniería

TESIS DOCTORAL

**Comportamiento tribológico de aceros de carril
microaleado y convencional C-Mn en condiciones
de deslizamiento puro**

Doctorando:

SERGIO GONZÁLEZ-CACHÓN FERNÁNDEZ

Gijón, 2017



Universidad de Oviedo

Programa de Doctorado en Diseño, Construcción y Fabricación en Ingeniería

TESIS DOCTORAL

Comportamiento tribológico de aceros de carril microaleado y convencional C-Mn en condiciones de deslizamiento puro

Doctorando:

D. Sergio González-Cachón Fernández

Directores de tesis:

Dr. D. José Luis Viesca Rodríguez

Profesor Titular de Universidad

Dr. D. Alberto García Martínez

Profesor Ayudante Doctor

Gijón, 2017

AGRADECIMIENTOS

Me gustaría que estas líneas sirvieran para expresar mi más profundo y sincero agradecimiento a todas aquellas personas que con su ayuda han colaborado en la realización del presente trabajo, en especial al director de tesis Dr. D. José Luis Viesca Rodríguez porque estuvo todo el tiempo desde el principio ayudándome, desde el mismo momento que empecé con una idea en la cabeza hasta el final del proyecto, por su confianza en mí, por creer en que lo podría lograr, por no rendirse conmigo, por su sabiduría, por su enorme paciencia conmigo, porque siempre ha tenido un momento para contestarme mis dudas, porque me ha animado cuando lo he necesitado, por su continuo apoyo y motivación recibido a lo largo de todos estos años y sobre todo por todo el afecto mostrado.

También me gustaría agradecer la ayuda recibida al otro director de la tesis Dr. D. Alberto García Martínez, por la orientación, el seguimiento y la supervisión continua de la misma, con el que me encuentro agradecido por todo el apoyo mostrado cuando más lo necesitaba.

Quisiera hacer extensiva mi gratitud al Prof. Dr. D. Antolín Esteban Hernández Battez y al Prof. Dr. Rubén González Rodríguez por su sabiduría puesta siempre a mi disposición, con los que me encuentro en deuda por sus valiosas aportaciones, comentarios y por todo lo enseñado.

A los Servicios Científicos-Técnicos de la Universidad de Oviedo y en particular a los departamentos de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica (en especial mi afecto y agradecimiento al Catedrático Francisco Javier Belzunce Varela) y al Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación, por su continua colaboración y asesoramiento. El autor también quiere agradecer a la Fundación para el Fomento en Asturias de la Investigación Científica Aplicada y la Tecnología (FICYT) por apoyar este trabajo en el marco del proyecto de investigación "Lubrication and Surface Technology - LuSuTec"(GRUPIN14-023).

Un agradecimiento muy especial merece la comprensión, paciencia, el ánimo y el cariño de mi madre, hermana y sobre todo a Laura, porque son parte fundamental de mi vida, y sin ellos no hubiese sido posible. Y por último a mi querido y admirado padre, por sus consejos, por ser todo un ejemplo a seguir, y por haber inculcado en mí el amor por la profesión.

A todos, MUCHAS GRACIAS.

El autor.

RESUMEN

Alumno: **Sergio González-Cachón Fernández**
Título de la Tesis Doctoral: **Comportamiento tribológico de aceros de carril microaleado y convencional C-Mn en condiciones de deslizamiento puro.**

La presente tesis compara el comportamiento tribológico de acero de carril microaleado frente a acero de carril convencional C-Mn, para diferentes condiciones de ensayo (carga, humedad y temperatura).

Se realizaron ensayos de desgaste acelerado en un tribómetro CETR UMT-3 totalmente computerizado, con una configuración *pin-on-disc*, midiendo de forma continua el coeficiente de fricción. Los ensayos, a temperatura y humedad ambiente (20 °C y 55 % HR), se realizaron a cargas de 20, 30 y 40 N, siendo la velocidad de deslizamiento de 0.52 m/s y la distancia deslizada de 1.88 km.

Además, a fin de evaluar la influencia de las condiciones ambientales, se realizaron ensayos tribológicos a diferente humedad (15 y 70 % HR) y temperatura (40 y 20 °C), en el interior de una cámara climática. En este caso, manteniendo la configuración *pin-on-disc*, la carga aplicada fue de 20 N, la velocidad de deslizamiento de 0.35 m/s y la distancia deslizada de 1.28 km.

Una vez concluidos los ensayos tribológicos, las superficies desgastadas fueron analizadas usando un microscopio confocal y un microscopio electrónico de barrido, lo que permitió determinar el volumen de desgaste. Para caracterizar los óxidos generados en la superficie de las probetas ensayadas se utilizó la técnica de difracción de rayos X (XRD, X-ray diffraction).

El resultado de la investigación demostró que el acero de carril microaleado es más resistente al desgaste que el acero de carril convencional para todas las cargas ensayadas, lo que se relaciona con las propiedades mecánicas que le confiere su microestructura perlítica fina. Para ambos aceros, el aumento del desgaste con el incremento de carga mantuvo la proporcionalidad.

Así mismo, el aumento de humedad provocó un mayor desgaste para ambos tipos de acero de carril, lo que se relaciona con el incremento de la oxidación superficial y la consecuente presencia de partículas de óxidos en el contacto (tercer cuerpo). En cambio, la variación de la temperatura, dentro del rango ensayado, no ha reportado ninguna influencia significativa sobre el desgaste en ambos tipos de acero.

Por otra parte, el coeficiente de fricción apenas sufrió variación, para ambos tipos de acero, al aumentar carga aplicada o al variar las condiciones de temperatura. Sin embargo, el coeficiente de fricción es mayor con la humedad relativa más baja (HR 15 %) para los aceros microaleado y convencional estudiados.

Los resultados permiten concluir que la utilización de acero microaleado en aplicaciones ferroviarias, bajo condiciones severas (altas cargas y humedad), aportaría una mayor esperanza de vida al carril y un aumento de tiempo entre las operaciones de mantenimiento.

ABSTRACT

Student: **Sergio González-Cachón Fernández**
Title: **Tribological behavior of microalloyed rail steels and conventional C-Mn in pure sliding condition.**

This Thesis compares the tribological behavior of microalloyed rail steel front of conventional C-Mn rail steel, for different conditions of testing (loads, temperature and humidity).

Accelerated wear test were performed in a fully computerized CETR UMT-3 tribometer, with a *pin-on-disc* configuration, by continuously measuring the coefficient of friction. The tests were tested at room temperature, were done to loads of 20, 30 and 40 N, being the sliding velocity of 0.52 m/s and slipped distance of 1.88 km.

In addition, so as to assess the impact of the environmental conditions, tribological test were conducted to different humidity (15 and 70 RH) and temperature (40 and 20 °C), in a climate Chamber inside. In this case, keeping the *pin-on-disc* configuration, the applied load was of 20 N, 0.35 m/s sliding speed and slipped distance 1.28 km.

Once finalized the tribological tests, the wear surfaces were tested using a confocal microscope and a scanning electron microscope, which allowed determining the volume of wear. To characterize oxides generated on the surface of the tested specimens was used the technique of x-ray diffraction (XRD, x-ray diffraction).

Lower wear was observed in microalloyed steel rail due to its improved mechanical properties and fine pearlitic microstructure. For both steels, wear increased proportionally with load. Likewise, the increase in humidity caused greater wear for both steel samples, associated with the increase of surface oxidation and the presence of wear particles in the contact (third body).

On the other hand, the temperature variation within the tested range did not have a significant influence on the wear of either steel sample.

Although the coefficient of friction changed slightly with increasing loads and temperatures, its value was higher at lower relative humidity for both steels studied.

These results show that the use of microalloyed steel in railway applications under severe conditions (high loads and humidity) could lead to an increased service life for the rail and extend the time between maintenance operations.

ÍNDICE

CAPÍTULO I – INTRODUCCIÓN GENERAL	12
1.1. INTRODUCCIÓN	12
1.2. APORTACIONES CIENTÍFICAS	27
1.3. FASES DE LA EXPERIMENTACIÓN	28
1.4. OBJETIVOS	29
CAPÍTULO II – ESTADO DEL CONOCIMIENTO	31
2.1. PRINCIPALES FUERZAS APLICADAS EN SERVICIO SOBRE LOS CARRILES.	31
2.2. INFLUENCIA DE LA CARGA APLICADA SOBRE EL COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO DE LOS ACEROS DE CARRIL	38
2.3. ENSAYOS TRIBOLÓGICOS DE ACEROS DE CARRIL	40
2.4. ACEROS DE CARRIL MICROALEADO	46
2.4.1. Curvas TTT (temperatura-tiempo-transformación)	46
2.4.2. Aceros de carril	48
2.4.3. Aceros microaleados	51
2.5. INFLUENCIA DE LAS CONDICIONES ATMOSFÉRICAS SOBRE LA VÍA	54
2.5.1 Capas de óxido de hierro sobre la superficie de los carriles	56
2.5.2. Ensayos tribológicos con la influencia de la temperatura y humedad	58
CAPÍTULO III – EXPERIMENTACIÓN	63
3.1. MATERIALES	63
3.1.1. Aceros de carril	63
3.1.2. Probetas	68

3.2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	71
3.2.1. Propiedades de los aceros	71
a) Análisis químico	71
b) Ensayo de dureza	71
c) Ensayo de tracción	72
d) Caracterización microestructural	74
d.1) Análisis morfológico de la Perlita	76
3.2.2. Fricción y desgaste	77
a) Introducción y aspectos conceptuales. Mecanismos de desgaste	77
b) Procedimiento experimental: Ensayos tribológicos para altas cargas	85
c) Procedimiento experimental: Ensayos tribológicos para diferentes condiciones atmosféricas (humedad y temperatura)	90
d) Modelo de desgaste de Archard	93
3.2.3. Análisis y estudio superficial de las huellas de desgaste de las probetas	95
a) Análisis y estudio superficial de las huellas de desgaste de los discos	95
b) Análisis y estudio superficial de las huellas de desgaste de los pines	96
3.2.4. Análisis de los óxidos de hierro generados sobre la superficie del carril	98
a) Proceso de oxidación de las probetas de carril	98
b) Análisis mediante difracción de Rayos X	99
CAPÍTULO IV – RESULTADOS Y DISCUSIÓN	105
4.1. PROPIEDADES DE LOS ACEROS	105
4.1.1. Análisis químico	105
4.1.2. Ensayo de dureza	108
4.1.3. Ensayo de tracción	109
4.1.4. Caracterización microestructural	110
4.2. ENSAYOS TRIBOLÓGICOS PARA ALTAS CARGAS	123
4.2.1. Resultados de desgaste	123
4.2.2. Modelo de desgaste de Archard	125
4.2.3. Resultados de fricción	127
4.2.4. Análisis y estudio superficial de la huella del disco	129
4.2.5. Análisis y estudio de la huella del pin mediante microscopio óptico y SEM	133
4.3. ENSAYOS TRIBOLÓGICOS PARA DIFERENTES CONDICIONES ATMOSFÉRICAS (HUMEDAD Y TEMPERATURA)	140
4.3.1. Evolución de la temperatura durante el transcurso del ensayo de desgaste	140
4.3.2. Resultados de desgaste	142
4.3.3. Modelo de desgaste de Archard	145
4.3.4. Análisis de las superficies desgastadas mediante la técnica de difracción de Rayos X	147
4.3.5. Resultados de fricción	151
4.3.6. Análisis y estudio de la huella del pin mediante SEM y EDS	157

CAPÍTULO V – CONCLUSIONES	170
CAPÍTULO VI – LÍNEAS FUTURAS DE INVESTIGACIÓN	172
CAPÍTULO VII – REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	179

CAPÍTULO I – INTRODUCCIÓN GENERAL

1.1. INTRODUCCIÓN

El carril, es cada uno de los perfiles de acero sobre los que se desplazan las ruedas de los trenes. El carril es el único elemento de la infraestructura ferroviaria que contacta con el tren, por lo que además de permitir unas adecuadas condiciones de rodadura (contacto rueda-carril), también debe resistir y transmitir las tensiones aplicadas por el tren a las capas inferiores de la vía.

El perfil del carril utilizado en la actualidad es del tipo Vignole (perfil de patín plano), el cual consta de tres partes fundamentales: la superior llamada cabeza se utiliza como elemento de rodadura; el patín representa la base del carril y sirve para su sujeción a las traviesas; y el alma que es la parte delgada que une la cabeza y el patín. Los carriles se sueldan unos a otros en sus extremos constituyendo una única barra soldada.

El peso de los carriles varía en razón del tráfico y de las condiciones de explotación de la línea, como son, la velocidad de los trenes y el peso de los vehículos que circulan por la vía. El peso del carril por metro lineal deberá ser mayor cuanto más se incremente la velocidad de circulación de los trenes, la vía deba resistir mayor carga por eje o la densidad de tráfico aumente, a igualdad del resto de los condicionantes. En las últimas décadas, por lo general, las infraestructuras ferroviarias utilizan carriles de peso elevado (mayor o igual a 46 kg/m) debido al alto rendimiento que se espera de ellos, por ejemplo en España los más pesados, son de 60 kg/m. En otros países Europeos se emplean carriles desde 45 a 60 kg/m y en América estos pesos van desde 45 a 70 kg/m [1].

El carril se designa a partir de su perfil (peso por metro lineal) y es ahí donde radica la diferencia principal entre los carriles utilizados en las distintas líneas. Hay diversos tipos de carril (dependiendo si la norma de aplicación es internacional UIC (Union International de Chemins de Ferr o Unión Internacional de Ferrocarriles) o nacional), pero los básicos en España son RN45, UIC54, UIC60 indicando las iniciales si son carriles de la red nacional (característicos de España) o son con características marcadas por la UIC; el número que figura en el tipo de carril indica el peso en kilogramos por metro lineal [2].

Para poder clasificar los carriles de acero se pueden clasificar en primer lugar en función de los perfiles, sus dimensiones, propiedades y masas lineales de los mismos. Además los fabricantes de los carriles deben cumplir con las especificaciones y normas internacionalmente reconocidas, propias del país donde se va a colocar la vía.

Las normas más importantes de aplicación se pueden distinguir en la siguiente tabla:

Tabla 1.1. Normas y especificaciones de carriles de acero según el lugar de utilización.

LUGAR DE APLICACIÓN	NORMA O ESPECIFICACIÓN
NORTE AMÉRICA	AREMA. Manual for railway engineering (2015). Chapter 4 Rail [3].
CHINA	GB 2585-2007. Hot-rolled steel rails for railway [4].
REINO UNIDO	BS 11:1985 - Specification for railway rails [5].
EUROPA	
(Alemania, Austria, Bélgica, Bulgaria, Chipre, Dinamarca, Eslovaquia, Eslovenia, España, Estonia, Finlandia, Francia, Grecia, Hungría, Irlanda, Islandia, Italia, Letonia, Lituania, Luxemburgo, Malta, Noruega, Países Bajos, Polonia, Portugal, Reino Unido, República Checa, Rumanía Suecia y Suiza)	UNE-EN 13674-1:2012. Aplicaciones ferroviarias. Vía. Carriles. Parte 1: Carriles Vignole de masa mayor o igual a 46 kg/m [6].
RUSIA	GOST - Gosudarstvenny Standarty State Standard Gost (Russian) [7].

Los perfiles de carril más utilizados, según las normas europeas son:

Según la norma española UNE 25122-2:1986 [8]:

- Perfil RN45 (45 kg/m) = Carriles para líneas FEVE (carriles en extinción que deberán ser retirados en las renovaciones).

Según la norma española BS EN 13674-1:2011 [9], y su equivalencia nacional UNE-EN 13674-1:2012.

- Perfil UIC54 (54E1) (54 kg/m) = Carriles para líneas de transporte de mercancías.
- Perfil UIC60 (60E1) (60 kg/m) = Carriles para líneas de alta velocidad.

Otros perfiles de carril usados, según norma americana AREMA son:

- Perfil 90ARA-A (TR45): 45 kg/m.
- Perfil 115RE (TR57): 57 kg/m.
- Perfil 136RE (TR68): 68 kg/m.

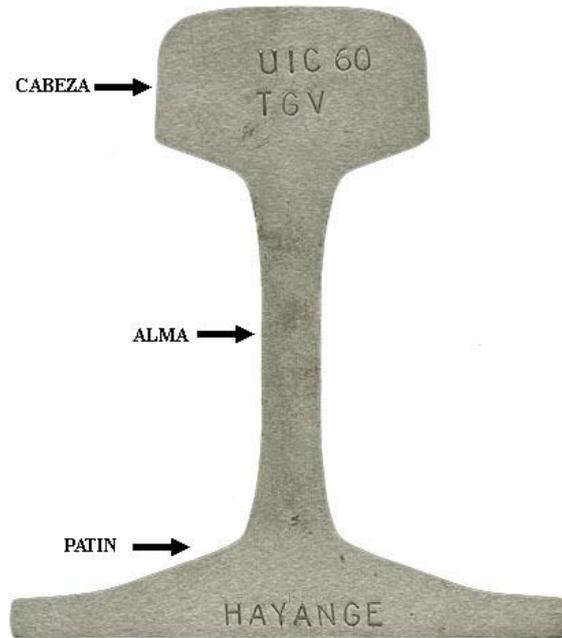


Fig. 1.1. Perfil del carril para líneas de alta velocidad (UIC60).

Los carriles de acero también se pueden clasificar en función de su resistencia y dureza.

Tabla 1.2. Características mecánicas de los aceros de carril (Norma europea).

Grado del acero	Resistencia mecánica	Alargamiento a rotura	Dureza superficial
UNE-EN 13674	Rm mín. (Mpa)	A (%)	DS (HBW)
R200	680	14	200/240
R220	770	12	220/260
R260	880	10	260/300
R260Mn	880	10	260/300
R320Cr	1080	9	320/360
R350HT	1175	9	350/390
R350LHT	1175	9	350/390
R370CrHT	1280	9	370/410
R400HT	1280	9	400/440

Tabla 1.3. Características mecánicas de los aceros de carril (Norma americana).

Grado del acero	Resistencia mecánica	Alargamiento a rotura	Dureza superficial
AREMA	Rm mín. (ksi)	A (%)	DS mín. (HBW)
Carril estándar	142.5	10	310
Carril alta resistencia	171.0	10	370

Para entender las características del carril, se debe comprender cómo es su microestructura, la cual depende de la composición química del acero así como del proceso de enfriamiento. En la Figura 1.2 se puede observar el diagrama hierro-carbono, el cual muestra la composición de aceros y hierros fundidos según su porcentaje en carbono en masa y la temperatura. Dentro de los aceros, si el contenido en carbono es menor que 0.77 %, entonces los componentes principales son la perlita y la ferrita. Si por el contrario el contenido en carbono es mayor de 0.77 %, entonces los principales componentes serían la perlita y la cementita, siendo la cementita más dura que la ferrita.

También hay una temperatura a partir de la cual se forma una fase de austenita, denominada temperatura de austenización. Existen algunas estructuras formadas por la combinación de dos componentes que no son deseables. Por ejemplo, la bainita (combinación de ferrita y cementita) y martensita (solución sólida sobresaturada de carbono y austenita), las cuales son estructuras frágiles.

El acero de carril está formado fundamentalmente por perlita, agregado laminar de ferrita (fase blanda) y cementita o carburo de hierro (fase dura). Cuanto más fina sea la perlita, mayor será la carga de rotura del carril. Hoy en día, en las calidades más exigentes, se puede someter al carril a un tratamiento superficial en cabeza con objeto de aumentar la resistencia y dureza de la pista de rodadura, aumentando de este modo la vida en servicio del carril.

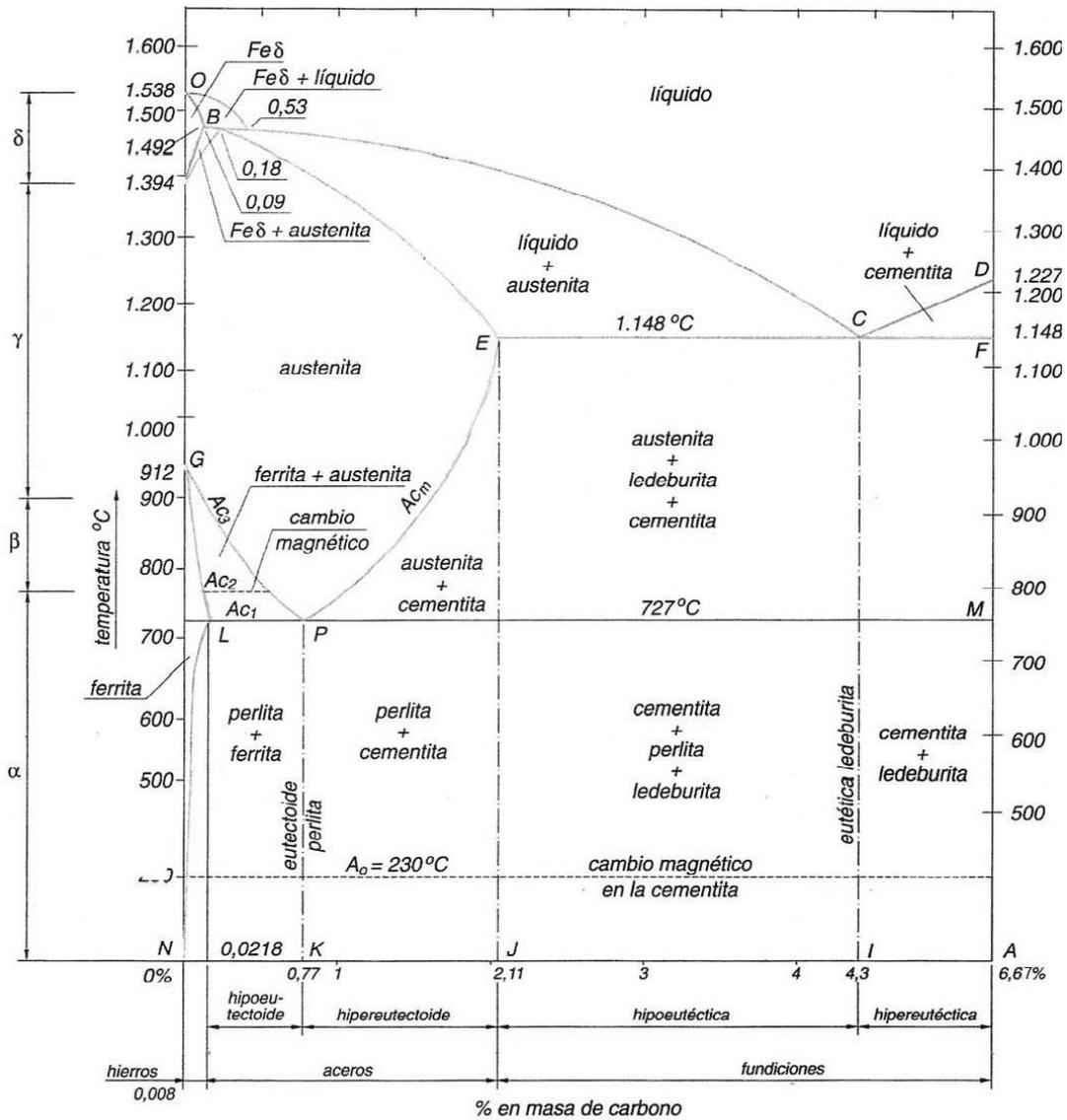


Fig. 1.2. Diagrama Hierro-Carbono [10].

Por otro lado, se están imponiendo también mejoras metalúrgicas como el desgasificado en vacío, la globalización de inclusiones, etc., para tratar de reducir la aparición de defectos internos, tendiéndose a la obtención de aceros lo más limpios posible y con mejores características mecánicas. Estas características, impensables hasta hace unos años, son posibles en la actualidad gracias al avance de las nuevas tecnologías, que masivamente se aplican ahora en el control de las distintas fases y procesos de fabricación del carril: selección de materias primas, fabricación del acero, laminación del carril, métodos de ensayo y sistemas de calidad.

La tendencia que se observa es que irán desapareciendo los carriles que se obtienen con los grados de acero más bajos, y paralelamente, incrementándose la demanda de los carriles con grados de acero superiores y con tratamiento térmico en cabeza.

El tratamiento térmico en cabeza consiste en un sistema de endurecimiento de la cabeza del carril mediante un enfriamiento controlado con chorros de agua, los cuales están integrados en el tren de laminación, para disipar el calor en etapas sucesivas, con el fin de obtener una estructura totalmente perlítica, con valores de dureza superiores a 380 en la escala Brinell, y perfectamente ajustada a las propiedades metalúrgicas del carril. La posibilidad de obtener una zona endurecida en la cabeza del carril es un factor muy importante para considerarlo en las líneas ferroviarias con altas cargas por eje y de tonelajes transportados.

Las líneas ferroviarias de alta capacidad han experimentado un rápido crecimiento en los últimos años. Asimismo, la previsión de crecimiento futuro es aún más pronunciada. Atendiendo al creciente incremento tanto de la velocidad de los trenes como del volumen de transporte, se hizo necesario mejorar el rendimiento en servicio de los carriles, atendiendo a propiedades tales como su comportamiento al desgaste, resistencia a la fatiga, dureza, etc. [11].

El carril en la vía está sometido a diversas fuerzas cíclicas que empeoran los defectos que este tenga y genera otros nuevos. Estos defectos provocan que disminuya la vida útil del carril y que crezcan los costes de mantenimiento del mismo, y por otro lado los vehículos que circulan por él sufran iguales consecuencias, incrementando el coste del transporte [12].

Por tanto, el estado de la superficie del carril es un punto crítico de la infraestructura ferroviaria, puesto que es el punto donde se produce el contacto rueda-carril, razón por la cual es necesario reducir los defectos de fabricación y aquellos que surjan por el uso. Las nuevas tecnologías hacen que los defectos de fabricación sean prácticamente nulos, mientras que se incrementan los defectos y los problemas por su uso, debido a las condiciones de uso más severas (mayor carga, mayor densidad y velocidad de tráfico) de la infraestructura ferroviaria [13].

Los principales defectos sobre los carriles por su uso son:

a) Defecto del perfil longitudinal: Son irregularidades cíclicas en la superficie de rodadura del carril, este tipo de desgaste, denominado desgaste ondulatorio, se presenta en forma de corrugación sobre la superficie del carril. El desgaste ondulatorio es un desgaste diferencial que tiene lugar en la cabeza de los carriles, que se traduce en la existencia de zonas brillantes (picos) y zonas oscuras (valles), debidas a diferentes tasas de desgaste.

En las zonas de los picos se pueden observar microgrietas transversales que se inician en las picaduras de corrosión, mientras que en la zona de los valles se evidencia un alto flujo plástico del material sin la deformación microgrietas. Se pueden producir por los siguientes motivos:

- Ondas cortas (ondas de deslizamiento) (100-300 mm): Se generan por la diferencia de desgaste causada por el deslizamiento longitudinal repetido de la rueda sobre el carril, ya sea por aceleraciones, frenadas o movimientos laterales del carril. Este tipo de desgaste se genera normalmente bajo menores cargas nominales en el eje (< 20 toneladas).



Fig. 1.3. Ondas cortas (100-300 mm).

- Ondas largas (> 300 mm): Se generan por el flujo plástico del material del carril, producido por mayores cargas dinámicas y por consiguiente mayores tensiones de contacto y flujo de material. Este tipo de desgaste se genera normalmente bajo mayores cargas nominales en el eje (> 20 toneladas).

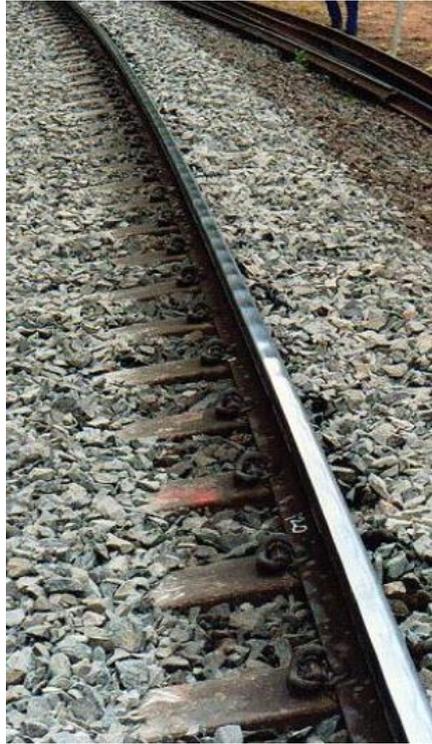


Fig. 1.4. Ondas largas (> 300 mm).

b) Deformación del perfil transversal: Las modificaciones del perfil transversal se manifiestan por la deformación de la cabeza, a veces con formación de rebaba en el interior o en el exterior del carril. Otra deformación del perfil transversal en curva es el desgaste lateral de los carriles. La modificación del perfil transversal puede ocasionar la reducción del ancho de vía más allá del límite admisible, particularmente debido al desgaste en la zona interior.



Fig. 1.5. Deformación transversal.

c) Defectos aislados: Los defectos aislados son marcas que se pueden clasificar en: marcas del balasto (denominadas huellas), marcas de patinaje y marcas de adhesión, las cuales deben ser eliminadas lo más rápidamente posible, para evitar que se hagan mayores.

Las marcas de patinaje se pueden producir por los siguientes motivos:

- Por arranque de trenes pesados (salida, estaciones, señales, etc.).
- Por bloqueo de las ruedas durante el frenado (maniobras).
- En marcha, cuando por diversas circunstancias (incremento de velocidad, condiciones atmosféricas adversas, etc.), el esfuerzo de tracción exigido a los ejes sobrepasa el esfuerzo de adherencia.

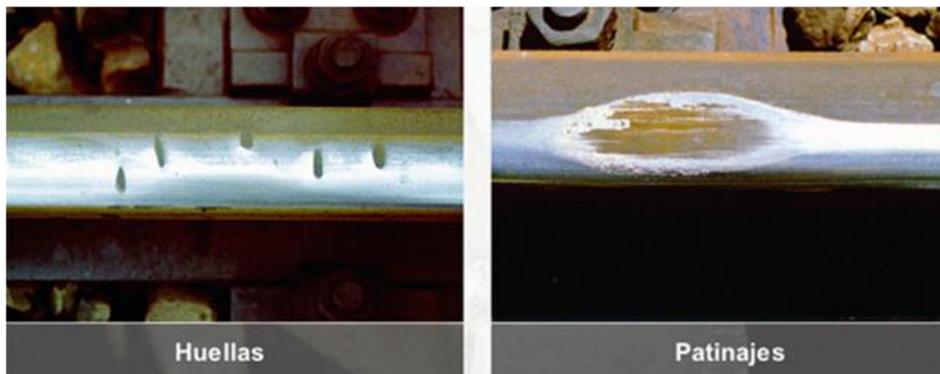


Fig. 1.6. Huellas y patinajes.

Las marcas de adhesión, se producen cuando el esfuerzo de tracción es lo suficientemente grande para generar el desprendimiento del material, fenómeno observado a altas cargas y comúnmente en curvas, lugares que presentan altas tasas de deslizamiento, lo que conlleva a que el área efectiva de adherencia disminuya y por consiguiente la carga sea aplicada en una zona menor, aumentando con ello los esfuerzos de contacto.

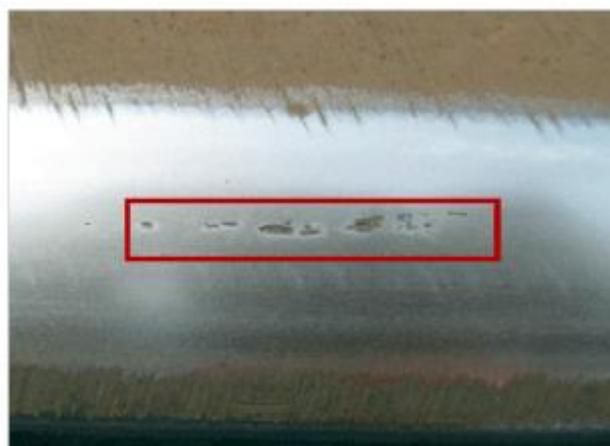


Fig. 1.7. Marcas de adhesión en la superficie del carril.

d) Corrosión anormal: La corrosión puede imputarse a dos tipos razones:

- Fenómenos químicos provocados por la humedad, la presencia de agentes oxidantes y la de azufre procedente de la tracción diesel.
- Fenómenos electroquímicos provocados por la diferencia de potencial existente entre diferentes zonas del carril.

Estas condiciones se dan con frecuencia en túneles y se favorecerían si además su ventilación es insuficiente y si los terrenos circundantes son rocas sulfurosas que afectan a la composición del agua filtrada. Además, los gases de escape de las locomotoras diesel contienen SO_2 y SO_3 , que progresivamente en ambiente húmedo se transforman en H_2SO_4 , lo que acelera la corrosión de los carriles. La corrosión disminuye la vida del carril por reducción de su sección y por las entallas que provocan las picaduras, origen de fisuraciones.

Para corregir todos estos defectos que aparecen en la superficie del carril se dispone principalmente de dos opciones: amolar el carril o cambiarlo (renovación).

El amolado [14] de la superficie del carril consiste en eliminar y corregir por medios mecánicos los defectos generados en la superficie del carril. Estos defectos producen problemas diversos, tales como mayor ruido al paso de los trenes, vibraciones e inicio de agrietamientos. El amolado en aquellos carriles de nuevo uso (denominado también “amolado inicial”) sirve para eliminar la película de laminado superficial, es decir, para eliminar la zona oxidada, para prevenir el desgaste ondulatorio y las vibraciones de la vía. También se puede hacer un amolado correctivo a defectos concretos y aplicar programas para reducciones de ruido.

Los defectos de los carriles son difíciles de detectar en un examen rápido, por eso para medir los perfiles longitudinales de los carriles se utilizan acelerómetros. Cuanto mayor es la amplitud más fuertemente oscila el acelerómetro midiendo la longitud de onda y profundidad del defecto.

Debe tenerse en cuenta que la circulación de los trenes ocasiona el desgaste progresivo de la cabeza del carril. Los principales factores de este desgaste son:

- La presión de las ruedas y la fricción generada, debido al deslizamiento que se produce sobre todo en las curvas.

- El efecto de las frenadas; los golpes de las ruedas, cuando la vía presenta alguna desigualdad, cosa que más frecuentemente ocurre en las juntas.
- Los golpes que producen también las ruedas cuando los ejes de los vehículos no están en debidas condiciones o cuando el sobrecarga de la vía es excesivo.
- La acción de los agentes atmosféricos; y otras causas de menor importancia van reduciendo la altura y el ancho de la cabeza del carril durante su servicio.

El actual modelo de transporte de mercancías tan escorado hacia el transporte por carretera conlleva una serie de impactos negativos como son:

- Consumo energético excesivo, sustentado en el consumo de los combustibles fósiles.
- Emisiones atmosféricas: Mayores emisiones de CO₂ que provocan el cambio climático y las emisiones elevadas de NOx y micropartículas que deterioran la calidad del aire.
- Siniestralidad viaria.
- Incremento de la congestión en las áreas urbanas.
- Mayores costes externos del transporte: costes del cambio climático, coste del ruido, costes de congestión, costes de accidentes, costes de contaminación del aire y otros costes.

Por ello, en la actualidad existen muchos países en el mundo con políticas y planes estratégicos que impulsen el transporte ferroviario de mercancías frente a otros medios de transporte [15]. Por lo tanto para el futuro se producirá un aumento del transporte de mercancías por ferrocarril, lo que conlleva el aumento de las cargas que deben soportar los carriles.



Fig. 1.8. Imagen del ferrocarril de transporte de mercancías.

El crecimiento mundial de las infraestructuras ferroviarias traerá un incremento en la densidad de tráfico, de la velocidad y de las mayores cargas sobre los carriles. Un estudio de investigación realizado de 1991 a 1997 en los EE.UU. [16] se centró en las causas principales de los accidentes ferroviarios durante este periodo, revelando que el 30 % de los mismos están vinculados a la integridad estructural de los carriles de acero.

Las compañías ferroviarias en los Estados Unidos gastan aproximadamente 2.5 billones de dólares al año en reparaciones y reemplazos de carril [17]. Entre los años 2001 y 2010 de los 58.299 accidentes de tren registrados en EE.UU., 54.889 se produjeron por descarrilamientos, que se corresponden con el 94 % de los accidentes ferroviarios ocurridos. De los análisis de investigación de los accidentes se concluyó que la principal causa de los descarrilamientos de los trenes es la rotura de los carriles, las cuales que representan el 15 % de los mismos [18], lo que significa que los carriles son el activo más valioso de la infraestructura ferroviario.

En la Fig. 1.9 se ve porqué el carril es el activo más valioso de la infraestructura ferroviaria, puesto que además de lo anteriormente comentado, la operación de renovación de carriles es una operación de lo más compleja y costosa.



Fig. 1.9. Reemplazo de carriles.

En una investigación de campo sobre el transporte ferroviario de la línea con el mayor volumen de carga en el mundo (Datong-Qinhuangdao) [19], identificó daños graves en los carriles, tales como: desgaste lateral, desconchamiento del carril, desgaste ondulatorio y pequeñas grietas por fatiga.

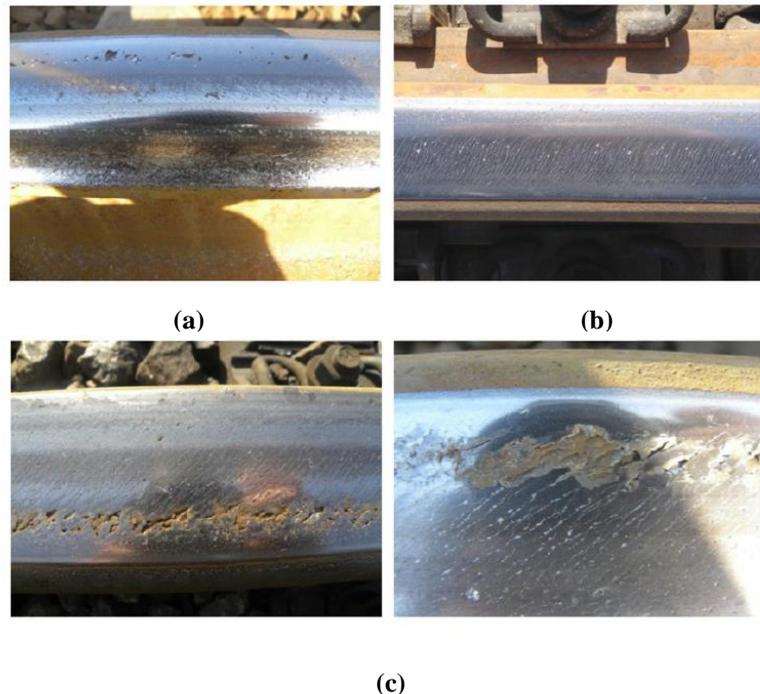


Fig. 1.10. Típicos defectos de los carriles en líneas de altas cargas.

En la figura 1.11 se pueden ver los típicos daños que aparecen en los carriles para líneas de altas cargas: (a) Desgaste lateral; (b) Grietas de superficie; (c) Desconchamiento del carril.

El desgaste de los carriles es la principal limitación del transporte ferroviario actual. En particular, con un incremento de las cargas por eje y alto volumen de tráfico ferroviario, que provoca un desgaste excesivo en los materiales rueda-carril, el cual reduce significativamente el tiempo de vida de carril [20].

Además, se ha demostrado que el crecimiento del desgaste ondulatorio en la superficie de rodadura de los carriles se ve incrementado en las vías por las que circulan trenes de mercancías con elevadas cargas por eje, para el control de la corrugación se recomienda el empleo de carriles de acero de mayor dureza y resistencia y el amolado superficial con el fin de eliminar la rugosidad superficial [21].

En general, los carriles de acero C-Mn según la UIC [6] (carriles de acero perlítico sin tratamiento térmico), satisfacen las solicitaciones normales de servicio. Sin embargo, las solicitaciones particularmente elevadas sobre el carril, produce un fuerte desgaste y elevadas deformaciones en la cabeza del carril [22], dado que el nivel de cargas que ha de soportar el carril debido a que el tráfico ferroviario va en aumento y que las condiciones de seguridad son cada vez más estrictas. Por lo tanto, es necesaria la fabricación de nuevas calidades de carril, con mejores propiedades mecánicas, que garanticen los más altos niveles de fiabilidad, como es el caso de los **aceros microaleados**.

Por lo tanto, existe la necesidad de seguir innovando en el desarrollo de nuevos grados de carril de acero y nuevos métodos de fabricación. Así, recientes métodos de fabricación metalúrgica han logrado con éxito aumentar la dureza desde 250 HB hasta valores superiores a 400 HB, a la vez que aumenta la resistencia al desgaste y el alargamiento de la vida útil de los carriles.

El transporte ferroviario (mercancías y personas) ha experimentado un gran desarrollo a partir de la segunda mitad del siglo XX. Las líneas de alta velocidad están presentes en más de 15 países alrededor de todo el mundo, actualmente hay 21.500 kilómetros de líneas en operación, aunque la red se está expandiendo rápidamente y se espera que llegue a 25.000 kilómetros de nuevas líneas para el año 2025.

En la actualidad, hay planeados proyectos de alta velocidad para: Brasil (Proyecto de alta velocidad para conectar las ciudades de Sao Paulo y Río de Janeiro de 511 km), California (Proyecto de alta velocidad para conectar las ciudades de San Francisco y Los Ángeles de 777 km), Marruecos (Proyecto de alta velocidad para conectar las ciudades de Settat y Marrakech de 480 km) y Arabia Saudí (Proyecto de alta velocidad para conectar las ciudades de Medina y la Meca de 444 km, donde se construirá la primera línea de alta velocidad que atravesará un desierto) [23], los cuales se caracterizan porque se situaran en áreas del planeta con severas condiciones atmosféricas, tales como alta temperatura y baja humedad.

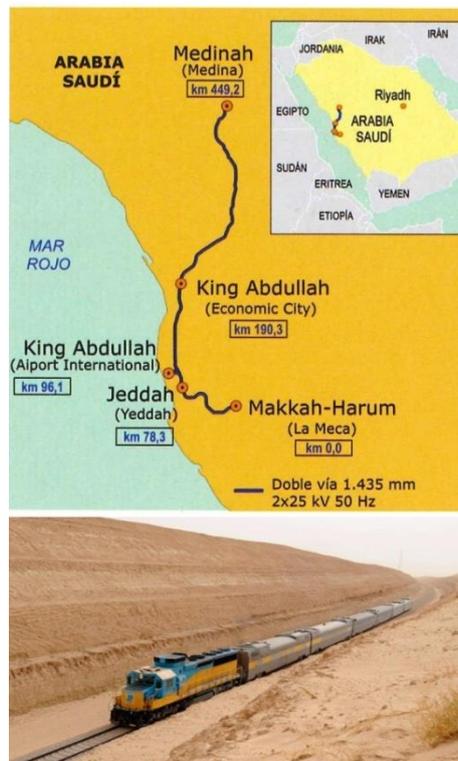


Fig. 1.11. El AVE del desierto (Medina-La Meca).

El desarrollo de carriles para líneas en áreas del planeta con severas condiciones atmosféricas será uno de los principales objetivos para las compañías ferroviarias. Las líneas ferroviarias que atraviesen desiertos y de aquellas que atraviesen áreas de clima árido tendrán en común que soportarán altas temperaturas, abruptos cambios de temperatura y una baja humedad relativa.

Además, de que existe una gran preocupación reciente entre los investigadores de infraestructuras ferroviarias por los altos niveles de concentración en masa de partículas de desgaste encontrados en túneles ferroviarios y estaciones de metro (lugares con una alta humedad relativa), las cuales son las principales causantes del aumento de desgaste sobre la superficie del carril [24], razones por las cuales los fabricantes tendrán que realizar un control adecuado de estos requerimientos para asegurar la calidad y la seguridad de las infraestructuras ferroviarias.

En la actualidad, el desarrollo de carriles que puedan emplearse en nuevas infraestructuras ferroviarias que se sitúen en ambientes extremos (altas temperaturas, alta humedad, etc.) debe ser un objetivo prioritario para la industria del ferrocarril. No obstante, el gestor de infraestructuras ferroviarias, por un lado desconoce el comportamiento antidesgaste de dichos aceros de nueva creación (aceros microaleados), pero además, el conocimiento previo del comportamiento en servicio de los aceros convencionales (R260) no es extrapolable a las condiciones ambientales extremas propias de estas nuevas infraestructuras.

Las normas más comúnmente utilizadas en el mundo para el suministro de carriles son la norma europea UNE-EN 13674-1:2012 y la norma americana AREMA. De dichas normas la europea es más restrictiva, lo que conlleva la realización por el fabricante de carril de un mayor número de ensayos divididos en dos grupos:

- Ensayos de calificación: Se basa en la dureza, más que en la resistencia a la tracción.
- Ensayos de aceptación: Se han diseñado para controlar aquellas características del carril y del acero utilizado en su fabricación que sean importantes para la producción de carriles de alta calidad, y para hacer frente a las exigencias de las nuevas líneas de ferrocarril, tales como: composición química, tracción, microestructura, etc.

En la tabla 1.4 se enumeran los diferentes ensayos tanto de calificación como de aceptación así como los ensayos no destructivos a los cuales hace mención cada una de ellas.

A la vista de la series de ensayos normalizados descritos en la tabla siguiente para la calificación y aceptación de los carriles de acero, cabe destacar que no se encuentra una evaluación tribológica, a pesar de la importancia que adquiere el comportamiento tribológico del carril para garantizar la seguridad de la vía, incrementar la vida útil de carril, y aumentar el periodo entre las operaciones de mantenimiento en el carril.

Tabla 1.4. Ensayos de cada una de las normas internacionales.

	AREMA (Americana)	Norma UNE-EN (Europea)
Ensayos de calificación	<ul style="list-style-type: none"> • No hay ensayos de calificación en esta norma. 	<ul style="list-style-type: none"> • Tenacidad a la fractura • Crecimiento de grietas por fatiga • Ensayo de fatiga • Dureza en la superficie de rodadura en carriles con tratamiento térmico • Resistencia a la tracción • Segregación
Ensayos de aceptación	<ul style="list-style-type: none"> • Composición química • Dureza • Ensayo de tracción 	<ul style="list-style-type: none"> • Composición química • Microestructura • Decarburación • Pureza inclusionaria • Inspección Macrográfica • Dureza • Ensayos de tracción
Ensayos no destructivos	<ul style="list-style-type: none"> • Tolerancias de perfil • Plantillas • Requisitos de inspección de calidad interna y de calidad de superficie 	<ul style="list-style-type: none"> • Tolerancias de perfil • Plantillas • Requisitos de inspección de calidad interna y de calidad de superficie (ultrasonidos, marcas en caliente y marcas en frio)

1.2. APORTACIONES CIENTÍFICAS

La presente Tesis compara el comportamiento a desgaste de los carriles de acero microaleado frente a los carriles de acero convencional bajo condiciones de servicio severas (altas cargas, humedad y temperatura). Asimismo, se ha investigado la influencia de las señaladas condiciones sobre el coeficiente de fricción y la resistencia al desgaste de ambos tipos de acero.

En consecuencia, las contribuciones científicas de la presente tesis son:

- Conocer el comportamiento tribológico de los carriles de acero microaleado, en relación con el comportamiento de los carriles de acero C-Mn sometidos a altas cargas, mediante ensayos de desgaste acelerado bajo una configuración *pin-on-disc*.
- Conocer la influencia de las condiciones de humedad y temperatura sobre el comportamiento tribológico de los aceros estudiados.

El conocimiento científico del comportamiento al desgaste de los carriles microaleados tiene un elevado interés industrial por su aplicación real en condiciones de servicio severas (altas cargas y altas temperaturas y humedades) que pueden dar lugar a algunos defectos graves en los carriles, tales como: desgaste lateral, desconchamiento del carril, desgaste ondulatorio, etc., que provocan el aumento de los costes de mantenimiento y renovaciones de los carriles.

1.3. FASES DE LA EXPERIMENTACIÓN

A continuación se enumeran las principales fases de la experimentación realizadas:

1. Trabajos preliminares y planificación de ensayos.
2. Preparación de las probetas y elección de los aceros de carril y de la rueda empleados. A partir de carriles de acero se mecanizarán los pines y los discos (extraídos del propio carril, y conforme a la geometría especificada en los planos del fabricante del tribómetro) que se utilizarán como probetas en los ensayos de desgaste acelerado bajo configuración “pin-on-disc”.
3. Caracterización de los aceros de carril estudiados: acero R260 y acero microaleado. Para caracterizar a los aceros se realiza análisis de composición química, medida de la dureza, caracterización mecánica (resistencia mecánica y alargamiento a rotura) y por último su caracterización microestructural.
4. Ensayos de desgaste y de medición de la fricción a cargas moderadas, en un Tribómetro CETR UMT3 con una configuración “pin-on-disc”, con una velocidad de rotación del disco de 200 rpm, con unas cargas de 20, 30 y 40 N, a temperatura y humedad ambiente (20 °C y 55 % HR), con un radio de giro de 25 mm (0.52 m/s) y con una distancia deslizada de 1.885 metros (1 hora).

5. Ensayos de desgaste y de medición de la fricción, en un Tribómetro CETR UMT-3 con una configuración “pin-on-disc” en cámara climática. La máquina está encerrada en una cámara climática en la cual la humedad está controlada por un humidificador, se ensaya con dos humedades diferentes (HR 15% seco y HR 70 % húmedo), con una velocidad de rotación del disco de 200 rpm, con una carga de 20 N, a dos diferentes temperaturas (20 °C y 40 °C), con un radio de giro de 17 mm (0.35 m/s) y con una distancia deslizada de 1.282 metros (1 hora).
6. Análisis de las superficies desgastadas de los pines perlíticos mediante la técnica de difracción de Rayos X para las diferentes condiciones de temperatura y humedad, para identificar las fases cristalinas, principalmente los óxidos superficiales, y una estimación del porcentaje límite de los óxidos superficiales.
7. Estudio de la topografía superficial de las huellas de desgaste de los discos después de los ensayos tribológicos, usando el microscopio confocal Leica DCM3D.
8. Estudio micrográfico de las huellas de desgaste mediante microscopia electrónica de barrido (MEB JEOL-6610LV con microanálisis) y microanálisis mediante espectrometría de energía dispersiva (EDS).
9. Tratamiento de datos, análisis de resultados y conclusiones finales.

1.4. OBJETIVOS

Por cuanto antecede y ante el problema científico planteado se formula para el presente trabajo de investigación el siguiente objetivo general:

Evaluar el comportamiento tribológico de los aceros de carril microaleado en comparación con los aceros de carril convencional y la influencia que tienen las altas cargas y el aumento humedad y temperatura sobre el coeficiente de fricción y el desgaste.

Para alcanzar dicho objetivo general, se plantean a continuación una serie de objetivos específicos:

Objetivo 1: Estudiar la relación entre la microestructura de los carriles de acero y sus propiedades mecánicas. Se analizarán de los factores microestructurales que tienen una contribución directa sobre el comportamiento del carril.

Objetivo 2: Estudiar la influencia de la carga sobre la fricción y el desgaste de un acero microaleado en comparación con un acero de carril de C-Mn.

Objetivo 3: Estudiar la influencia de las condiciones ambientales severas (temperatura y humedad) sobre el comportamiento tribológico de los aceros estudiados.

Objetivo 4: Analizar la topografía superficial de las huellas de desgaste, así como la formación de óxidos generados, a fin de poder correlacionar los resultados tribológicos obtenidos con los diferentes mecanismos de desgaste y las interacciones químicas superficiales producidas.

CAPÍTULO II – ESTADO DEL CONOCIMIENTO

2.1. PRINCIPALES FUERZAS APLICADAS EN SERVICIO SOBRE LOS CARRILES.

Debido a las cada vez mayores velocidades de los trenes, del uso de perfiles más pesados, y vehículos con mayores cargas por eje, cada vez es mayor el número de carriles que no tienen la duración esperada y tienen que ser retirados prematuramente a causa del desarrollo de ciertos defectos, que también pueden conducir a la rotura del carril, por otro lado los vehículos que circulan por la vía sufren iguales consecuencias aumentando el coste del transporte.

Actualmente los principales defectos generados sobre los carriles son los originados con el paso de los trenes, y aumentan con el incremento de las cargas por eje sobre la infraestructura ferroviaria [25], a pesar que con los nuevos métodos de fabricación se han conseguido evitar algunos de ellos.

Para conocer la influencia de la carga aplicada y de las variables atmosféricas sobre el comportamiento tribológico de los aceros de carril, lo primero es conocer las principales fuerzas aplicadas en servicio sobre los carriles.

Los principales esfuerzos a los que está sometido el carril de una vía son:

- a) **Esfuerzos verticales y horizontales, estáticos y dinámicos, como consecuencia de la fuerza vertical que ejerce el tren que está situado sobre la vía:**

Un carril en servicio funciona como si fuera una viga (con forma de L) apoyada sobre las traviesas de la infraestructura ferroviaria, donde los esfuerzos directos más importantes aplicados sobre los carriles son las cargas verticales, las cuales se corresponden con el peso de los vehículos, que aumenta con las nuevas infraestructuras ferroviarias [26]. De ahí la importancia de estudiar la influencia de la carga sobre el comportamiento en servicio de los carriles de acero.

El peso de los vehículos se transmite al carril a través de las ruedas de estos, con lo cual los carriles trabajan fundamentalmente a flexión y su capacidad resistente dependerá de su momento resistente y de la distancia entre apoyos (Fig. 2.1.).

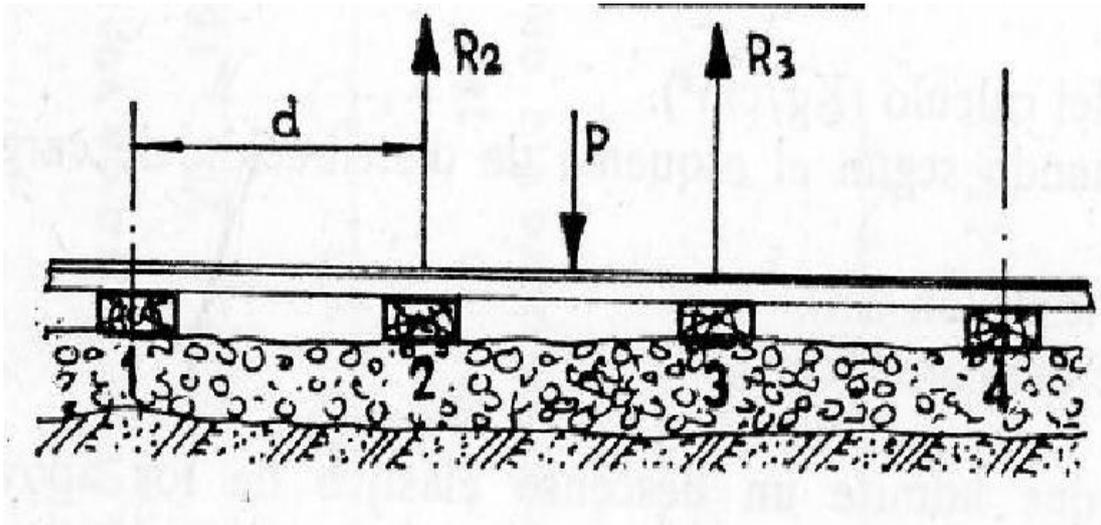


Fig. 2.1. Acciones principales (verticales) durante el servicio del carril [27].

b) Esfuerzo de arranque y frenado de los trenes:

Otras fuerzas a tener en cuenta son las que actúan en dirección longitudinal, que son las producidas por las ruedas motoras en los momentos de arranque y por todo el tren en los de frenado.

c) Esfuerzos resultantes de la variación de temperaturas:

Son las tensiones de origen climático producidas por los cambios térmicos (dilataciones y contracciones). Cuando existen temperaturas altas, el carril tiende a dilatarse. Como la dilatación no siempre puede producirse libremente, el carril se compacta axialmente y pueden producirse esfuerzos y deformaciones.



Fig. 2.2. Dilatación de las vías del tren por alta temperatura.

d) Tensiones de contacto entre la rueda y el carril:

Y por último tipo existen un tipo de fuerzas en servicio que producen unas fuertes sollicitaciones, como son las de contacto entre la rueda y el carril, que de acuerdo con la teoría de Hertz originan unas fuertes tensiones, que pueden superar el límite elástico del material, y cuyos valores máximos se localizan a solo unos pocos milímetros de la superficie de rodadura. Bajo la hipótesis anteriormente mencionada el área de contacto resulta ser una elipse y la distribución de presiones un elipsoide.

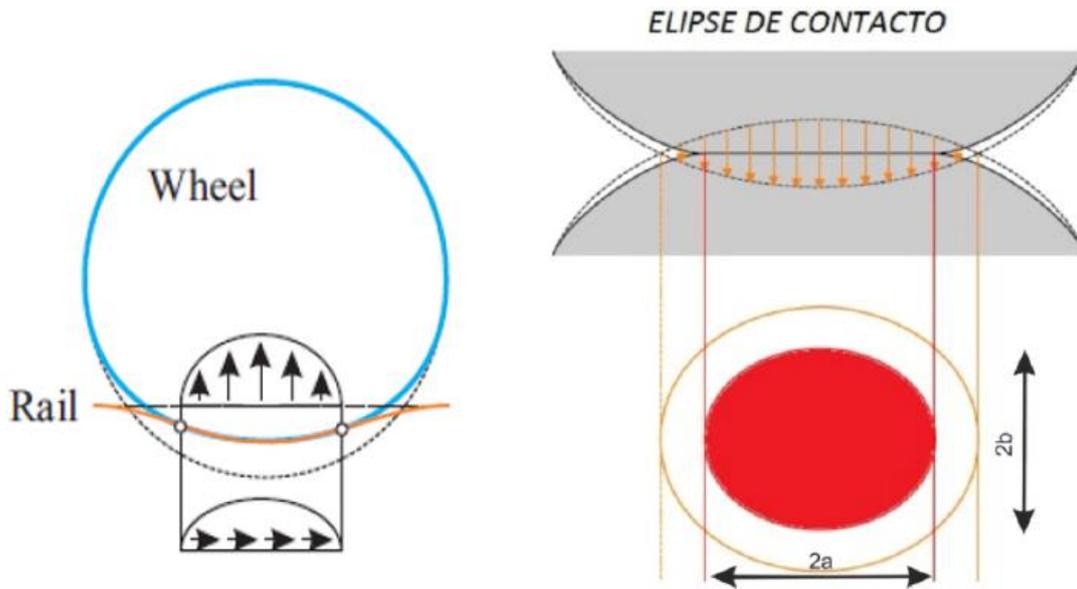


Fig. 2.3.Teoria de contacto rueda-carril (Hertz).

Tensiones debidas al tráfico ferroviario, la fuerte compresión superficial local que se genera en el contacto rueda-carril produce una fuerte tensión residual superficial de compresión, la cual se compensa con la aparición de tensiones residuales de tracción. La superposición de esta tensión residual de tracción junto con las tensiones cíclicas de compresión que generan las cargas verticales anteriormente citadas, son las causantes del crecimiento de grietas por fatiga en la cabeza de los carriles [12].

e) Tensiones residuales del laminado y estirado:

Tensiones originadas como consecuencia de su proceso de fabricación. El proceso de laminado, sobre todo si se realiza en frío, puede dejar tensiones importantes en los carriles.

f) Esfuerzos debidos a la inscripción del material rodante en curvas:

Esfuerzos debidos al contacto entre la pestaña de la rueda con el carril. En curvas muy cerradas donde el desgaste puede ser muy elevado debido al fuerte contacto con la pestaña de la rueda, es necesario tener una resistencia muy alta de los carriles para así soportar esos esfuerzos.

Como conclusión principal se puede establecer que las cargas principales que actúan sobre el carril lo hacen sobre la sección transversal del mismo, lo que implica que las principales grietas que nacen y que generan las roturas del carril ocurren casi siempre en sentido transversal, aunque también se ha observado en ciertas ocasiones la existencia de grietas que han crecido a lo largo de un plano longitudinal, a indicar que ambos defectos tienen una gran importancia práctica, de modo que un 32% de los fallos en los carriles obedecen a grietas transversales, mientras que un 12% a grietas longitudinales [28]. También se ha demostrado igualmente que la mayor parte de las grietas reales de los carriles aparecen en la cabeza de los mismos, en las cual los esfuerzos de flexión generan cargas de compresión [29].



Fig. 2.4. Roturas de carriles provocadas por grietas transversales.

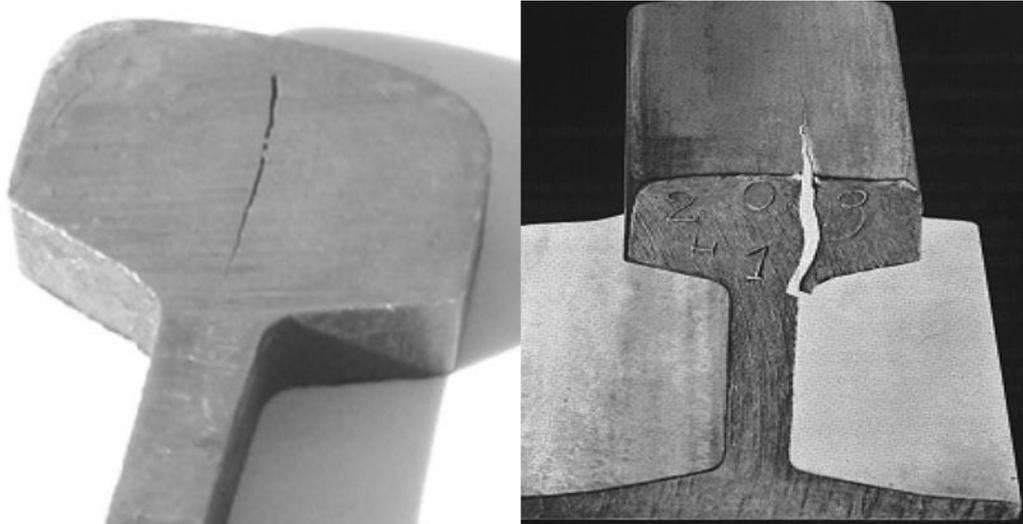
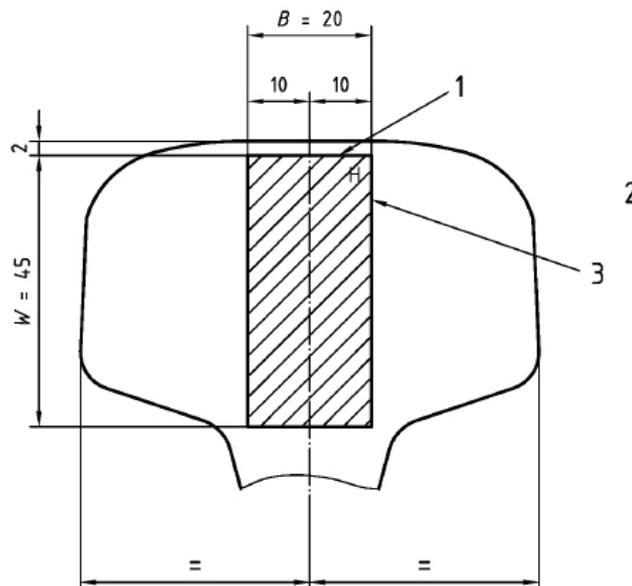


Fig. 2.5. Roturas de carriles provocadas por grietas longitudinales.

En función de los principales defectos generados y de las principales fuerzas aplicadas en servicio sobre los carriles, y según la norma más restrictiva de aplicación sobre los carriles de acero (UNE-EN 13674-1:2012), los ensayos de tracción se realizan sobre probetas cilíndricas extraídas de la cabeza del carril.

Por todo lo visto anteriormente, para el estudio del comportamiento a fractura del carril según la norma europea, se extraen las probetas de la zona de la cabeza del carril, por ello, para realizar los ensayos de velocidad de crecimiento de grietas y el de tenacidad a la fractura, se extraen probetas de geometría de flexión en tres puntos SEN (B) de la cabeza del carril con el plano de fractura con la orientación LS (denominado transversal).



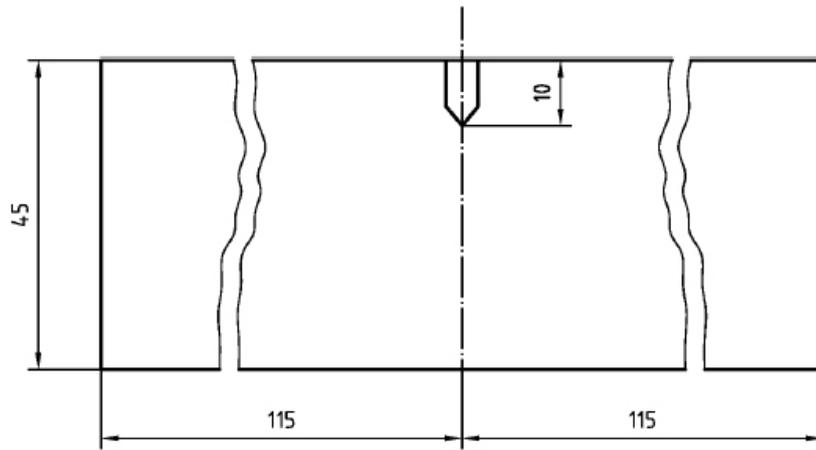


Fig. 2.6. Posición y dimensiones de probetas para estudio del comportamiento a fractura del carril.

Los ejes LTS se corresponden con la dirección longitudinal (L), transversal (T) y transversal corta (S) y se encuentran representados en las siguientes figuras.

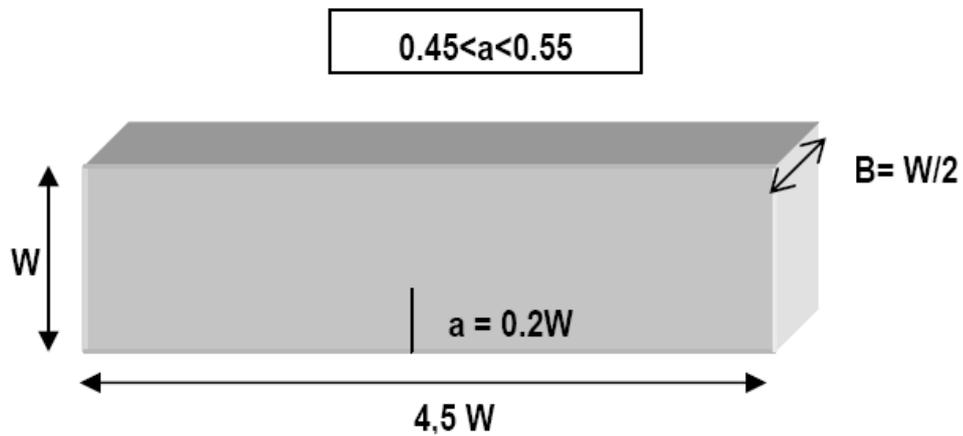


Fig. 2.7. Relación de medidas Standard de la probeta SEN (B).

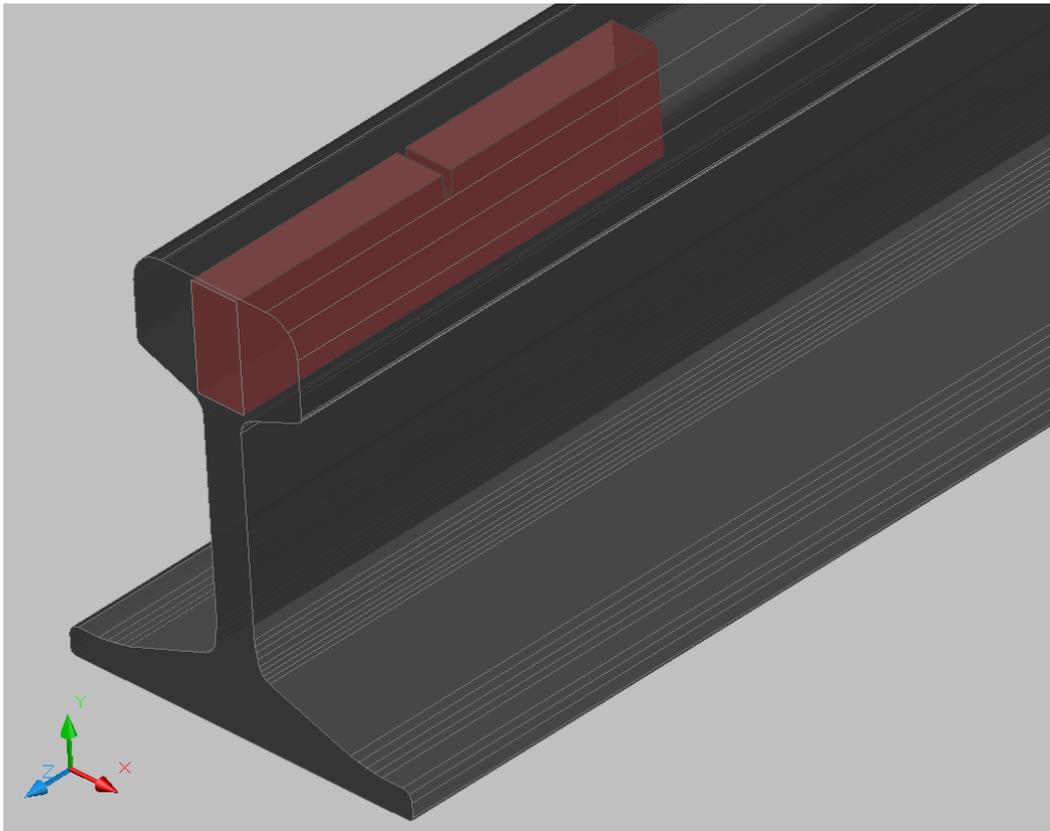


Fig. 2.8. Extracción de probetas SEN (B) de la cabeza del carril.

Las conclusiones que podemos establecer del estudio de las fuerzas aplicadas en servicio sobre los carriles, son las siguientes:

- La principal fuerza aplicada en servicio sobre los carriles son las cargas verticales, las cuales se corresponden con el peso de los vagones de los trenes.
- Estas fuerzas que actúan sobre el carril lo hacen en la sección transversal del mismo, lo que implica que las principales grietas que nacen y que generan las roturas del carril ocurren mayoritariamente en sentido transversal.
- Hay que tener en cuenta los esfuerzos debidos al contacto entre la pestaña de la rueda con el carril en curvas muy cerradas, sobre todo para líneas ferroviarias de altas cargas.
- Las probetas normalizadas que estudian el comportamiento a fractura del carril, en función de lo visto anteriormente, tienen una entalladura en sentido transversal.

2.2. INFLUENCIA DE LA CARGA APLICADA SOBRE EL COMPORTAMIENTO TRIBOLOGICO DE LOS ACEROS DE CARRIL

En la investigación realizada por Wang [19] analizó el desgaste y el comportamiento del carril bajo altas cargas por eje. Los resultados experimentales demostraron que con el aumento de la carga por eje y del volumen de transporte anual, el desgaste lateral del carril se ha convertido en el factor decisivo para el reemplazo del carril en los tramos curvos para las líneas de tráfico pesado. Los resultados también mostraron que el uso del templado por láser puede incrementar la dureza de la superficie de rodadura y mejorar la resistencia al desgaste de los carriles de acero.

Zhong [30] analizó los defectos de los carriles de acero, tales como la fatiga de contacto por rodadura (RCF- Rolling Contact Fatigue) y el desgaste. Los resultados indican que con alta velocidad, el volumen de desgaste del carril es bajo pero el daño por fatiga es severo, mientras que con el aumento de la carga por eje, aumenta el volumen de desgaste del carril rápidamente y la deformación plástica es muy severa. Por lo tanto esta investigación demostró que el desgaste es el principal daño en los carriles usados para líneas de altas cargas, mientras que el RCF es el principal daño en carriles usados en líneas de alta velocidad.

Recientemente el investigador Jihua Liu [31] que estudiaba el comportamiento al desgaste de cuatro diferentes tipos de acero de carril para 3 cargas diferentes por eje, llegaba a la conclusión que no solamente aumentaba el desgaste con el incremento de la carga, sino que además aumentaba la profundidad y la longitud de las grietas por fatiga, y que se obtenía mejor comportamiento al desgaste para vías de altas cargas para aceros de carril con durezas superiores a la dureza del acero de la rueda, que con aceros de carril de dureza semejante a la del acero de la rueda.

La investigación realizada por Windarta y otros [32] analizó la influencia de la carga aplicada en el desgaste de los materiales ferroviarios utilizando una máquina con una configuración pin-on-disc. Los resultados mostraron que la tasa de desgaste se incrementa proporcionalmente con la carga aplicada, y por otro lado decrece exponencialmente con la velocidad de deslizamiento. Además demostró que el principal mecanismo de desgaste es la deformación plástica causada por el desgaste abrasivo.

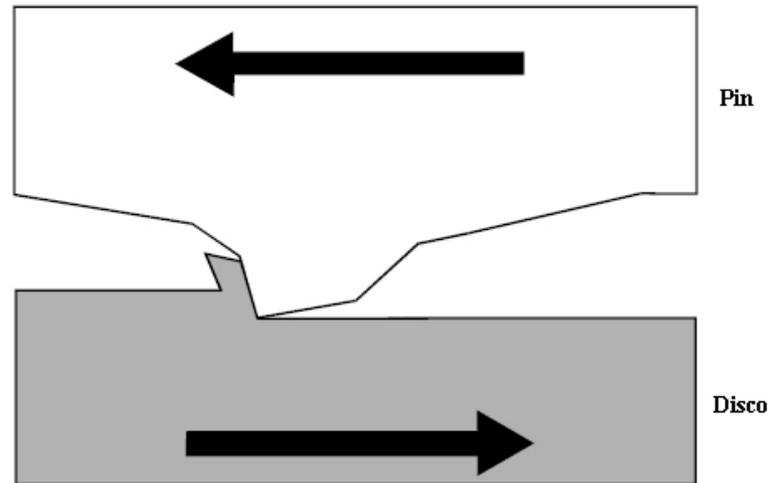


Fig. 2.9. Mecanismo de desgaste abrasivo.

Bakowski [22] estudió las propiedades tribológicas de tres tipos de aceros usados y recomendados por los fabricantes ferroviarios: aceros perlíticos sin tratamiento térmico, aceros perlíticos con tratamiento térmico y aceros bainíticos para vías de altas cargas mediante la máquina de ensayos tipo “Amsler”.

En esta investigación se demostró que los carriles de acero perlítico sin tratamiento térmico tenían mayor pérdida de masa en la carga máxima estudiada que los otros dos tipos de acero estudiados, pero por otro lado presentaba una mayor resistencia a la fatiga de contacto por rodadura, por eso su uso está recomendado para tramos rectos de la vía (con ligero deslizamiento). Para los aceros de carril perlítico con tratamiento térmico demostró que la menor pérdida de masa ocurre con el máximo deslizamiento y carga, por lo que son aceros recomendados para secciones de la vía con curvas y frecuentes frenadas. Y por último los aceros bainíticos demostraron que el menor desgaste ocurre para la máxima carga y el mínimo deslizamiento, por lo que son más adecuados para secciones rectas de vía con altas cargas.

Bokowski demostró que el desgaste del carril no depende únicamente de su dureza, y además que los aceros de carril bainítico no tienen mejor comportamiento al desgaste que los acero de carril perlítico, a pesar de tener mayor dureza.

Tan sólo Windarta [32] recientemente han relacionado, aunque de forma muy somera, la influencia de la carga aplicada sobre la tasa y los mecanismos de desgaste del acero carril. No obstante, en dicha investigación solamente se analiza el acero de carril convencional C-Mn.

En resumen, a pesar de la señalada importancia del fenómeno de desgaste como mecanismo prioritario de degradación de los carriles ferroviarios sometidos a altas cargas, no se encontrado evidencia bibliográfica alguna, más allá del sucinto estudio mencionada en el párrafo anterior, que evalúe la influencia que tienen las altas cargas sobre el coeficiente de fricción y el desgaste de los aceros microaleados y convencionales.

2.3. ENSAYOS TRIBOLÓGICOS DE ACEROS DE CARRIL

Una de las razones por las cuales se ha encontrado poca evidencia bibliográfica que investigue la resistencia al desgaste de los aceros de carril ferroviario, es que los ensayos de aceptación y calificación en las normas internacionales (EN-13674 y AREMA) no requieren ensayos de desgaste.

Además de los ensayos de aceptación y de calificación solicitados por la normativa europea y americana, para el estudio del comportamiento tribológico (desgaste y fricción) de los aceros de carril se usan diferentes ensayos no normativos.

Estos ensayos complementarios se realizan en tribómetros con las configuraciones: *ball-on-disc* o *pin-on-disc*, además de los *ensayos a gran escala*. Estos ensayos no están incluidos en la normativa específica de los carriles ferroviarios mencionadas antes, pero existen algunas investigaciones al respecto.

La diferencia principal entre los *ensayos a gran escala* con respecto a los ensayos en tribómetros con las configuraciones: *ball-on-disc* o *pin-on-disc*, es que los ensayos a escala real tienen un coste muy elevado, al contrario que en los ensayos *pin-on-disc* o *ball-on-disc*, en los cuales se puede, de una forma representativa, investigar el comportamiento tribológico de los aceros ferroviarios a unos costes mucho más bajos y de una forma mucho más rápida bajo numerosas condiciones de ensayo.

Por otro lado las investigaciones realizadas por Jungwon y Garnham [33-34] señalaban que los ensayos realizados con un tribómetro con una configuración *twin-disc* son los más fiables para analizar la fatiga en el contacto de rodadura (RCF) sobre los carriles, y por tanto usados para el estudio del comportamiento tribológico de los carriles para vías de alta velocidad, mientras que otros estudios alternativos [35-36] demostraron que las las configuraciones *ball-on-disc* o *pin-on-disc* son las opciones más adecuadas para el estudio del comportamiento al desgaste en el contacto rueda-carril, siendo estas la configuración más adecuadas para analizar los carriles para vías de altas cargas.

Estos nuevos ensayos suponen un avance en el estudio del comportamiento tribológico de los aceros ferroviarios para vías de altas cargas, donde el desgaste por deslizamiento es principal mecanismo de daño.

A continuación se muestran las investigaciones más relevantes en el estudio del comportamiento tribológico de los aceros ferroviarios que tratan de evaluar este desgaste:

La investigación de Stock y Eadie [37] analizó los efectos relativos de los modificadores de fricción sobre los carriles estándar (R260) y los carriles con tratamiento térmico en la cabeza R350HT usando un banco de pruebas (Voestalpine Schienen GmbH). Los resultados mostraron que en condiciones secas, los carriles R350HT presentan claramente un menor desgaste y grietas por fatiga de contacto (RCF) que los carriles estándar. Además de que los modificadores de fricción reducen el desgaste y la generación de RCF para ambos tipos de carriles, con una mejora acentuada en los carriles R350HT.

En la investigación de Brouzoulis [38] se presenta un procedimiento para determinar el coeficiente de desgaste de Archard a partir de los datos recopilados en un banco de pruebas a gran escala del contacto rueda-carril. En cada paso de la simulación, el modelo dinámico se calcula utilizando el software comercial de la interacción vehículo-vía llamado GENSYS.

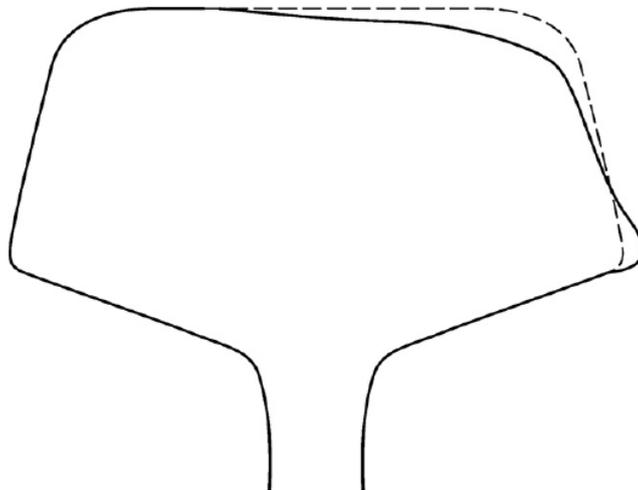


Fig. 2.10. Ejemplo del deterioro del perfil del carril causado por la deformación y el desgaste.

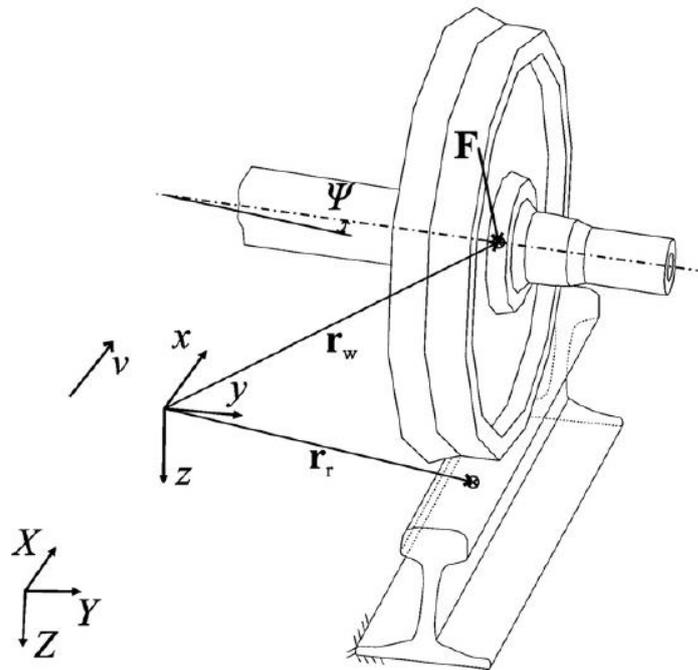


Fig. 2.11. Modelo dinámico del contacto rueda-carril.

En otras investigaciones realizadas por Stock [39-40] se estudió el comportamiento de los carriles de acero perlítico frente a tres mecanismos de fallo como son: desgaste, deformación plástica y RCF usando el banco de pruebas a gran escala del contacto rueda-carril. Los resultados demostraron que los aceros de alta resistencia tienen mayor resistencia al desgaste y al RCF que los aceros convencionales y que la formación y crecimientos de grietas en la cabeza se incrementa con la dureza y la resistencia de los carriles de acero perlítico.

El trabajo de Robles [41] demostró que los resultados tribológicos de los ensayos de deslizamiento con una configuración ball-on-disc pueden utilizarse para evaluar el desgaste de carril mediante el uso de microscopía electrónica de barrido (SEM). Basado en la comparativa detallada entre los ensayos de laboratorio de configuración ball-on-disc y las pruebas a escala real, se puede concluir que con este método de ensayo y los algoritmos precisos, es posible calcular con exactitud el desgaste y el flujo de material, y con ello evaluar el rendimiento del carril.

Una limitación de este método es que no es posible evaluar el tiempo de vida de los carriles, sin embargo, se trata de una buena herramienta para seleccionar el material más adecuado para cada tipo de vía.

En el trabajo realizado por Robles y Demas [17] abordaron el desarrollo de una nueva técnica de laboratorio que pudiera utilizarse como un método analítico para saber cuál es el rendimiento del carril. Los resultados de los ensayos ball-on-disc y las pruebas a escala real se realizaron sobre las dos últimas generaciones de carriles “Premium” (perlíticos) y sobre los carriles bainíticos. Ambos ensayos mostraron que los aceros perlíticos tienen un mejor comportamiento al desgaste que los aceros bainíticos para altas cargas de contacto (condiciones de tráfico pesado).

Sundh y Olofsson [36] analizaron la transición de desgaste suave al desgaste severo en el contacto rueda-carril mediante el método ball-on-disc. Esta transición fue observada con el aumento de la carga aplicada, la cual provoca un cambio en el tipo de contacto rueda-carril (Fig. 2.12). En esta investigación se mostró que existía una mayor tasa de desgaste y un cambio en el mecanismo de desgaste en el contacto rueda-carril, en la sección de las vías con las curvas más cerradas, debido principalmente a la variación de un contacto de rodadura casi pura en recta a un contacto de rodadura con deslizamiento de la pestaña en curva. Este contacto (“wheel flange-rail gauge”) debería estar preferiblemente lubricado para reducir la tasa de desgaste y minimizar el riesgo de transición a desgaste severo.

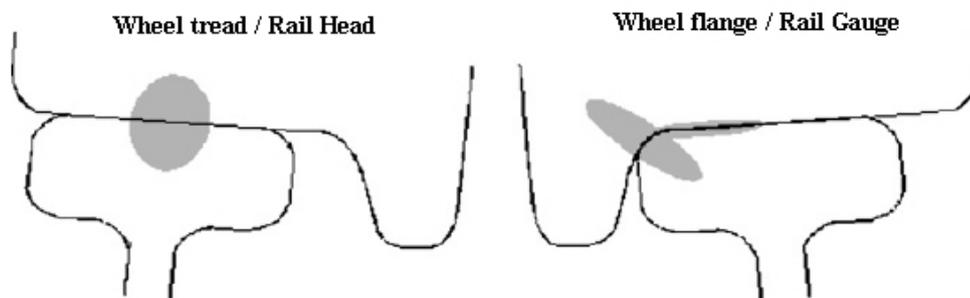


Fig. 2.12. Diferentes tipos de contacto para el contacto rueda-carril.

Shariff [42] investigó el tratamiento superficial mediante láser de diodo para distintos tipos de aceros de carril como son: aceros perlíticos, aceros ferrítico-perlíticos y aceros bainíticos. Los resultados revelaron que la profundidad de capa endurecida se rige tanto por los parámetros de proceso como por propia naturaleza del acero. En la capa fundida se observó una reducción significativa en la dureza debido a un aumento de austenita residual y la aspereza de la microestructura martensítica.

Los resultados mostraron que los carriles tratados superficialmente tienen mayor resistencia al desgaste en comparación que los carriles que no han sido tratados.

Ozsarac [43] utilizó la técnica de pin-on-disc para el estudio de la fricción en la interfaz rueda-carril en condiciones de deslizamiento seco. En los resultados se observó que el coeficiente de fricción disminuye en condiciones de deslizamiento húmedas y que el volumen de desgaste del material de la rueda es menor en comparación con el volumen de desgaste del material del carril.

Otros investigadores [35] estudiaron el comportamiento al desgaste de aceros perlíticos en comparación con los aceros bainíticos llevados a cabo con una configuración pin-on-disc. Los resultados mostraron que los aceros perlíticos tienen mayor resistencia al desgaste que los aceros bainíticos.

En la investigación de Sundh [44] se analizó la influencia de la temperatura de contacto rueda-carril usando también la configuración pin-on-disc. A medida que aumenta la severidad de contacto se incrementa la generación de partículas ultra finas, las cuales permiten un rápido aumento de la temperatura. El análisis de la superficie después de realizar los ensayos de desgaste reveló cambios en la microestructura y la formación de óxidos.

Abbasi y otros investigadores [45] también utilizaron la configuración pin-on-disc para estudiar los efectos de la grasa, el agua y los lubricantes vegetales (modificadores de fricción) en el contacto rueda-carril. Los resultados mostraron que los modificadores de fricción pueden usarse sobre las ruedas o sobre los carriles para disminuir la generación de partículas más gruesas liberadas al ambiente. También demostraron que el número de partículas disminuye con la grasa, mientras que se produce un aumento de las partículas ultrafinas con el modificador de fricción con base acuosa, debido fundamentalmente a la vaporización del agua.

Otros investigadores [46] estudiaron la influencia que la modificación por láser de las superficies de los carriles perlíticos tiene sobre su comportamiento al desgaste, usando los ensayos de configuración pin-on-disc. Los resultados mostraron que la resistencia al desgaste para las capas endurecidas y fundidas mejoraba significativamente en comparación con la de los carriles no tratados, además de que el coeficiente de fricción se redujo en la superficie de las capas fundidas por laser.

El investigador Hailong Liu [47] analizó el efecto de la velocidad de deslizamiento sobre la formación de las partículas aéreas de desgaste generadas por el contacto rueda-carril mediante un tribómetro con una configuración pin-on-disc. Los resultados mostraron que la concentración de las partículas de desgaste se incrementaba con el aumento de la velocidad de deslizamiento. Además que el mecanismo de desgaste

oxidativo es el predominante para altas velocidades de deslizamiento, generando un importante número de partículas finas y ultrafinas de desgaste.

Windarta [48] analizó la temperatura de contacto debido a la interacción entre la rueda y el carril para diferentes velocidades y cargas aplicadas. El objetivo de esta investigación es predecir la temperatura de contacto ente el contacto rueda y el carril, donde el aumento de temperatura se calculó integrando numéricamente la ecuación utilizando el método de descomposición de Adomian. Esta investigación también demostraba que la configuración pin-on-disc era la idónea para validar los resultados.

En una reciente investigación [49] se estudió la influencia que la topografía superficial de la superficie del carril tiene en el comportamiento tribológico del contacto rueda-carril para cuatro diferentes orientaciones de los surcos de la superficie del carril, y para ello se uso un tribómetro con la configuración pin-on-plate que puede simular el deslizamiento puro.

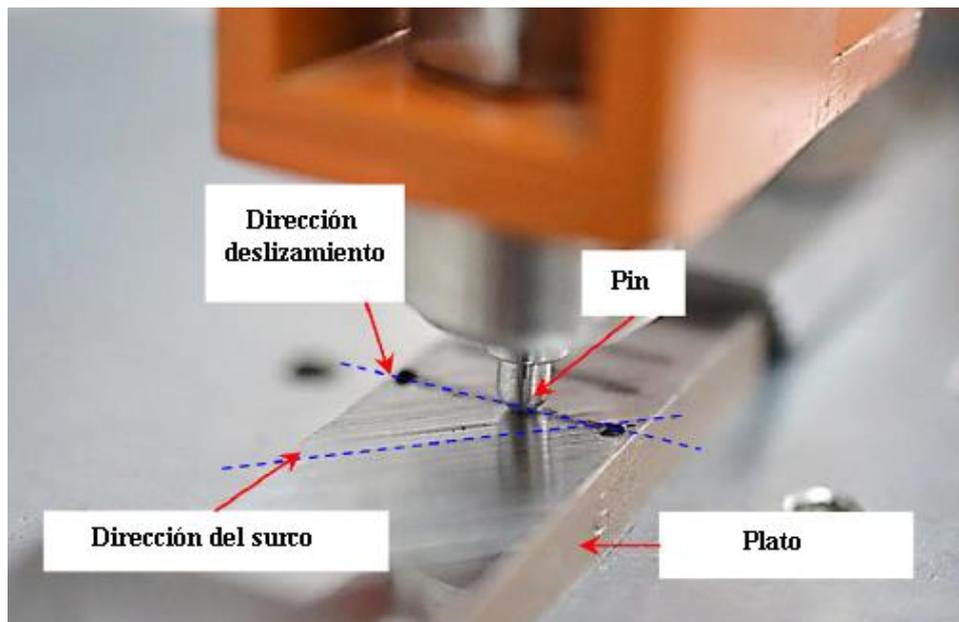


Fig. 2.13. Tribómetro con una configuración pin-on-plate.

Las conclusiones que se obtuvieron de esta investigación fueron que la topografía superficial tiene un efecto significativo sobre el coeficiente de fricción, y que los valores de desgaste más altos observados sobre la superficie de carril se observaron para las orientaciones del surco a 45° y para altas velocidades de deslizamiento.

2.4. ACEROS DE CARRIL MICROALEADO

2.4.1. Curvas TTT (temperatura-tiempo-transformación)

Los diagramas TTT (Transformación-Temperatura-Tiempo) [50] se definen como los diagramas que relacionan el tiempo y la temperatura requeridos para una transformación isotérmica.

Es un hecho experimental que cuando un acero es calentado o enfriado se pueden llegar a producir cambios en su estructura, cambios de fase. Se conoce como fase a cada una de las partes homogéneas físicamente separables en un sistema formado por uno o varios componentes. Centrándose en los aceros, un cambio de fase será pues un proceso en el que el acero cambie de estructura interna y por tanto de propiedades físicas. A la temperatura a la que se produce cada uno de estos cambios se le conoce como “punto crítico”.

De este modo, en los diagramas de equilibrio tenemos tres variables que estudiar: la composición de la aleación, la temperatura, y el tiempo en el que se produce la transformación.

Al comenzar el enfriamiento del acero, éste se mantiene por encima de su temperatura de austenización (727°C), y comienza a enfriarse, con una velocidad mayor o menor según la estructura deseada.

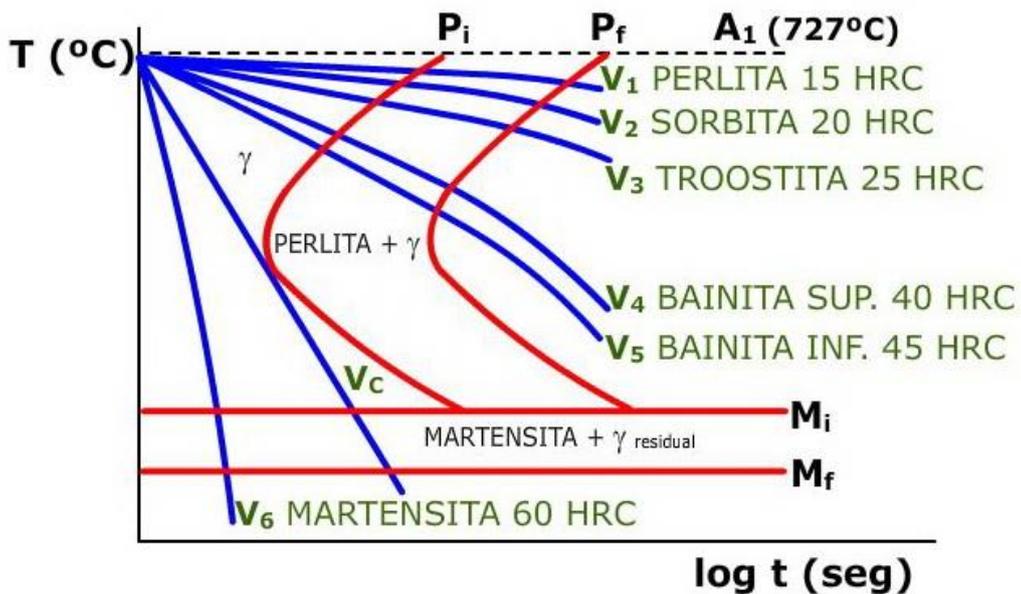


Fig. 2.14. Curvas TTT de un acero eutectoide (0,77% C) [50].

A continuación se comienza a enfriar cada una de las probetas a distintas velocidades y se van observando los microconstituyentes que se van obteniendo. Cada enfriamiento dará lugar a una curva diferente:

- **La Curva V1:** Se corresponde con un enfriamiento lento. La austenita se transformará en **perlita (láminas gruesas)** de poca dureza (15 y 40 HRC).
- **Las Curvas V2 y V3:** Corresponde a un enfriamiento más rápido. La velocidad de difusión disminuye formándose productos más dispersos y más duros, pero el microconstituyente obtenido sigue siendo **perlita, aunque de grano más fino**, llamado también **sorbita (V2) y troostita (V3)**.
- **Las Curvas V4 y V5:** Si el enfriamiento se realiza a una alta velocidad, pero se mantiene la temperatura estable durante un tiempo por debajo de la "nariz" de la curva (V1), la estructura que se formará recibe el nombre de **bainita**. Esta estructura es intermedia entre la perlita y la martensita, debido a que por debajo de los 500°C, se dificulta la difusión del carbono. La bainita tiene una dureza entre 40 y 60 HRC. La V4 se forma bainita superior y en la V5 bainita inferior.
- **La Curva V6:** Al someter la austenita a un enfriamiento extremadamente rápido (curva V6), la estructura que se forma es la **martensita**, una solución sobresaturada de carbono en hierro α . Su dureza varía entre 50 y 68 HRC, y es el segundo constituyente más duro de los aceros (el más duro es la cementita). A la velocidad mínima de enfriamiento, para que se forme martensita a partir de la austenita se le denomina **velocidad crítica de temple (VC)**.

Existen diversos factores que influyen sobre las curvas TTT, desplazando las mismas hacia la derecha o hacia la izquierda en el diagrama, es decir, retardando o adelantando el comienzo de la transformación martensítica, o desplazando hacia arriba o hacia abajo las líneas de principio y fin de la transformación martensítica. Estos factores son, entre otros:

- **El contenido en carbono de la aleación:** A mayor contenido mayor será el desplazamiento hacia la derecha de las curvas inicial y final de transformación; y hacia abajo las isotermas que indican el principio y el fin de la transformación martensítica.
- **Temperatura de Austenización:** Cuanto mayor sea, mayor será el tamaño de grano, y mayor por tanto el desplazamiento de las curvas hacia la derecha y hacia abajo.

- **Elementos Aleantes:** Distinguimos entre tres tipos los ganmágenos, los alfágenos y los carburígenos.
 1. **Ganmágenos:** Aquellos que se disuelven preferentemente en la austenita como son el níquel y el manganeso, que expanden por tanto el campo de existencia de la austenita desplazando hacia abajo las isothermas, con lo que disminuyen las temperaturas de las transformaciones perlíticas.
 2. **Alfágenos:** Se disuelven preferentemente en la fase α (ferrita), son por ejemplo el cromo, el molibdeno, el vanadio y el wolframio; y desplazan las isothermas hacia arriba.
 3. **Carburígenos:** Son elementos (habitualmente Alfágenos) que tienden a formar carburos (el Cr el Mo y otros), retrasan más la transformación perlítica que la transformación bainítica. La curva perlítica se desplaza hacia arriba y hacia la derecha, estrechándose su campo.

Las microestructuras de los aceros estudiados en la presente investigación son:

Microestructura perlítica gruesa (Acero R260): Es el microconstituyente eutectoide formado por capas alternadas de ferrita y cementita (denominado perlita). Tiene una dureza de 250 Brinell. La perlita aparece en general en el enfriamiento lento de la austenita y por la transformación isotérmica de la austenita en el rango de 650 a 723°C.

Microestructura perlítica fina (Acero microaleado): Es también un agregado fino de cementita y ferrita. Se obtiene por enfriamiento de la austenita con una velocidad de enfriamiento bastante inferior a la crítica de temple o por transformación isotérmica de la austenita en la zona de 600 a 650°C, o por revenido a la temperatura de 600°C. Su dureza va desde 250-400 Brinell.

2.4.2. Aceros de carril

El carril de acero es un producto siderúrgico complejo que debe satisfacer gran cantidad de requisitos tecnológicos. El proceso de fabricación de carriles de acero es uno de los procesos tecnológicos de fabricación más complejo, por el constante aumento del nivel de exigencia en las condiciones de servicio. El carril debe ser capaz de dar respuesta satisfactoria al incremento de las cargas y a las diferentes condiciones ambientales a las cuales va a estar sometido.

El carril de acero debe cumplir con los siguientes objetivos: seguridad, confort, durabilidad, coste, mínimo impacto acústico, servicio y respeto por el medioambiente. Para alcanzar dichos objetivos, se debe realizar un control exhaustivo del proceso de fabricación. Para ello se debe de comprobar que los carriles de acero cumplan con los requisitos de fabricación de la norma europea UNE-EN 13674-1: 2012.

Por eso, la fabricación de carriles de acero está orientada al cumplimiento de los siguientes requisitos: mecánica de fractura, homogeneidad química y mecánica, uniformidad dimensional, ausencia de defectos superficiales e internos, resistencia al desgaste, al impacto y a la fatiga, soldabilidad y reducidas tensiones residuales [51].

Los primeros carriles de acero que se fabricaron eran de C-Mn, y hoy en día sigue siendo la base de los aceros de carril. El desarrollo de carriles de acero fue impulsado por nuevas técnicas de fabricación, cuyo objetivo es conseguir aceros cada vez más limpios de impurezas. Los elementos aleantes como Mn, Si, Cr y el incremento del contenido en C aumenta la dureza de los aceros ferroviarios.

Atendiendo al incremento tanto de la velocidad de los trenes como del volumen del transporte, se hizo necesario mejorar el rendimiento en servicio de estos carriles de acero, para ello se empezaron a emplear nuevos aceros con superiores propiedades mecánicas, tales como: resistencia mecánica, resistencia a la fatiga, dureza, etc. [52].

Los carriles de acero con una estructura totalmente perlítica tenían mejor comportamiento que los carriles con otro tipo de microestructura, microestructura que se conseguía con una composición química, en la cual el contenido en C y Mn es más elevado que en las calidades más blandas.

Los grados de carril Premium R350HT, R350LHT, R370CrHT, R400HT presentan una microestructura perlítica fina, los cuales están producidos por el enfriamiento acelerado de la cabeza del carril, incrementando la dureza (350 HB a 450 HB) en comparación con el grado del carril R260 estándar de microestructura perlítica de la normativa europea [53].

Por lo general los carriles de acero al carbono-manganeso (C-Mn), de calidad estándar (R260) según la norma UNE-EN 13674-1, satisfacen las solicitudes normales de servicio.

Sin embargo, las solicitaciones particularmente elevadas, en los puntos de las vías férreas donde las condiciones de servicio son extremadamente severas (curvas de pequeño radio, cargas superiores a 30 toneladas, etc.), que producen un fuerte desgaste, y elevadas deformaciones en la cabeza del carril (que pueden llevar a la rotura del mismo), han impulsado el desarrollo de nuevos carriles con superiores características mecánicas, los cuales tienen una alta resistencia a la tracción (>1000 MPa) y una alta dureza (>320 HB).

Estas calidades deseadas se pueden conseguir mediante dos formas distintas, la primera es mediante un tratamiento térmico (enfriamiento controlado) sobre el carril entero o la cabeza del mismo (cabeza endurecida), para conseguir la obtención de microestructuras perlíticas muy finas, y por tanto mayores propiedades mecánicas. Además en el caso de aceros aleados, existe la posibilidad con este método de obtener microestructuras bainíticas e incluso martensíticas, siendo estas más duras que las perlíticas, pero también más frágiles, por lo que no son deseables. Otra problemática ocurre en la soldadura de unión entre dos tramos de carril que pierde el estado conferido por el tratamiento térmico.



Fig. 2.15. Líneas de enfriamiento de los carriles de cabeza endurecida

La segunda opción es el acero microaleado totalmente perlítico [27], cuyas propiedades mecánicas (resistencia a la tracción, límite elástico, dureza y comportamiento a la fatiga) son considerablemente más altas que los carriles de acero C-Mn.

Los aceros microaleados se obtienen mediante el empleo de pequeñas cantidades de elementos microaleantes (niobio y vanadio) y una pequeña aportación de cromo (0.30% como máximo). Los niveles de carbono, manganeso y cromo de este acero garantizan una microestructura perlítica muy fina.

Los microaleantes de los aceros microaleados retrasan la transformación austenítica (Mn y Ni) y también actúan a través del endurecimiento por precipitación, hasta llegar a calidades de carriles por temple natural, con una perlita muy fina, y con propiedades mecánicas mejoradas. Se ha comprobado que las combinaciones de microaleantes Si-Mn-Cr-V y Mo-Nb dan muy buenos resultados.

El niobio y el vanadio hacen posible la mejora de las propiedades mecánicas mediante el afino de grano y la precipitación. El modo en el cual se alcanzan estas propiedades es claramente más ventajoso y seguro en comparación con los aceros aleados C-Mn actualmente utilizados, cuyo elevado contenido de Si, Mn, Cr y Mo incrementan el riesgo de aparición de estructuras más frágiles y no deseadas como martensita y bainita [54].

El carril de acero microaleado, puede ser una excelente elección para las condiciones de servicio exigentes, también puede ser una opción muy atractiva frente a los carriles con tratamiento térmico para vías de cargas pesadas.

2.4.3. Aceros microaleados

Resumiendo, los pobres resultados de los carriles de acero de carbóno-manganeso (C-Mn) en los puntos de las líneas ferreas caracterizados por las condiciones de servicio extremadamente duras (curvas de pequeño radio, cargas por eje superiores a 30t, etc.), han impulsado el desarrollo de nuevos carriles con mejores propiedades mecánicas [41].

La mejor opción microestructural para los para los carriles de acero es obtener una microestructura perlítica muy fina (menor distancia interlaminar), ya que mejora las propiedades mecánicas (dureza, límite de elasticidad y resistencia a la tracción) [55]. Razón por la cual, la fabricación de carriles de acero microaleado es cada vez en más popular, aunque hasta la fecha pocas investigaciones sobre carriles de acero microaleado han sido publicadas.

En la investigación realizada por Ordoñez [56] se estudiaron los factores microestructurales de los carriles de acero “Premium” (carriles de acero microaleado usados en Norte América), los cuales tienen una directa relación con el comportamiento del carril.

En este caso la aparición de cementita proeutectoide en los límites de grano de austenita primaria contribuye al desarrollo de RCF y a la aparición de grietas secundarias en la cabeza del carril. Sin embargo, el comportamiento de los aceros de carril “premium” con respecto a la resistencia al impacto y al desgaste fueron mejores que para los aceros de carril convencionales.

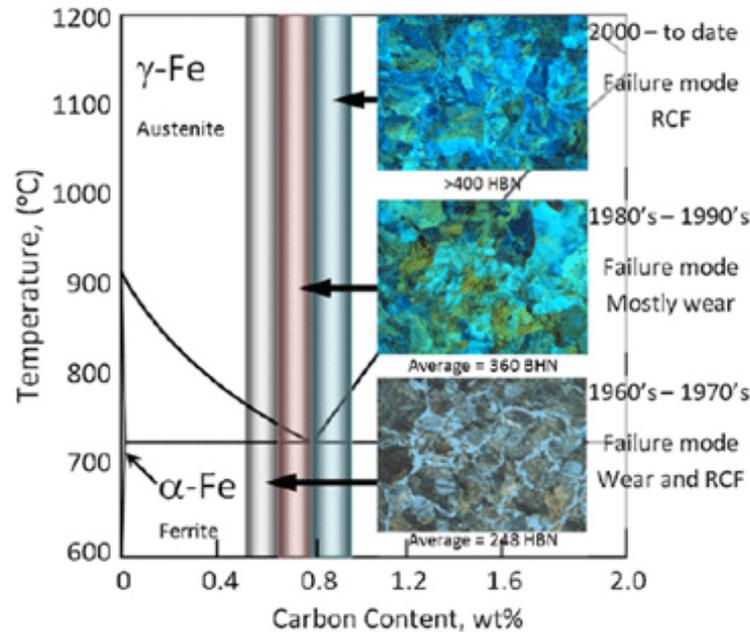


Fig. 2.16. Evolución de la metalurgia del carril de acero para altas cargas en Norte América [56].

Panda y otros [57] analizaron la naturaleza del óxido generado en los carriles de acero microaleado con Cu y Mo después de un período de servicio de dos años en comparación con los tradicionales carriles de acero C-Mn. Para el estudio del óxido generado sobre los carriles se utilizó el ensayo de difracción de Rayos-X, y identificó sobre los mismos las siguientes fases: (γ - $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ (lepidocrocita), α - $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ (goethita), Fe_3O_4 (magnetita) y α - Fe_2O_3 (hematita)). Los resultados mostraron una menor tasa de corrosión en el caso de los aceros de carril Cu-Mo.

Además Panda [58], estudió las propiedades mecánicas de los aceros de carril microaleados diseñados para mejorar la resistencia a la corrosión de los aceros de carril C-Mn convencionales. Para ello se analizaron las propiedades mecánicas de los aceros eutectoides con la adición de microaleantes como son: Cr, Cu, Ni y Si (Cr-Cu-Ni, Cr-Cu-Ni-Si, Cu-Si y Cu-Ni), ensayados, evaluados y comparados con tres aceros de carril en uso (C-Mn, Cu-Mo y Cr-Mn). Los resultados obtenidos dan que la óptima combinación de dureza y ductibilidad fue obtenida en el acero de carril Cu-Mo seguido de los aceros

Cr-Cu-Ni y Cr-Cu-Ni-Si. Por lo tanto se demostró que los aceros de carril microaleado tienen una mayor resistencia a la corrosión que los aceros C-Mn comúnmente usados.

Otra investigación [59] concluyó que los aceros eutectoides usados como aceros de carril son propensos a la corrosión, especialmente en ambientes costeros. Para reducir este problema, cuatro nuevas composiciones de aceros de carril con diferentes combinaciones de microaleantes (Cu, Cr, Ni y Si) fueron utilizadas. El comportamiento a la corrosión de los aceros de carril fue estudiado por la medición de pérdida de peso después de realizar el ensayo de Test de Inmersión y de Polarización de Tafel [60].

Los resultados mostraron que la tasa de corrosión obtenida por la pérdida de peso fue similar para todos los aceros de carril. Las fases de óxidos γ -Fe₂O₃.H₂O (lepidocrocita) y δ -Fe₂O₃.H₂O fueron identificadas como las principales fases encontradas en los aceros de carril. De este estudio se puede concluir que las aleaciones Cu-Mo, Cr-Mn, Cu-Ni, Cr-Cu-Ni y Cr-Cu-Ni-Si tienen mayor resistencia a la corrosión que la aleaciones de los aceros C-Mn y Cu-Si más comúnmente usados.

En las investigaciones realizadas por Zhong [30 y 61] se analizó las propiedades mecánicas de los aceros microaleados utilizados en China: U75V y U71Mn. Y se llegó a la conclusión que el acero U75V tiene mayor dureza y resistencia mecánica que el acero U71Mn, pero por el contrario menor plasticidad, ductibilidad y resistencia a la fractura, por lo que es un acero de carril adecuado para vías que soporten altas cargas, mientras que las propiedades del acero U71Mn son más adecuadas para vías de alta velocidad.

La investigación realizada por Moon [62] evaluó las propiedades mecánicas y la influencia del hidrogeno sobre los aceros microaleados en comparación con los aceros convencionales. El estudio reveló que el grado de fragilidad de hidrógeno fue mayor en el acero C-Mn en comparación con los aceros microaleados.

El investigador Ren [63] analizó la influencia de la microestructura y la dureza de un acero microaleado (U75V) sobre las diferentes velocidades de enfriamiento. Los resultados mostraron que la transformación de austenita en perlita ocurre cuando la velocidad de enfriamiento es menor que 10°C por segundo, mientras que para una velocidad de enfriamiento entre 10-50 °C se obtiene la estructura no deseada de martensita.

Es de esperar que los aceros microaleados tengan un mejor comportamiento al desgaste que los aceros convencionalmente usados porque tienen mayor dureza, pero no se han encontrado trabajos de investigación al respecto. Además en las investigaciones de Ramalho y Zapata [64-65] probaron que el desgaste del carril no depende únicamente de su dureza, y que por ejemplo los carriles de microestructura perlítica tenían mejor comportamiento al desgaste que los carriles de microestructura bainítica, a pesar de tener menor dureza, debido principalmente a su capacidad de endurecimiento por deformación.

Resumiendo, a pesar del aumento que ha tenido en los últimos años el uso de aceros de carril microaleados, no se han encontrado referencias bibliográficas en la que se investigue el comportamiento tribológico de los aceros de carril microaleado para altas cargas, constituyendo éste, el problema científico a dar solución con esta investigación.

2.5. INFLUENCIA DE LAS CONDICIONES ATMOSFÉRICAS SOBRE LA VÍA

El control del coeficiente de fricción entre la rueda y el carril es necesario para un correcto mantenimiento de la interfaz rueda-carril y para el buen funcionamiento de los vehículos que circulan por la vía. El principal componente de mantenimiento de la interfaz de la rueda-carril es el control de la fricción porque el valor del coeficiente de fricción limita la fuerza tangencial que puede ser sostenida por un contacto rueda-carril [66].

El coeficiente de fricción no debería ser ni muy alto ni muy bajo, porque una inadecuada fricción puede causar serios daños en la infraestructura ferroviaria [67]. Si el coeficiente de fricción es demasiado bajo puede limitar la tracción, el frenado del vehículo y la fuerza tangencial que puede desarrollarse en curva. Por el contrario si el coeficiente de fricción es demasiado alto puede causar un severo desgaste por deformación plástica y aumento de la fatiga de contacto sobre la superficie de los carriles [68].

Por lo tanto en las infraestructuras ferroviarias, es muy importante controlar la fricción entre la rueda y el carril para reducir los costes de mantenimiento, porque una buena adherencia es imprescindible para un funcionamiento seguro, fiable y eficiente de la red ferroviaria [69]. En operación, es mucho mejor tener coeficientes de fricción muy altos más que muy bajos, ya que éstos impedirían la circulación.

Los principales factores que influyen sobre el coeficiente de fricción son: los factores ambientales y las propiedades del material del carril. Para corregir los problemas ocasionados por estos factores es necesario tomar las siguientes medidas: modificadores de fricción (friction modifier), lubricantes y procesos de amolado.

Meehan y otros [70] investigaron la influencia de las variaciones atmosféricas sobre el crecimiento del desgaste ondulatorio sobre la superficie del carril, para ello estableció una relación entre las precipitaciones diarias promedio y la humedad frente a el crecimiento de la tasa de desgaste ondulatorio.

Estos datos se consiguieron mediante la comparación de datos meteorológicos de la zona con los resultados del seguimiento de las medidas del perfil longitudinal del carril en una muestra de carril suburbano en una vía de Australia. Estos resultados mostraron una fuerte correlación entre la variación de las condiciones ambientales y el crecimiento de la tasa de desgaste ondulatorio sobre el carril.



Fig. 2.17. Desgaste ondulatorio sobre los carriles.

2.5.1 Capas de óxido de hierro sobre la superficie de los carriles

Godfrey [71] analizó el papel que tienen los óxidos de hierro en tribología, y describió los tipos de óxido que nos podemos encontrar, clasificando los óxidos de hierro en dos tipos diferentes: óxidos anhídridos (son compuestos binarios que resultan de la combinación de un metal con el oxígeno) y óxidos hidratados (son aquellos que tienen moléculas de agua en su constitución).

Tabla 2.1. Propiedades de los óxidos de hierro tipo Anhídrido.

Tipo	Nombre	Nombre químico	Fórmula	Color
Anhídrido	Wustita	Óxido ferroso	FeO	Negro
	Magnetita	Ferroso Férrico	Fe ₃ O ₄	Negro
	Martita	Óxido Férrico	Fe ₂ O ₃	Negro
	Hematita	Óxido Férrico	α- Fe ₂ O ₃	Naranja-Negro
	Maghemita	Óxido Férrico	γ - Fe ₂ O ₃	Pardo rojizo

Tabla 2.2. Propiedades de los óxidos de hierro tipo Hidratado.

Tipo	Nombre	Nombre químico	Fórmula	Color
Hidratados	Goethita	Hidróxido férrico	α - Fe ₂ O ₃ . H ₂ O	Marrón rojizo
	Akaganeita	Hidróxido férrico	β - Fe ₂ O ₃ . H ₂ O	Marrón rojizo
	Lepidocrocita	Hidróxido férrico	γ - Fe ₂ O ₃ . H ₂ O	Amarillento-Marrón rojizo
	Feroxydita	Hidróxido férrico	δ - Fe ₂ O ₃ . H ₂ O	Marrón rojizo
	Xanthosiderita	Hidróxido férrico	Fe ₂ O ₃ . 2H ₂ O	Marrón rojizo
	Esmeraldita	Hidróxido férrico	Fe ₂ O ₃ . 4H ₂ O	Marrón rojizo
	Turgita	Hidróxido férrico	2Fe ₂ O ₃ . H ₂ O	Marrón rojizo
	Limonita	Hidróxido férrico	2Fe ₂ O ₃ . 3H ₂ O	Amarillo rojizo
	Hidrogoethita	Hidróxido férrico	3Fe ₂ O ₃ . 4H ₂ O	Marrón rojizo
	Ferrihidrita	Hidróxido férrico	5Fe ₂ O ₃ . 9H ₂ O	Amarillo-Marrón

Ishida [72] estudió la aparición de desgaste ondulatorio en la superficie del carril ferroviario en un túnel submarino, además de analizar la capa superficial de óxido generada, la cual está influenciada por el ambiente del interior del túnel, el cual contiene en el ambiente sal marina y alta humedad. El tipo de óxido β-Fe₂O₃. H₂O que fue encontrado de la superficie del carril es el causante de la reducción del coeficiente de fricción.

En la investigación realizada por Suzumura [73] se demuestra que el método de difracción de rayos X es el método más efectivo para analizar el óxido de hierro generado en la superficie del carril, demostrando que tienen una gran influencia en la aparición del desgaste ondulatorio.

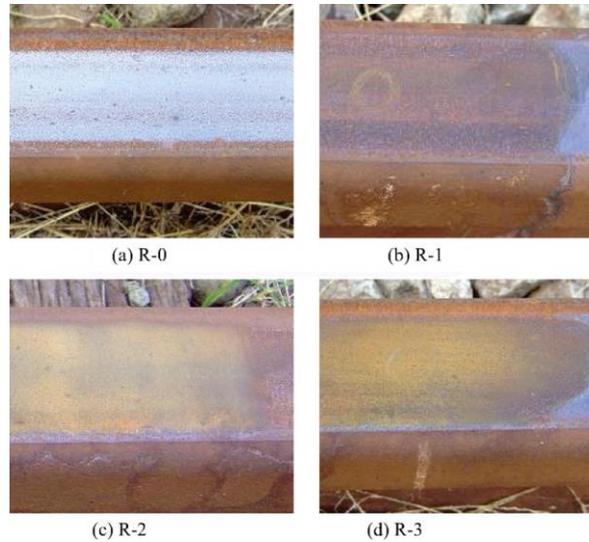


Fig. 2.18. Aparición de óxido en la superficie del carril

Además encontró que en condiciones de humedad y presencia de cloruro (Cl), se descubrió $\beta\text{-Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$, el cual tiene un gran impacto en la reducción del coeficiente de fricción.

En la figura 2.19 se muestra el método de difracción de rayos X para analizar el tipo de óxido de la superficie del carril.





Fig. 2.19. Difracción de Rayos X para analizar el óxido del carril a) vía en recta b) vía en curva

2.5.2. Ensayos tribológicos con la influencia de la temperatura y humedad

Los investigadores Lewis y Olofsson [74] descubrieron que las distintas condiciones atmosféricas permiten variaciones de los niveles de oxidación de la cabeza del carril. La investigación realizada consistió en analizar los efectos de estas variaciones atmosféricas y las condiciones de óxido en el rendimiento de los modificadores de fricción (MF). Para realizar este estudio se usó el ensayo pin-on-disc en cámara climática que permite los ensayos de los MF en diferentes niveles de humedad y temperatura, la mayor parte de la investigación analizó el rendimiento de estos MF en condiciones típicas de un túnel subterráneo (HR 70% y $T^{\circ} 10^{\circ}\text{C}$).

Los resultados mostraron que la humedad relativa tiene un gran efecto sobre la forma en la cual el MF afecta en los niveles de fricción y también en la cantidad de tiempo que permanece en el disco, lo cual también depende de la concentración de óxido en el MF. El desgaste oxidado existente entre la interfaz de la rueda y el carril se encuentra en la forma de partículas de desgaste de Fe_2O_3 (óxido rojo) o también puede producirse en pequeñas cantidades Fe_3O_4 (óxido negro).

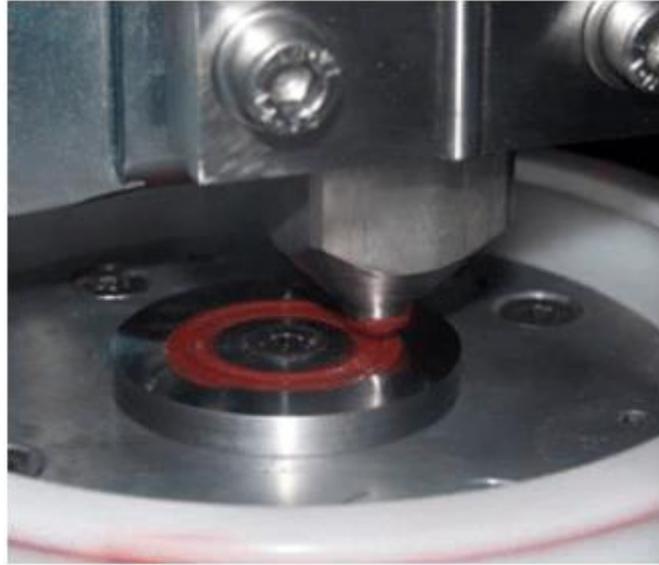


Fig. 2.20. MF mezclado con óxido rojo inicialmente pintado en el pin que luego se transfiere al disco.

Otra de las investigaciones utilizadas de referencia fue la realizada por Yi Zhu [78], el cual estudió la influencia de las condiciones ambientales (temperatura y humedad) y los óxidos de hierro sobre el coeficiente de fricción del contacto rueda-carril.

Los óxidos de Fe fueron creados previamente en una cámara climática antes de proceder a realizar los ensayos pin-on-disc, las muestras ensayadas fueron analizadas mediante difracción de Rayos X. Suzumura [73] fue el primero que adoptó el procedimiento de oxidación para los estudios de fricción del contacto rueda-carril.

Los resultados de los ensayos mostraron, que una vez que la superficie está muy oxidada, la fricción permanece alta independientemente de la temperatura y de la cantidad de agua. La investigación llegó a la conclusión que el óxido generado en la superficie, hematita ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$), tiende a aumentar el coeficiente de fricción, porque es duro y menos protector. Por otro lado, este efecto se contrarresta con los efectos de lubricación límite de la película de agua formada, que puede reducir el coeficiente de fricción. Cuando ninguno de los dos efectos es dominante, el coeficiente de fricción se estabiliza. Y por último la temperatura afecta significativamente a la fricción, especialmente cuando la temperatura es baja.



Fig. 2.21. Probetas pretratadas previamente en cámara climática.

En la investigación realizada por Olofsson y Sundvall [76] se estudió la influencia de la lubricación tanto natural como aplicada sobre el coeficiente de fricción en el contacto rueda-carril. El tribómetro pin-on-disc colocado en una cámara climática es usado como máquina de ensayo. Los resultados mostraron que el coeficiente de fricción disminuye cuando la humedad relativa aumenta, fenómeno que se acentúa cuando la hojarasca se usa como lubricante.

Mediante el uso de hoja del olmo como lubricante, el coeficiente de fricción se reduce en comparación con el caso sin lubricante. Sin embargo, el coeficiente de fricción disminuye aun más cuando se usa lubricante de carril.

Zhu [77] estudió la influencia de las condiciones ambientales, los óxidos de hierro y algunos contaminantes típicos en el invierno, tales como las hojas y la mezcla de glicol-agua (líquido anticongelante usado en la vías en invierno) sobre el coeficiente de fricción. Los resultados de fricción revelaron que los óxidos de hierro superficiales pueden prevenir la reducción de la fricción sobre todo a

baja temperatura. Además la presencia del contaminante glicol-agua reduce el efecto de las hojas sobre el coeficiente de fricción.

Otra investigación tomada como referencia fue la realizada por Lyu [78] que estudió la influencia de las condiciones ambientales y los óxidos de hierro sobre el comportamiento al desgaste del contacto rueda-carril. El proceso de oxidación fue adoptado en primer lugar por Suzumura [73] y más tarde por Zhu [77] para estudiar la fricción del contacto rueda-carril. La herrumbre y el óxido marrón que puede verse en la superficie del disco oxidado es de apariencia similar a la de los carriles expuestos al aire.

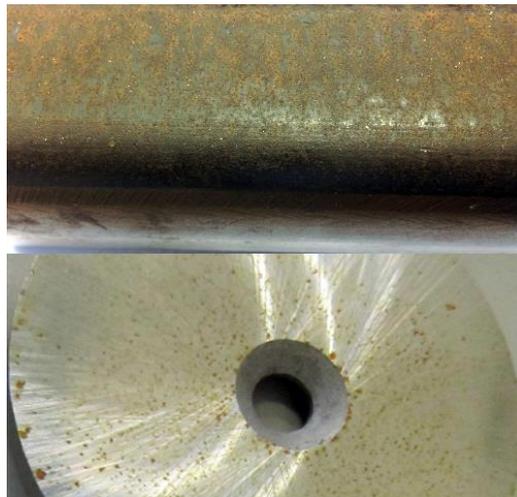


Fig. 2.22. El óxido generado sobre los discos es similar al de los carriles expuestos al aire.

Los resultados demostraron que bajo las condiciones de baja humedad (40% HR) predomina el desgaste adhesivo, el cual es cada vez más severo con la disminución de la temperatura. Sin embargo, se observó que a temperatura ambiente y humedad relativa alta (85% HR) el mecanismo de desgaste principal es el desgaste oxidativo. Por otro lado, muchas de las probetas experimentan una transformación del mecanismo de desgaste adhesivo al oxidativo con el aumento de la humedad relativa.

Chen [79] y otros analizaron la adherencia entre la interfaz rueda-carril, en particular en condiciones húmedas, centrándose en los efectos de la temperatura del agua y la rugosidad del material sobre la adherencia. Los ensayos fueron realizados con una configuración twin-disc utilizando diferentes temperaturas de agua y diversas superficies de rugosidad. Los resultados mostraron que el coeficiente de adherencia aumentó con el incremento de la temperatura del agua o el incremento de la rugosidad superficial.

En la investigación realizada por Samal [80] se estudió el comportamiento a la corrosión del acero de carril perlítico en ambiente marino y ácido. Las conclusiones obtenidas son que en el ambiente ácido se produce el incremento del límite elástico con el aumento de la tasa de corrosión, aunque por el contrario la resistencia mecánica decrece con el aumento de la corrosión. Sin embargo, en ambiente marino ambos límites elástico y resistencia mecánica decrece con el incremento de la tasa de corrosión.

Por lo tanto solamente en la investigación reciente realizada por Lyu [78], se ha comenzado a investigar la posible influencia de las condiciones ambientales y los óxidos de hierro en los mecanismos de desgaste, una línea de investigación acorde con el presente estudio, pero únicamente sobre los aceros ferroviarios convencionales y no sobre los aceros microaleados.

A pesar de que se ha encontrado numerosa evidencia bibliográfica que evalúa la humedad y la temperatura en el comportamiento tribológicos de los aceros de carril, se ha limitado únicamente a investigar la influencia que tiene sobre el coeficiente de fricción entre el contacto rueda-carril, y solamente el sucinto estudio mencionado en el párrafo anterior evalúa la influencia que la humedad y la temperatura tienen en los mecanismos de desgaste.

CAPÍTULO III – EXPERIMENTACIÓN

3.1. MATERIALES

3.1.1. Aceros de carril

Los carriles también se pueden clasificar como vimos en capítulos anteriores en función del grado del acero (composición química) y de sus propiedades mecánicas. En esta Tesis los aceros estudiados son los carriles de acero C-Mn y los carriles de acero microaleado.

El análisis químico para los diferentes carriles se debe realizar de acuerdo con la norma UNE-EN ISO 14284:2008 [81], que nos determina como tomar las muestras para la determinación de la composición química. La composición química se debe controlar en la fase líquida y sólida del acero, en la fase sólida se debe realizar en la posición de la probeta para el ensayo de tracción. Las composiciones químicas de cada uno de los aceros estudiados en esta tesis (microaleados y C-Mn) deben estar conformes con los requisitos de cada una de las normas utilizadas.

La Tabla 3.1 muestra la composición química de los aceros de carril (acero C-Mn y aceros microaleados) más utilizados en las infraestructuras ferroviarias según las distintas normas internacionales.

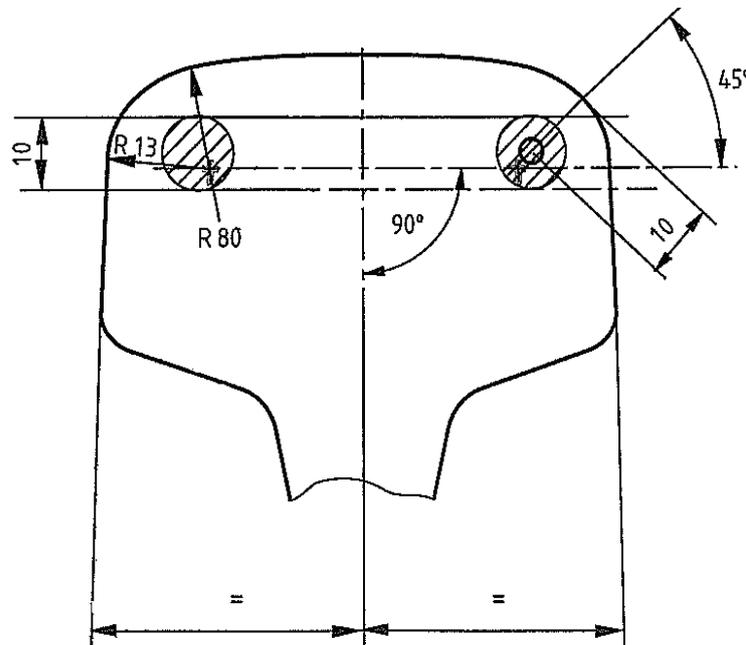


Fig. 3.1. Posición de la probeta para los controles de composición química.

Tabla 3.1. Composición química para los diferentes grados.

Acero	Norma	Grados	Composición química											
			%C	%Si	%Mn	%P máx.	%S máx.	%Cr	%Al máx.	%V	%Mo máx.	%Ni máx.	%Cu máx.	Nb máx.
C-Mn	UNE-13674	R260	0.60-0.82	0.13-0.60	0.65-1.25	0.03	0.03	≤0.15	0.004	0.03	0.02	0.1	0.15	0.01
Microaleado	UNE-13674	R320Cr	0.58-0.82	0.48-1.12	0.75-1.25	0.025	0.03	0.75-1.25	0.004	0.18	0.02	0.1	0.15	0.01
C-Mn	AREMA	Standard	0.74-0.86	0.10-0.60	0.75-1.25	0.02	0.02	0.3	0.01	0.01	0.06	0.25	0.3	-
C-Mn	GB2585	U74	0.68-0.79	0.13-0.28	0.70-1.0	0.03	0.03	0.15	-	≤0.030	0.02	0.1	0.15	≤0.010
Microaleado	GB2585	U71Mn	0.65-0.76	0.15-0.35	1.10-1.40	0.03	0.03	0.15	-	≤0.030	0.02	0.1	0.15	≤0.010
Microaleado	GB2585	U75V	0.71-0.80	0.50-0.80	0.70-1.05	0.03	0.03	0.15	-	0.04-0.12	0.02	0.1	0.15	≤0.010

En la tabla 3.1 podemos ver los rangos en los que se encuentra cada uno de los microaleantes (tanto por cierto en peso) requeridos por cada una de las normas internacionales para los grados de aceros más utilizados de los aceros microaleado y C-Mn.

Tabla 3.2. Propiedades mecánicas para los diferentes aceros.

Acero	Norma	Grados	Propiedades mecánicas		
			Resistencia a la tracción Rm mín. (Mpa)	Alargamiento A mín. (%)	Dureza (HBW)
C-Mn	UNE-EN 13674	R260	880	10	260-300
Microaleado	UNE-EN 13674	R320Cr	1080	9	320-360
C-Mn	AREMA	Standard	982	10	310
C-Mn	GB2585	U74	780	10	302-388
Microaleado	GB2585	U71Mn	880	9	302-388
Microaleado	GB2585	U75V	980	9	302-388

Las propiedades mecánicas de cada uno de los aceros de carril dependen de la composición química de los mismos. Para determinar el límite elástico, la resistencia a la tracción y el alargamiento se realiza el ensayo de tracción, donde la posición de la probeta de tracción es la misma que la utilizada para realizar los controles de la microestructura (Fig. 3.1). Los ensayos de dureza Brinell se realizan de acuerdo con la norma EN ISO 6506-1 [82], donde solamente es necesario ensayar en la superficie de rodadura (SR). Los resultados medidos deben cumplir con los requisitos dados en la Tabla 3.2 para el grado de acero correspondiente.

El principal problema es el amplio rango dentro del cual están comprendidos todos los porcentajes de cada uno de los microaleantes de los aceros microaleados, que puede provocar que aceros del mismo grado tengan propiedades mecánicas diferentes. Razón por la cual el carril de acero microaleado chino tengan propiedades mecánicas diferentes del carril de acero microaleado americano, a pesar de estar los dos conformes con los requerimientos de las normas internacionales. Por eso es muy necesario conocer el porcentaje de cada uno de los microaleantes que constituyen el carril de acero microaleado utilizado, porque tiene una gran influencia sobre las propiedades del carril, y como consecuencia de ello, sobre sus condiciones de uso.

En la tabla 3.3 se muestra los principales carriles de acero microaleado que se están comenzando a utilizar en algunos países.

Tabla 3.3. Composición química para los diferentes aceros microaleados.

País de utilización	Grados de acero	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%V	%Mo	%Ni	%Cu
India [62]	Cu-Mo	0.69	0.19	1.16	0.024	0.022	-	-	0.18	-	0.24
India [62]	Cr-Cu-Ni	0.71	0.35	1.15	0.027	0.026	0.59	-	-	0.2	0.4
India [62]	Cu-Mo	0.69	0.19	1.16	0.024	0.022	-	-	0.18	-	0.24
India [58]	Cr-Cu-Ni	0.71	0.35	1.15	0.027	0.026	0.59	-	-	0.2	0.4
India [58]	Cr-Cu-Ni-Si	0.7	0.56	1.09	0.027	0.023	0.53	-	-	0.2	0.39
China [30]	U75V	0.796	0.566	0.7	≤0.030	≤0.030	-	0.12	-	-	-
China [30]	U71Mn	0.71	0.25	1.41	≤0.030	≤0.030	-	0.04	-	-	-
China [61]	U75V	0.793	0.712	0.771	0.014	0.07	-	-	-	-	-
China [61]	U71Mn	0.736	0.282	1.4	0.03	0.04	-	-	-	-	-
EE.UU [56]	Premium	0.7	-	1.0	0.005	-	Los valores de Ni, Cr, Mo, V, Al, Cu, Nb y N son porcentajes confidenciales.				
		0.90	-	1.10	0.007	0.003					

En la tabla 3.4 podemos observar que los aceros microaleados en función de su composición química tienen diferentes propiedades mecánicas.

Tabla 3.4. Propiedades mecánicas para los diferentes aceros microaleados.

Acero	País de utilización	Propiedades mecánicas		
		Límite elástico YS (Mpa)	Resistencia a la tracción Rm (Mpa)	Alargamiento A (%)
Cu-Mo	India [62]	556	964	16
Cr-Cu-Ni	India [62]	699	1105	13
Cu-Mo	India [58]	556	964	16
Cr-Cu-Ni	India [58]	540	915	11
Cr-Cu-Ni-Si	India [58]	531	1036	13
U75V	China [30]	644	1077	10
U71Mn	China [30]	552	964	13
U75V	China [61]	-	≥ 1000	-
U71Mn	China [61]	-	≥ 900	-
Premium	EE.UU. [56]	-	1200	10

La conclusión que podemos extraer es que para el estudio de aceros microaleados es muy necesario conocer su composición química y la proporción de microaleantes que posee, ya que tiene una gran influencia sobre las propiedades mecánicas del acero del carril.

Para esta Tesis se comparan dos tipos de materiales diferentes, acero de carril C-Mn (calidad R260 estándar) utilizado habitualmente y el nuevo acero de carril microaleado de nueva fabricación en Europa. En las tablas 3.5 y 3.6 se comparan su composición química y sus principales características mecánicas según su norma de aplicación. La fuente consultada es la página corporativa de Arcelor Mittal [83].

Tabla 3.5. Composición química.

Norma	Grados de acero	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Nb	%V	%Cr	Max.H (ppm)
EN 13674-1 2012	R260	0.62	0.7	0.15	Max	Max	Max	Max		
		0.75	1.7	0.6	0.025	0.025	0.01	0.030	≤0.15	2.5
ArcelorMittal	Microaleado	0.74	0.80	Max	Max	0.01				
		0.82	1.30	0.50	0.025	0.025	-	-	-	2.0

Tabla 3.6. Propiedades mecánicas.

Norma	Grados de acero	O _y (MPa)	R _m (Mpa)	Min A5 %	Dureza (HB)
EN 13674-1 2012	R260	-	min 880	10	260 - 300
ArcelorMittal	Microaleado	-	min 1040	9	320 - 360

Las normas internacionales para estos grados de carril utilizados, no especifica ningún valor límite para el límite elástico, sin embargo, si los especifica para la resistencia a la tracción, alargamiento en rotura y la dureza de la superficie de rodadura.

Los valores de la dureza reales de la superficie de rodadura de los carriles estudiados en la presente Tesis fueron obtenidos de los certificados de calidad suministrados por el fabricante.

Tabla 3.7. Dureza de la superficie de rodadura de los aceros estudiados, suministrada por el fabricante.

Muestra	Perfil carril	SR Dureza (HB)
R260	54E1	287
Microaleado	115RE	334

3.1.2. Probetas

Los aceros de carril usados para esta experimentación fueron obtenidos de los perfiles de carril UIC54 (54E1) y 115RE (TR57). Estos perfiles de carril han sido diseñados de acuerdo con la norma europea UNE-EN 13674-1: 2012 y la norma americana AREMA, respectivamente. Los discos y los pines para su uso como probetas de los ensayos desgaste fueron mecanizadas desde el carril de acero microaleado (perfil 115RE) y el carril de acero C-Mn de grado R260 (perfil 54E1).

Los ensayos de desgaste se realizaron en un tribómetro CETR UMT3 completamente automatizado usando una configuración pin-on-disc. Las parejas tribológicas ensayadas estaban formadas por pines de acero R260 y microaleados (representando al carril) y discos de acero R260 (representando a la rueda). La selección del acero de grado R260 como material de la rueda se debe a sus similares propiedades mecánicas respecto al material convencional utilizado en la fabricación de las ruedas [43]. La figura 3.2 muestra donde se han extraído las probetas de acero de ambos tipos de carril estudiados.

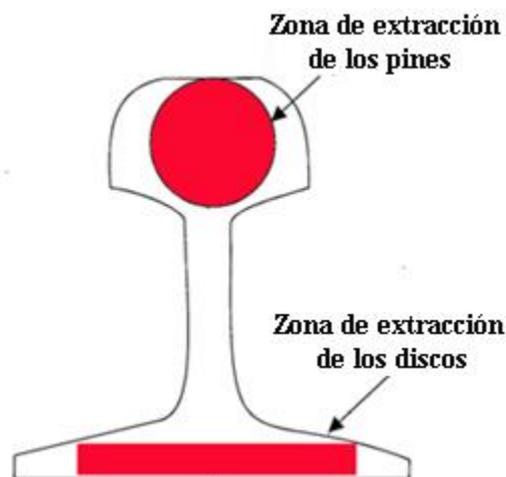


Fig. 3.2. Zona de extracción de las probetas.

Los discos de 69.85 mm de diámetro y 6.60 mm de espesor fueron extraídos del pie del perfil del carril UIC54 (grado R260). Los pines de 6.3 mm de diámetro y 18.8 mm de longitud fueron extraídos de la cabeza de los perfiles de los carriles: 115RE (microaleado) y UIC54 (grado R260). Todas las probetas han sido mecanizadas con una rugosidad superficial $R_q = 0.5 \mu\text{m}$, de acuerdo a las dimensiones facilitadas por el fabricante del tribómetro mostradas en la figura 3.3.

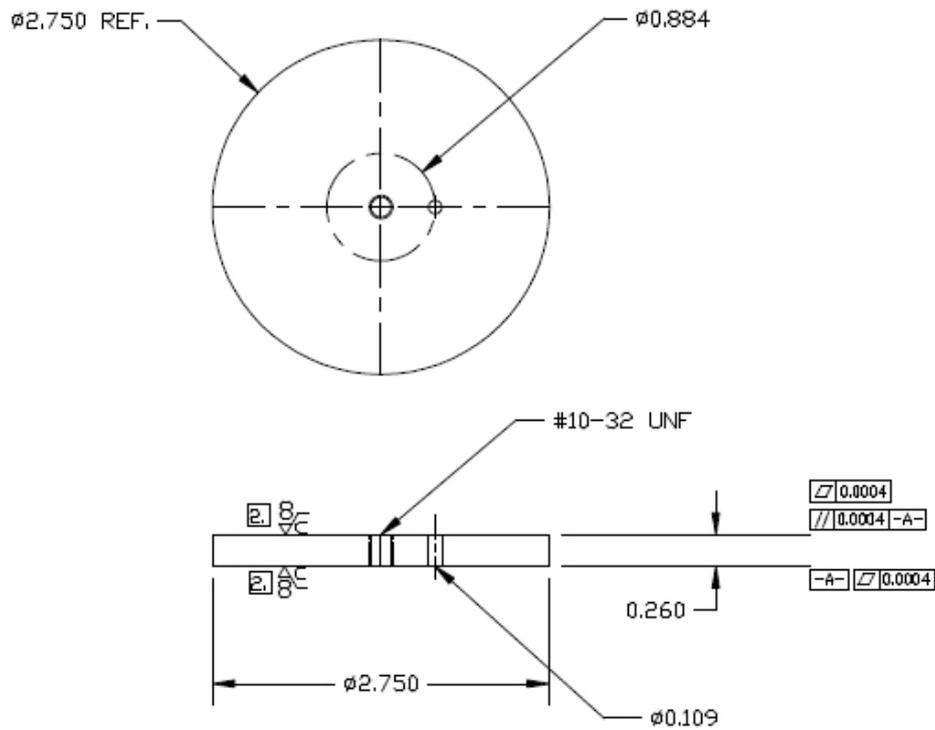


Fig. 3.3. Plano de mecanización de los discos (cotas en pulgadas).



Fig. 3.4. Imagen de la probeta de acero R260 que representa a la rueda.



Fig. 3.5. Imagen de la probeta de acero R260 y microaleado que representan al carril.

3.2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.2.1. Propiedades de los aceros

a) Análisis químico

Para el análisis químico, se extrajeron muestras de la cabeza de los carriles en la posición que indica la norma UNE-EN 13674 (figura 3.1) con objeto de realizar su análisis químico mediante un espectrómetro de emisión atómica con fuente de chispa SPECTRO (spectroLAB). El contenido de niobio se midió en un espectrómetro de fuente de plasma ICP, VARIAN (VISTA-PRO), tras haber obtenido virutas del material y para el análisis del carbono y nitrógeno se extrajeron pines y se midieron en analizadores específicos LECO CS225 y TCH600.

b) Ensayo de dureza

Las medidas de la dureza Brinell fueron tomadas sobre la superficie de cada una de las muestras de la cabeza de cada uno de los carriles según la norma UNE-EN ISO 6506-4:2007 [82] usando el durómetro HOYTOM 1003A.

El cálculo de la dureza Brinell, consiste en hacer penetrar en la superficie de la muestra del carril, una bola de carburo wolframio, de diámetro 10 mm con una fuerza P de 3000 Kg-f, y medir el diámetro de la huella producida tras retirar la carga, que se ha mantenido aplicada durante 15 segundos.

En la siguiente figura 3.6 podemos ver el durómetro utilizado para el cálculo de la dureza sobre cada una de las muestras.

Los valores de la dureza de la superficie de rodadura fueron obtenidas de los certificados de calidad suministrados por el fabricante. Para la evaluar de la variación de la dureza en el eje de la superficie de rodadura, se realiza medidas de dureza en intervalos espaciados 25 mm sobre el eje de la superficie de rodadura. Antes de realizar los ensayos se eliminó por amolado, en cada muestra, un espesor superficial de 0.5 mm.



Fig. 3.6. Durómetro Hoytom 1003A utilizado sobre las muestras del carril.

c) Ensayo de tracción

El ensayo de tracción sirve para medir la deformación (alargamiento) de la probeta entre dos puntos fijos de la misma medida a medida que aumenta la carga aplicada, y se representa gráficamente en función de la carga aplicada dividida por la sección de la probeta, siendo uno de los ensayos más importantes porque permite determinar las propiedades mecánicas de los materiales. El ensayo consiste en someter una pieza de forma cilíndrica o prismática de dimensiones normalizadas (estándar) a un esfuerzo de tracción continuo.

En general, la curva tensión-deformación así obtenida presenta dos zonas diferenciadas:

Deformaciones elásticas: Se caracteriza porque al cesar las tensiones aplicadas, los materiales recuperan su longitud inicial (l_0). El coeficiente de proporcionalidad entre la tensión y la deformación se denomina módulo de elasticidad o de Young y es característico del material.

Deformaciones plásticas: Una vez rebasada la tensión límite elástica y, aunque dejemos de aplicar la tensión de tracción, el material ya no recupera su longitud inicial y será mayor que l_0 , quedando deformada permanentemente. Las deformaciones en esta región son más acusadas que en la zona elástica.

Llegado un punto del ensayo, las deformaciones se concentran en la parte central de la probeta apreciándose una acusada reducción de la sección de la probeta (estricción), momento a partir del cual las deformaciones continuarán acumulándose hasta la rotura de la probeta por esa zona.

Se realizaron los ensayos de tracción de acuerdo con la norma UNE-EN 10002-1 [84] sobre probetas cilíndricas extraídas de la cabeza de ambos carriles en la posición que indica la norma UNE-EN 13674. Para la ejecución del ensayo de tracción se utilizó una máquina de ensayos universales Instron de 100 kN de capacidad de carga. La velocidad de ensayo fue de 1 mm/min en la zona elástica y, una vez alcanzado el límite elástico, de 21 mm/min en la zona plástica hasta la rotura. La posición de la probeta de tracción es la misma que la utilizada en la figura 3.1 para realizar el análisis químico.

Para realizar el ensayo de tracción se debe mecanizar una probeta de tracción cilíndrica tal y como se muestra en la figura 3.7, de acuerdo con la Norma EN 10002-1, con las siguientes dimensiones:

- diámetro: 10 mm;
- sección inicial: 78,5 mm²;
- longitud inicial entre referencias: 50 mm;
- longitud mínima de la parte calibrada: 55 mm.

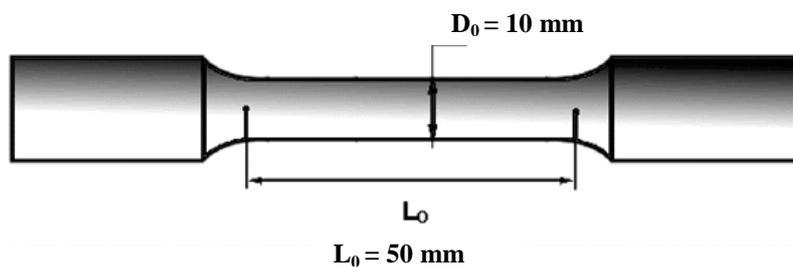


Fig. 3.7. Probeta cilíndrica de tracción.

Los parámetros obtenidos del ensayo de tracción son los siguientes:

Límite elástico (O_y): Es la tensión máxima que un acero puede soportar sin sufrir deformaciones permanentes. En muchos casos como es el caso de los aceros de carril, las probetas de tracción se caracterizan por fallar ante deformaciones pequeñas, y a menudo fallan cuando aún cuando se encuentran deformándose de manera elástica lineal, y por lo tanto no poseen un límite elástico definido. En tales casos, la posición de este punto no puede ser determinada con precisión, por este motivo se ha establecido un método por el cual se traza una línea recta paralela a la línea elástica del diagrama de la tensión-deformación desplazada por una determinada deformación, usualmente 0.002.

Carga de rotura o resistencia a tracción (R): Es la máxima tensión que un acero puede soportar antes que se produzca la estricción, que se produce cuando la sección transversal de la probeta se comienza a contraer significativamente.

Alargamiento de rotura (A₅): Incremento de longitud que ha sufrido la probeta, lo que se corresponde con el mayor alargamiento plástico alcanzado por ella. Se mide entre dos puntos cuya posición está normalizada y se expresa en tanto por ciento. Este es el parámetro que indica la capacidad de deformación del acero, y se mide como el alargamiento después de la rotura medido sobre una longitud inicial de probeta igual a 5Ø.

d) Caracterización microestructural

Para la caracterización microestructural, las probetas del material también se extrajeron de la cabeza del carril tanto en sentido transversal como en dirección longitudinal (plano longitudinal-vertical). Estas muestras se embutieron en resina protectora de bordes y se desbastaron y pulieron con pasta de diamante para su observación microscópica, tanto en estado de pulido (estudio de las inclusiones), como tras ataque con Nital 2% (estudio de su microestructura). Para su caracterización microestructural se usó un microscopio óptico (Nikon EIPHOT 200) y un microscopio electrónico de barrido (JEOL 5600) del departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Universidad de Oviedo.



Fig. 3.8. Microscopio óptico Nikon EIPHOT 200.



Fig. 3.9. Equipos de preparación metalográfica.

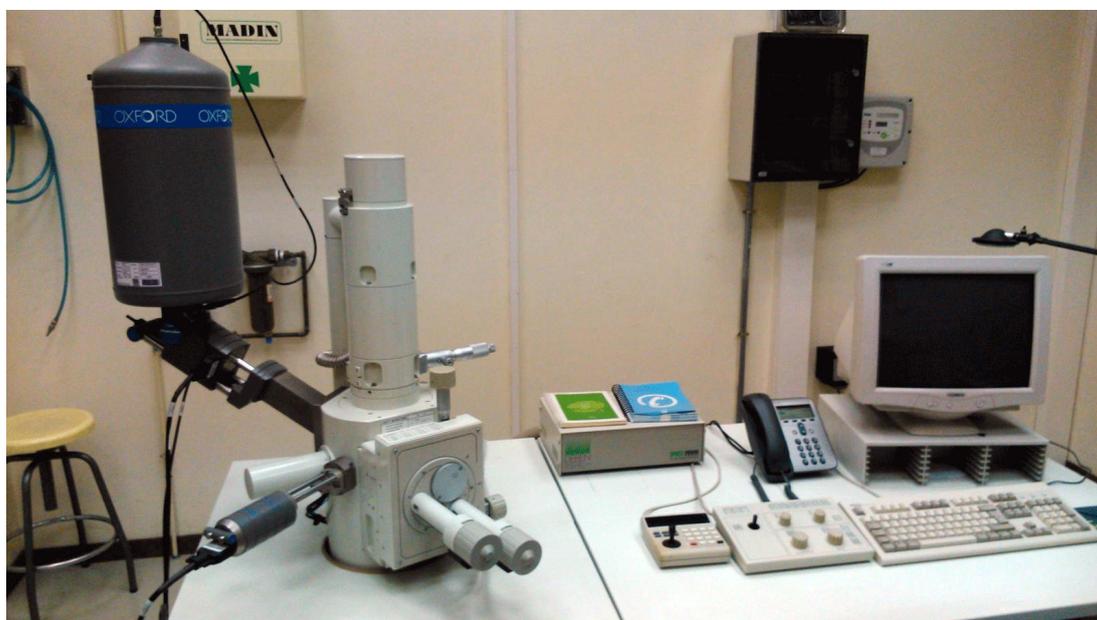


Fig. 3.10. Microscopio electrónico de barrido JEOL 5600.

d.1) Análisis morfológico de la Perlita

El espaciado interlaminar es el parámetro fundamental que sirve para caracterizar morfológicamente la microestructura perlítica, el cual es difícil de determinar debido a las variaciones en el espaciado de las diferentes colonias de perlita y a las diferentes orientaciones de las láminas con el plano de corte metalográfico.

Underwood [85] recomienda como mejor método para determinar el espaciado interlaminar de la perlita, calcular el espaciado interlaminar real medio, σ_0 , o distancia perpendicular entre dos láminas consecutivas de cementita o de ferrita, a partir de la estimación del espaciado interlaminar aleatorio medio, σ_r .

Para medir σ_r se supone una rejilla circular de diámetro, d_c , sobre una micrografía de la perlita realizada con unos aumentos, M , y se cuenta el número de intersecciones de láminas de cementita, n , con la circunferencia (Figura 3.11). Este procedimiento se repite en seis campos diferentes de la micrografía y en 10 micrografías diferentes de cada muestra elegidas aleatoriamente. El espaciado interlaminar aleatorio medio vendría dado por la siguiente fórmula.

$$\sigma_r = (\pi d_c / M) / n \quad [1]$$

Donde n sería el número de láminas de cementita intersectadas aleatoriamente por una circunferencia de longitud $\pi d_c / M$.

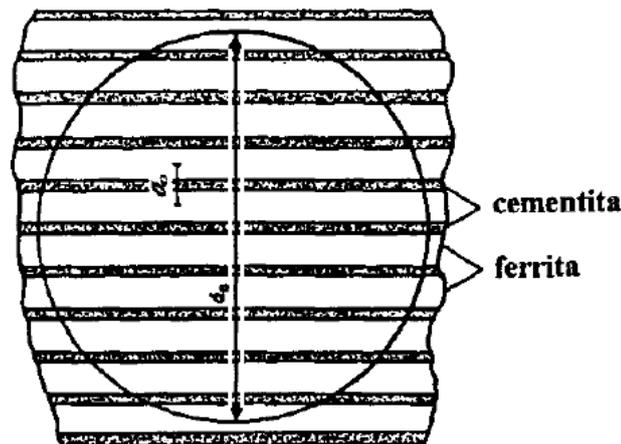


Fig. 3.11. Esquema que ilustra la intersección de una colonia de perlita y una rejilla circular.

Saltykov [86] demostró que para la perlita con un espaciado interlaminar constante en cada colonia, el espaciado interlaminar real medio está relacionado con el espaciado interlaminar aleatorio medio, calculándolo de la siguiente forma:

$$\sigma_0 = \sigma_r / 2 \quad [2]$$

3.2.2. Fricción y desgaste

a) Introducción y aspectos conceptuales. Mecanismos de desgaste

El proceso de desgaste, puede definirse como una pérdida de material de la interfase de dos cuerpos, cuando se les ajusta a un movimiento relativo bajo la acción de una fuerza normal.

En dicho proceso el material puede ser removido de la superficie y expulsado fuera de la región de contacto. También puede ser transferido a la otra superficie y quedarse adherido a ella o romperse y generar partículas de desgaste que puede quedar, en parte, atrapadas en el contacto. La evolución de la fricción está vinculada al desgaste, aunque su relación no es bien entendida.

En un buen diseño tribológico, la pérdida de material es un proceso muy lento, pero es estable y continuo. Clasificar los tipos de desgaste que se pueden presentar en un material suele ser difícil, debido a que el desgaste o resistencia al desgaste no es una propiedad intrínseca del material, como lo es la resistencia mecánica o la dureza.

La clasificación del desgaste toma dos aspectos en consideración: el primero es basado en como ocurre el desgaste en las piezas o componentes, como pueden ser picaduras, degradación, y estriación. El segundo aspecto, mayormente utilizado, toma en consideración las bases del mecanismo o acción tribológica.

Para prevenir y combatir el desgaste se recomienda o es conveniente:

- Mantener baja la presión de contacto.
- Mantener baja la velocidad de deslizamiento.
- Mantener lisas las superficies de rodamientos.
- Usar materiales duros.
- Asegurar bajos coeficientes de fricción.

- Usar lubricantes.

La introducción del lubricante reduce sustancialmente el coeficiente de fricción, mejorando la situación de degradación de las superficies que aparece en la fricción seca, pero no supone la desaparición total del desgaste.

Elementos interactuantes	Tipo de movimiento relativo		Tipos de desgaste
Sólido/Sólido(metales, polímeros, minerales, etc.) con o sin lubricantes		Deslizamiento	Desgaste por deslizamiento
		Rodadura	Desgaste por rodadura
		Impacto	Desgaste por impacto
		Oscilación	Desgaste por fretting
Sólido/Fluido		Flujo	Desgaste por cavitación
Sólido/Fluido + Partículas		Flujo	Erosión por fluido

Fig. 3.12. Clasificación del desgaste atendiendo al tipo de movimiento relativo [87].

a.1) Desgaste adhesivo

El desgaste adhesivo, también llamado desgaste por fricción o deslizante, es una forma de deterioro que se presenta entre dos superficies en contacto deslizante. Este desgaste es el segundo más común en la industria y ocurre cuando dos superficies sólidas se deslizan una sobre la otra bajo presión. El aspecto de la superficie desgastada será de ralladuras irregulares y superficiales.

El desgaste adhesivo tiene lugar cuando una superficie se adhiere a otra, produciéndose la rotura de uno de los materiales como consecuencia del movimiento relativo.

En el desgaste adhesivo las dos superficies que se encuentran en contacto, se adhieren fuertemente mediante fuerzas de adhesión físicas (fuerzas de atracción de Van der Waals y electrostáticas) y químicas (intercambio de electrones y átomos, reacciones metálicas y covalentes) [88].

Un deslizamiento producirá un desprendimiento de material de la superficie más suave. Si el material es dúctil, la deformación que se produce antes de la separación de la partícula es mucho mayor, la partícula que ha sido separada de la aspereza puede permanecer unida a la otra aspereza como material transferido de una superficie a otra o puede ser liberada como partícula de desgaste.

La presión de contacto y la temperatura que causa la fricción en las pequeñas áreas reales de contacto generan microsoldaduras en esos puntos. Los metales similares sueldan con cierta facilidad, por lo que son más susceptibles de sufrir desgaste adhesivo.

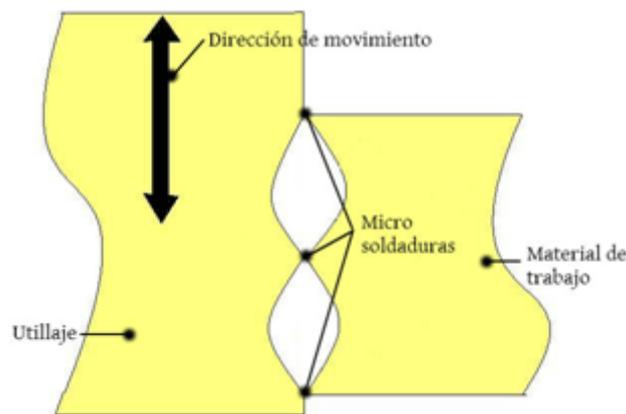


Fig. 3.13. Desgaste adhesivo.

Los puntos de contacto (Fig. 3.13), proyecciones microscópicas o la aspereza de la unión en la interfase donde ocurre el deslizamiento debido a los altos esfuerzos localizados, llevan a que las fuerzas de deslizamiento fracturen la unión, desgarrando al material de una superficie y transfiriéndolo a otra, lo que puede ocasionar posteriormente mayor daño.

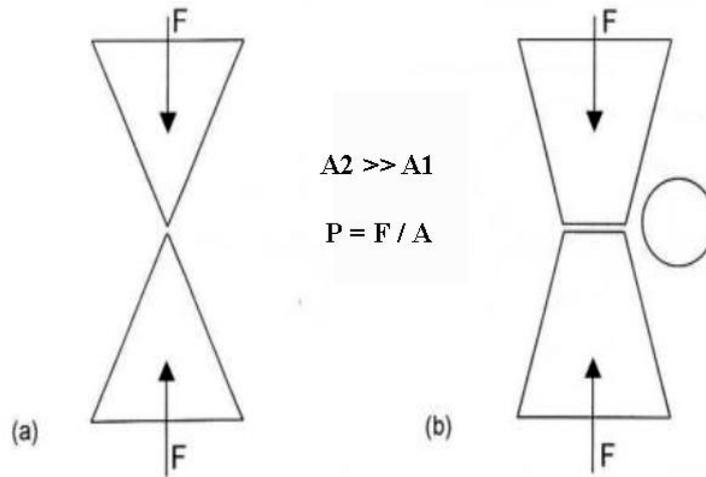


Fig. 3.14. Mecanismo de adhesión al ser deformadas plásticamente las asperezas. (a) Presión de contacto muy alta debido a la pequeña área de contacto. (b) La partícula es deformada plásticamente aumentando su área de contacto.

a.2) Desgaste abrasivo

El desgaste por abrasión, que es el más común en la industria, se define como la acción de corte de un material duro y agudo a través de la superficie de un material más suave. Tiende a formar ralladuras profundas cuando las partículas duras penetran en la superficie, ocasionando deformación plástica y/o arrancando virutas.

Existen dos tipos o dos formas básicas de abrasión: abrasión por desgaste de dos cuerpos y abrasión por desgaste de tres cuerpos.

Abrasión de dos cuerpos: El desgaste es causado por rugosidades duras pertenecientes a una de las superficies en contacto. Esto crea surcos paralelos en la dirección del movimiento, similar a un proceso de lijado convencional. Una abrasión suave con partículas finas puede causar un pulido satinado, con apariencia mate o pulida. Esto se puede evitar con una mejora en filtración, lavado y sello para evitar el ingreso de partículas pequeñas. Un ejemplo de esto es el pulido de una muestra mediante el uso de lijas.

Abrasión de tres cuerpos: El desgaste es provocado por partículas duras sueltas entre las superficies que se encuentran en movimiento relativo, un ejemplo de esto es el caso de desgaste sufrido por las mandíbulas de una trituradora al quebrar la roca.

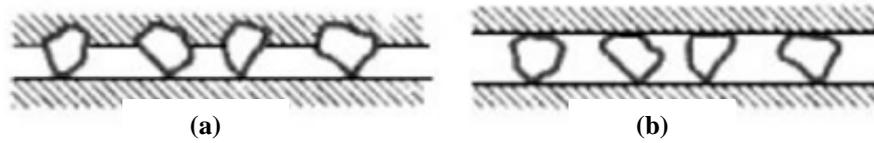


Fig. 3.15. Desgaste abrasivo a) de 2 cuerpos b) de tres cuerpos.

a.3) Desgaste corrosivo

Se define como un proceso en que se producen reacciones químicas o electroquímicas del material con el medio ambiente, en combinación con algunos de los procesos mecánicos de desgaste existentes.

El desgaste corrosivo ocurre en una combinación de desgaste (abrasiva o adhesiva) y de un ambiente corrosivo. El índice de pérdida material puede ser muy alto debido a que los productos sueltos o poco cohesionados de la corrosión se desprenden fácilmente por el desgaste y se revela continuamente el metal fresco, que alternadamente puede volverse a corroer rápidamente [89].

El desgaste corrosivo es explicado en dos etapas:

1. Formación de una película de óxido en la superficie. Esta película de óxido puede operar como lubricante, aunque en muchos materiales esto no es posible, ya que dicha película es muy frágil.
2. Al ser esta capa de óxido frágil queda expuesta a los fenómenos de deslizamiento del sistema tribológico, siendo esta removida entonces por efecto de abrasión o adhesión.

El índice de desgaste de una superficie corroída es a menudo más elevado que el de una superficie no corroída. La corrosión de una superficie desgastada puede asimismo ser más elevada que la de una superficie no desgastada.

En la Fig. 3.16 podemos ver la relación existente entre la corrosión y el desgaste.

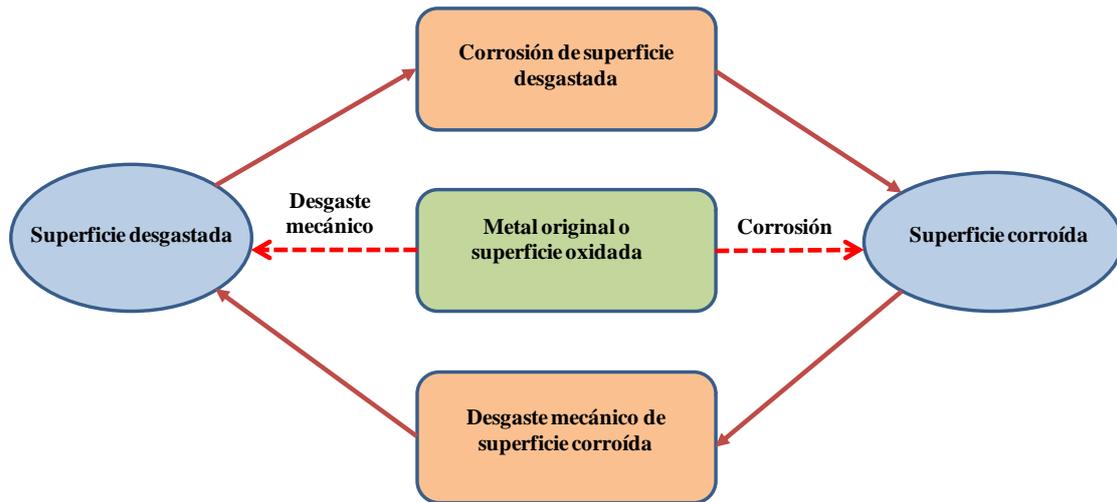


Fig. 3.16. Relación entre corrosión y desgaste [90].

El desgaste oxidativo se presenta en superficies metálicas bajo deslizamiento sin lubricación o poca lubricación, en presencia de aire u oxígeno. El calor por la fricción en contacto deslizante, en presencia de oxígeno provocan la oxidación acelerada.

El desgaste oxidativo también se puede presentar bajo sistemas de deslizamiento lubricados, en donde el espesor de la película del lubricante se encuentre por debajo de los valores de la rugosidad de las superficies en contacto.

a.4) Desgaste por fatiga

El desgaste por fatiga se produce cuando dos superficies metálicas móviles (el movimiento puede ser de deslizamiento o de rodadura) hacen contacto bajo cargas cíclicas. La fatiga de contacto se debe a la aparición de transformaciones microestructurales localizadas que conducen al daño de las superficies.

Los repetidos ciclos de carga y descarga a los cuales los materiales son expuestos pueden inducir la formación de grietas superficiales y subsuperficiales, que después de un número crítico de ciclos resultarán en la rotura de la superficie, produciendo picaduras o astillamiento (desconchamiento).

Dos tipos de contacto:

Contacto por deslizamiento:

Cuando dos superficies se deslizan una contra otra, se desarrollan tensiones que pueden causar la aparición de grietas en la superficie. A medida que las grietas se extienden y se unen, se desprende algo de material superficial y se forman picaduras.

Como ejemplo de este caso tenemos unos cojinetes de rodamiento y ruedas dentadas en su punto de contacto. Aquí, el mecanismo principal de falla es la aparición y propagación de grietas después que las superficies han almacenado una determinada deformación plástica.



Fig. 3.17. Picaduras sobre cojinetes originadas por fatiga.

Contacto por rodadura:

El contacto por rodadura hace flexionar la superficie produciendo tensiones de cortadura en el interior del material. Las grietas suelen comenzar en una inclusión interna y crecen hacia la superficie. Esto permite que trozos grandes de material se separen del componente, un proceso que se llama desconchado o astillamiento.

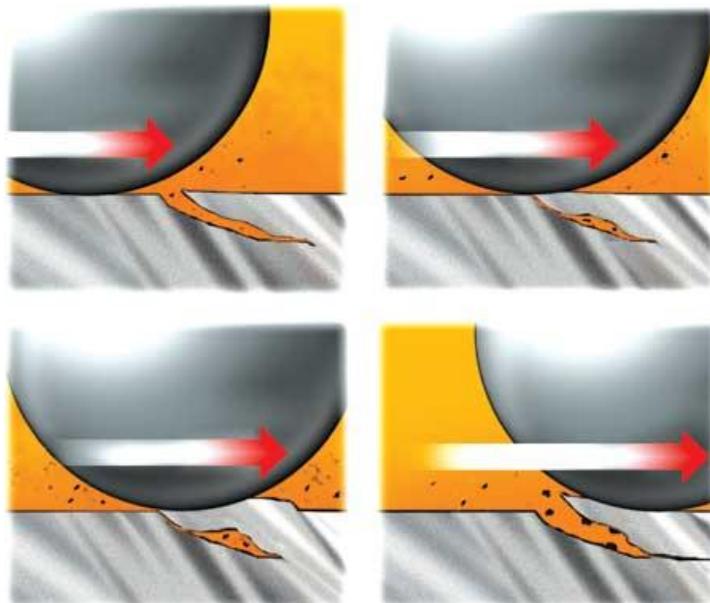


Fig. 3.18. Desgaste por fatiga con contacto por rodadura.

a.5) Parámetros que influyen en el desgaste

El proceso de desgaste (ya sea de un tipo u otro) representa un sistema complejo donde simultáneamente actúan varios factores de forma muy interrelacionada, entre los que destacan:

Factores que favorecen el desgaste:

- Disimilitud de las propiedades del par de materiales en contacto (dureza, composición química, acabado superficial...).
- Presencia de terceros cuerpos (partículas de desgaste, óxidos, productos de degradación de lubricantes, polvo, gas, vapores agresivos...).
- Carga demasiado grande.
- Lubricación insuficiente o de mala calidad: Las superficies metálicas no estarán separadas en condiciones de carga normal. Si se trabaja con una lubricación insuficiente se aumenta la tensión por contacto entre las superficies.
- Mal alineamiento: El mal alineamiento aumenta las cargas de deslizamiento y de rodadura en la zona de contacto.
- Problemas de diseño o de fabricación: Si los componentes no tienen la fortaleza necesaria para soportar cargas normales, hay que pensar en un problema en el diseño o en el proceso de fabricación.

Contando todos estos factores se puede reducir o controlar el desgaste, pero no se puede eliminar por completo. Desde que el desgaste comenzó a ser un tópico importante y que necesitaba ser estudiado y entendido, comenzaron a aparecer en los libros de diseño y en la mente de los diseñadores, ideas sencillas de cómo prevenirlo o combatirlo. Entre esas ideas se tienen:

1. Mantener baja la presión de contacto.
2. Mantener lisas las superficies de rodamientos.
3. Usar materiales duros.
4. Asegurar bajos coeficientes de fricción.
5. Usar lubricantes.

b) Procedimiento experimental: Ensayos tribológicos para altas cargas

El ensayo de desgaste pin-on-disc está diseñado de acuerdo con la norma ASTM G99-95 (2000) [91] (Fig. 3.19), que al igual que ocurre con el ensayo pin-on-disc, el método ensayo ball-on-disc también se encuentra descrito en la norma anterior. En la figura 3.19 se representa el esquema de ensayo desgaste pin-on-disc.

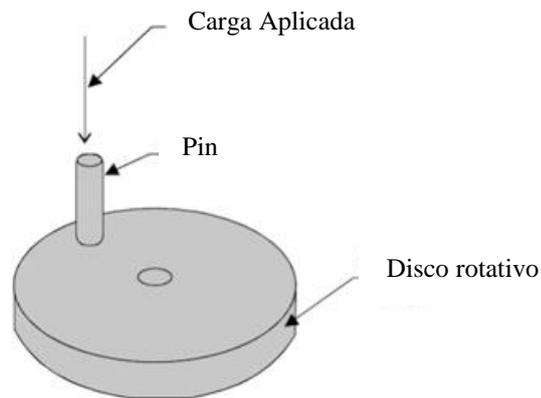


Fig. 3.19. Configuración pin-on-disc [32].

Los ensayos de desgaste fueron realizados en un tribómetro CETR UMT-3 totalmente computerizado con una configuración pin-on-disc (Fig. 3.20).

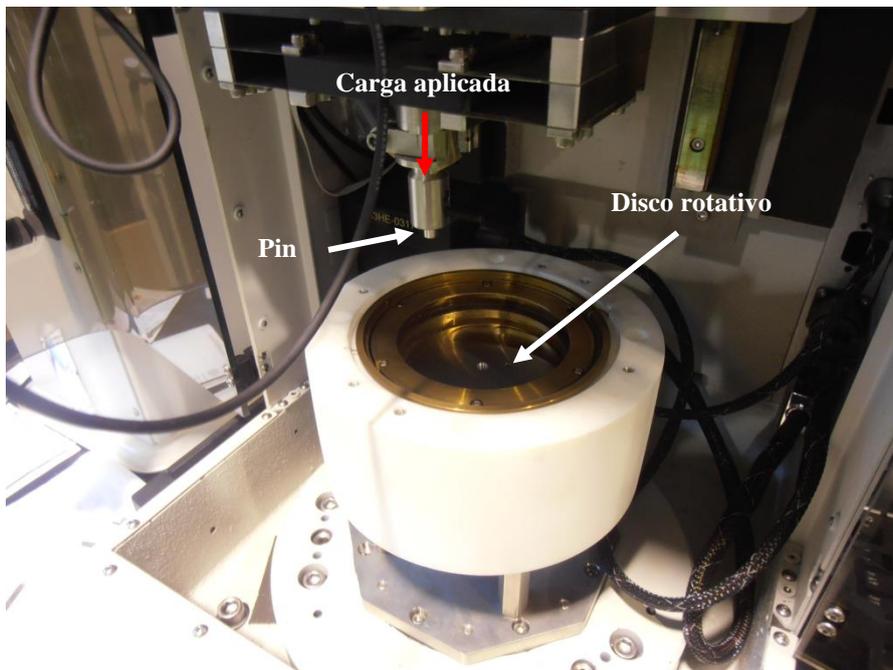


Fig. 3.20. Configuración pin-on-disc.

Los resultados de una reciente investigación realizada por Windarta y Baharom [92] donde se estudiaba la tasa de desgaste de los materiales de carril y de la rueda en contacto deslizante seco usando el método pin-on-disc avalan la metodología de investigación planteada en este trabajo, porque que los resultados obtenidos con la configuración pin-on-disc están de acuerdo con los resultados obtenidos con la configuración twin-disc de investigaciones previas.

Este método de ensayo consiste en un pin que se desliza contra un disco giratorio. La carga es aplicada verticalmente hacia abajo mediante un carro accionado por un motor, el cual usa un sensor de fuerza/carga y un resorte para mantener una carga constante. La norma ASTM G99-95 (2000) no especifica los parámetros del ensayo como: la velocidad, la carga o la duración del mismo, pero sí que especifica la precisión de medida requerida para evaluar el desgaste.

Este equipo permite simular contactos tribológicos reales de aplicaciones mecánicas de uso habitual. En la actualidad este tribómetro se utiliza para pruebas tribológicas comunes realizadas por industrias tradicionales (petróleo, aeroespacial, automotriz, textil, etc.). Los parámetros que podemos variar para la realización de ensayos con este tribómetro son: presión (carga), temperatura (hasta 150°C), velocidad, tipo de lubricación, humedad relativa, distancia deslizada (tiempo, ciclos), en total 6 parámetros. Durante la realización de los ensayos se mide en tiempo real el coeficiente de fricción, la distancia deslizada, etc.

A la vista de todo lo visto anteriormente, podemos concluir que la metodología pin-on-disc planteada en este trabajo, es representativa del desgaste real de los carriles a coste y tiempo muy inferior que la metodología de ensayo a gran escala, y que nos permite estudiar el comportamiento tribológico de los aceros ferroviarios a unos costes mucho más bajos y de una forma mucho más rápida bajo numerosas condiciones de ensayo.



Fig. 3.21. Tribómetro UMT-3.

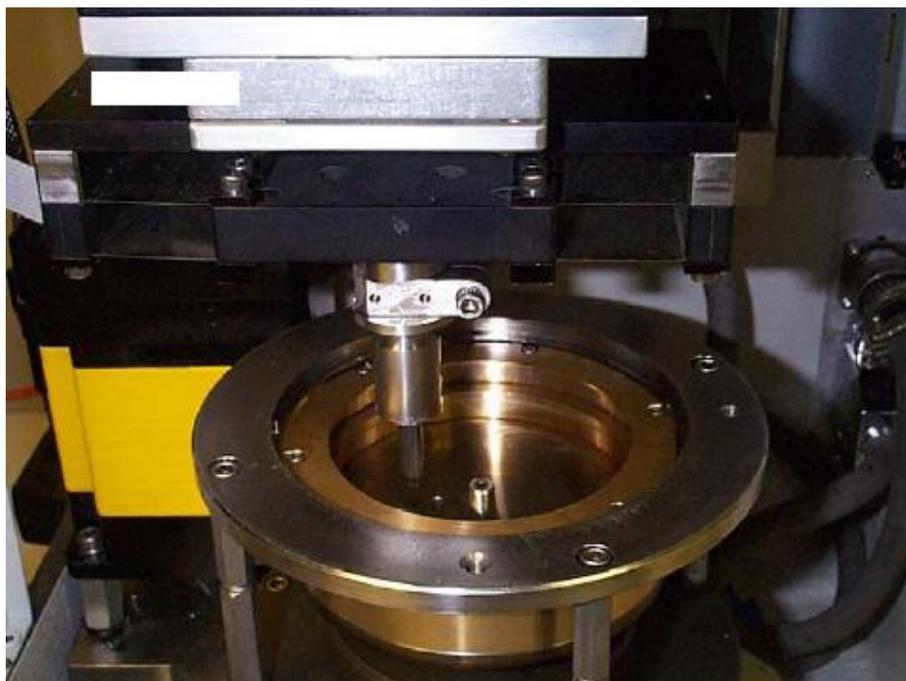


Fig. 3.22. Configuración pin-on-disc.



Fig. 3.23. Portaprobetas del pin de acero.

Las parejas tribológicas ensayadas fueron los pines de acero R260 y los de acero microaleado deslizando contra los discos de acero R260. El coeficiente de fricción es medido de forma continua mediante un transductor situado en el tribómetro y que envía señales al ordenador las cuales son interpretadas por el software correspondiente proporcionado por el fabricante, lo que nos permite representar los resultados.

El desgaste se determinó como la pérdida media de masa experimentada por los pines analizados, medida en una báscula de precisión de hasta 0.5 mg.

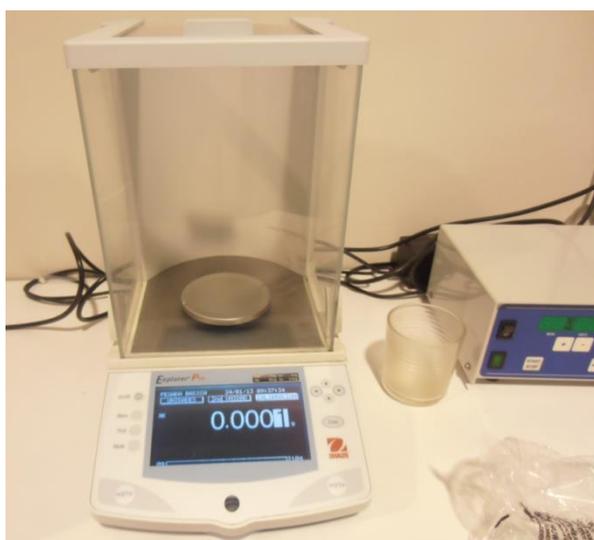


Fig. 3.24. Balanza de precisión.

Los pines y los discos previamente a cada ensayo son limpiados con heptano (mezcla de isómeros con 99% de pureza, Panreac Química España, S.A.) en un baño de ultrasonidos (Limpiador de Ultrasonido Branson 1510 MTH) durante 10 minutos, secándose posteriormente con aire caliente para eliminar los restos de disolvente. Y una vez terminados los ensayos los pines los volvemos a limpiar de igual manera para asegurar la precisión en la pesada.



Fig. 3.25. Limpiador por ultrasonidos.

Con el fin de estudiar la influencia de altas cargas en el comportamiento de desgaste de los aceros de carril C-Mn y microaleados, los ensayos de pin-on-disc se realizaron en condiciones ambiente (T^a 20 °C y HR 55%), bajo tres cargas normales 20, 30 y 40 N (0.64, 0.96 y 1.28 MPa), con una velocidad de rotación de 200 revoluciones por minuto, para la cual según la geometría usada en este trabajo se corresponde con una velocidad lineal de 0.52 m/s (radio de giro de 25 mm). Los presentes ensayos se realizaron para una duración de una hora (distancia deslizada de 1.88 km) y cada uno de los ensayos fue replicado al menos tres veces.

Estas condiciones de ensayo están de acuerdo con investigaciones previas que estudian el comportamiento al desgaste de aceros de carril usando la configuración pin-on-disc [32, 35, 48, 43, 46 y 92].

Tabla 3.8. Variables del ensayo de desgaste

Ensayo	Inputs (factores experimentales)	Outputs (variables de respuesta)
Pin-on-disc	Carga: 20, 30 y 40 N Temperatura: 20 °C Humedad: 55% RH Velocidad lineal: 0.52 m/s	Coeficiente de fricción Tasa de desgaste Mecanismos de desgaste

c) Procedimiento experimental: Ensayos tribológicos para diferentes condiciones atmosféricas (humedad y temperatura)

Los ensayos de desgaste fueron realizados utilizando el tribómetro CETR UMT3 con una configuración pin-on-disc simulando el contacto rueda-carril, mediante la carga ejercida sobre un pin estático contra un disco giratorio. Los ensayos fueron realizados en una cámara con el control de la temperatura y la humedad. El regulador de humedad controla la salida de la humedad del aire (desde 5% hasta el 95%) para cámaras ambientales CETR-UMT montadas sobre unidades rotativas y reciprocantes.

Se realizaron ensayos de desgaste adicionales para estudiar la influencia de las variables atmosféricas sobre el comportamiento tribológico del acero de carril realizado en una cámara climática con control de temperatura y de la humedad relativa del aire.

Los parámetros de los ensayos de desgaste utilizados fueron la carga nominal aplicada de 20N (0.64 MPa), y con una velocidad de rotación del disco de 200 rpm, que para la geometría utilizada en este trabajo de investigación se corresponde con una velocidad lineal de rotación de 0.35 m/s (radio de giro de 17 mm). La duración de los ensayos fue de una hora (distancia deslizada 1.28 km) y cada uno de los ensayos fue replicado al menos tres veces.

En la planificación inicial de los ensayos se contempló la posibilidad de estudiar el desgaste obtenido sobre las probetas de los discos, y por eso en aras de poder comparar el desgaste de los discos bajo diferentes radios de giro, se buscó mantener la misma frecuencia de paso para obtener la misma profundidad de huella en ambos casos estudiados (influencia de la carga aplicada y para diferentes condiciones temperatura y humedad), razón por la cual se usó la velocidad de rotación de 200 rpm, la cual fue usada en el anterior ensayo realizado.

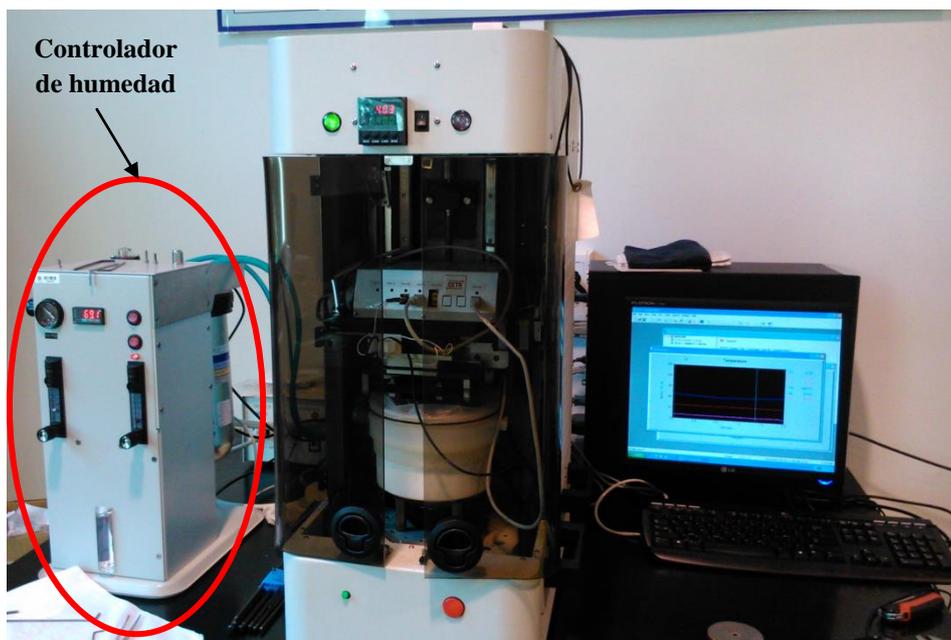


Fig. 3.26. Ensayo de desgaste con el control de la temperatura y la humedad.

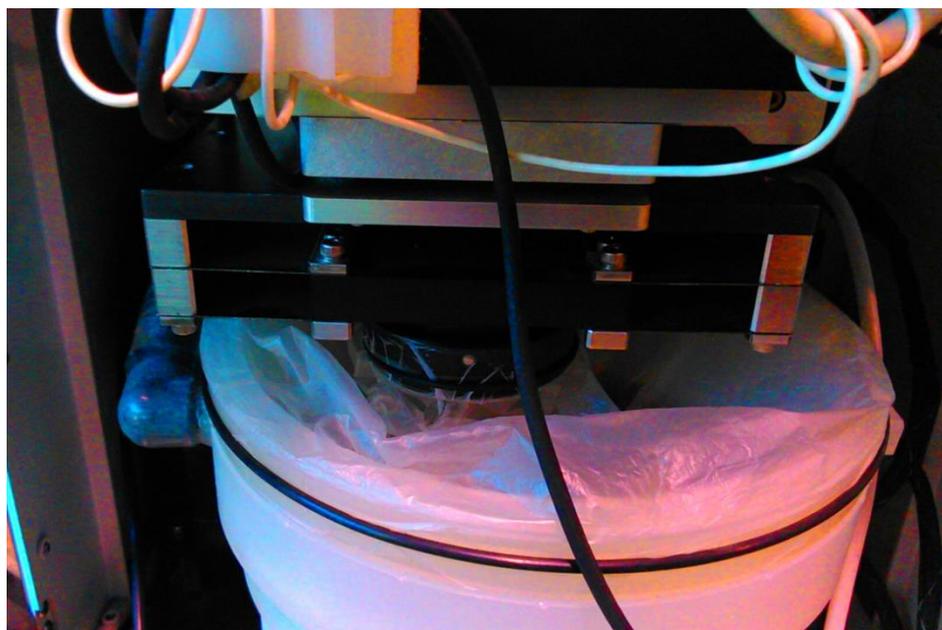


Fig. 3.27. Ensayo de desgaste para medir la influencia de los cambios atmosféricos.

Secuencia de los ensayos

Las series de los ensayos fueron diseñadas para garantizar el estudio de la influencia de la temperatura y humedad en el desgaste rueda-carril y en su coeficiente de fricción, en el menor número de ensayos.

Los ensayos se dividen en dos series: La serie 1 (S1-aceros microaleados) usa una temperatura fija ambiente mientras que su humedad relativa es variada. La serie 2 (S2-aceros microaleados) usa una temperatura fija de 40 °C mientras que la humedad relativa es variada, como se muestra en la tabla 3.9.

Tabla 3.9. Parámetros de ensayo de las series S1-S2.

Serie	Nº de Ensayo	Muestra	Temperatura (°C)	HR (%)
S1	1.1	Microaleado	20 °C	70 %
S1	1.2	Microaleado	20 °C	15 %
S2	2.1	Microaleado	40 °C	70 %
S2	2.2	Microaleado	40 °C	15 %

La serie 3 (S3-aceros R260) se realiza con una temperatura ambiente fija mientras que la humedad es variada. La serie 4 (S4-aceros R260) usa una temperatura fija de 40 °C mientras que la humedad relativa es variada, como se muestra en la tabla 3.10.

Tabla 3.10. Variables del ensayo de desgaste S3 y S4.

Serie	Nº de Ensayo	Muestra	Temperatura (°C)	HR (%)
S3	3.1	R260	20 °C	70 %
S3	3.2	R260	20 °C	15 %
S4	4.1	R260	40 °C	70 %
S4	4.2	R260	40 °C	15 %

Tabla 3.11 Variables del ensayo de desgaste.

Ensayo	Inputs (factores experimentales)	Outputs (variables de respuesta)
Pin-on-disc	Carga: 20N Velocidad lineal: 0.35 m/s Temperatura: 20 °C y 40 °C Humedad relativa: 70 % y 15 %	Coeficiente de fricción Tasa de desgaste Mecanismos de desgaste

El más alto valor de la humedad relativa estudiada (HR 70 %) se corresponde con las condiciones típicas en túneles y estaciones de metro subterráneas [74], donde se encontraron altas tasas de desgaste debido principalmente a la alta humedad relativa existente [24]. Por el otro lado, la temperatura de 40 °C y con un 15 % de humedad relativa son condiciones típicas de un clima árido [93].

d) Modelo de desgaste de Archard

La predicción del desgaste de los carriles de acero requiere de un modelo de desgaste, el cual toma las propiedades de los materiales en consideración para describir la distribución de la profundidad del desgaste sobre el perfil del carril.

El modelo de Archard fue desarrollado en base a la teoría de las asperezas de contacto, para mecanismos de adhesión, pero por extrapolación se puede aplicar la ecuación con otros mecanismos de desgaste.

El modelo de Archard es el modelo más ampliamente aceptado en tribología. La tasa de desgaste describe cuanto material ha sido removido y a qué velocidad se pierde el material. Este modelo describe dos tipos distintos de desgaste: el desgaste suave y el desgaste severo. Dentro de la región de desgaste suave, el proceso es lento y puede ser representado por ejemplo por el desgaste oxidativo, por otro lado, dentro de la región de desgaste severo, el proceso es mucho más rápido y se corresponde por ejemplo con el desgaste adhesivo, generalmente representado en el desgaste lateral en las curvas más cerradas.

El modelo de desgaste de Archard [94] se describe como la pérdida de material, a través de una ecuación. De acuerdo con esta ecuación, el volumen de desgaste V , es proporcional al coeficiente de desgaste k , a la fuerza normal N y la distancia deslizada S , e inversamente proporcional a la dureza H del material estudiado.

$$V = (k * N * S)/H \text{ [3]}$$

Donde:

- V es el volumen de desgaste (m^3)
- k es el coeficiente de desgaste (-)
- N es la fuerza normal (N)
- S es la distancia deslizada (m)
- H es la dureza de cada uno de los aceros estudiados (N/m^2)

Existe una correlación entre la dureza del acero (HB), y su resistencia a la tracción (N/mm^2), que viene dada por la siguiente tabla de conversión [95]:

H (Acero R260): $249 \text{ HB} = 840 * 10^6 \text{ N/m}^2$

H (Acero microaleado): $292 \text{ HB} = 987 * 10^6 \text{ N/m}^2$

El coeficiente k , se llama el coeficiente de desgaste, el cual es el principal valor de un par de fricción para describir su tasa desgaste. El coeficiente de fricción k es un parámetro muy complejo de determinar, y puede variar considerablemente dependiendo de la velocidad de deslizamiento, de la presión de contacto, de la temperatura y del grado de lubricación en el área de contacto.

El significado físico de k es la fracción del volumen de desgaste en la zona de contacto plástico, y depende de las propiedades del material y de la geometría de la zona de compresión y cizallamiento.

El coeficiente de desgaste, k , no es un valor constante, y en desgastes adhesivos como es el caso de la presente investigación, varía entre 10^{-7} y 10^{-2} dependiendo de las condiciones de operación y de las propiedades de material [96].

Los mapas de desgaste son usados con el fin de predecir el coeficiente de desgaste para diferentes condiciones de contacto. Estos mapas describen el coeficiente de desgaste como función de la velocidad de deslizamiento y la presión de contacto. Todos los mapas de desgaste corresponden a una combinación de materiales específicos rueda/carril (tanto la rueda como el carril se supone que tienen propiedades similares) y con unas condiciones de lubricación específicas, si existen.

3.2.3. Análisis y estudio superficial de las huellas de desgaste de las probetas

Una vez terminados los ensayos tribológicos se realizó el estudio superficial de las huellas de desgaste de los discos y de los pines ensayados.

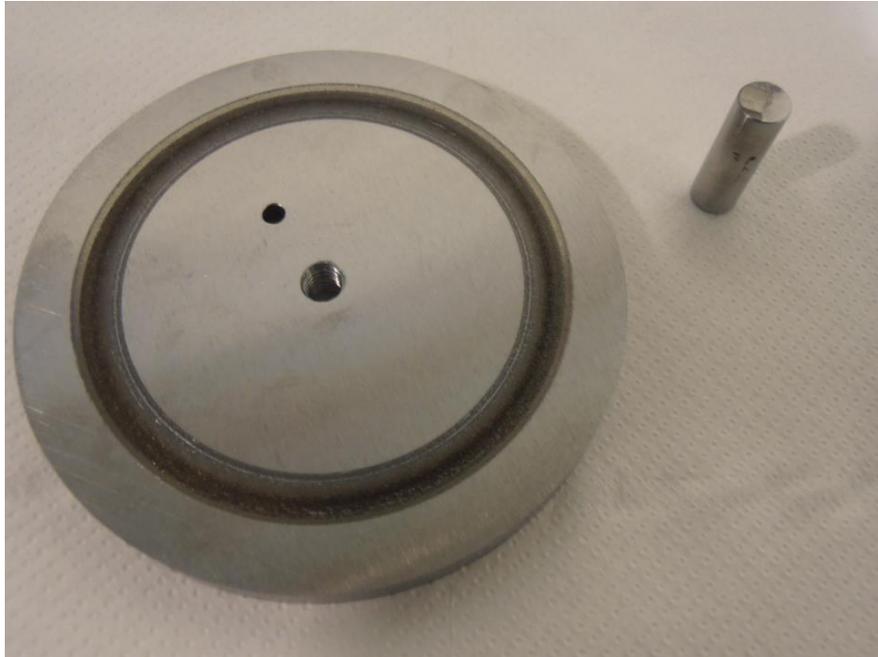


Fig. 3.28. Imagen de las probetas después del ensayo de desgaste.

a) Análisis y estudio superficial de las huellas de desgaste de los discos

Para analizar la profundidad y el volumen del desgaste de los discos después de realizar los ensayos tribológicos se usó un microscopio Confocal Leica DCM 3D.

El microscopio está indicado para la medición topográfica tridimensional automatizada y digital en alta definición, el cual permite trabajar en una amplia gama de aplicaciones de medición en las que se requieren elevadas velocidades y resoluciones de hasta 0.1 nanómetros. El principio de medición se basa en perfilometría óptica de tecnología dual (confocal e interferometría) sin contacto. Es un instrumento que tiene las ventajas de ambas tecnologías: microscopía confocal de alta definición para alcanzar una máxima resolución lateral e interferometría para lograr resoluciones verticales a escala subnanométrica. Ambas técnicas son importantes en el análisis de superficie de materiales.

Las características de este microscopio son:

- Objetivos: de 05x hasta 100x en confocal y de 10x en interferometría.
- Revolver para 6 objetivos manual.
- Iluminación con dos diodos luminosos (azul y blanco).
- Adquisición de imágenes con dos sensores: sensor metrológico (blanco y negro) y sensor cromático.
- Reflectividad de la muestra: De 0.1% a 100%.

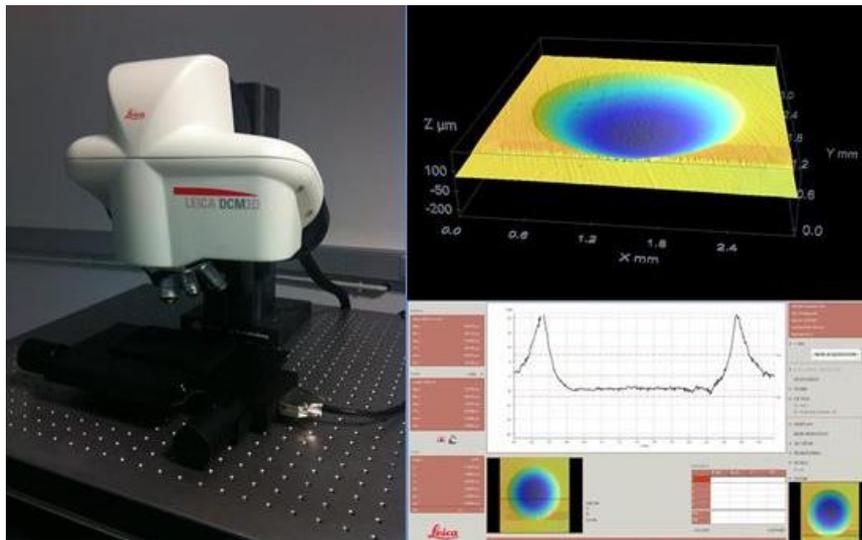


Fig. 3.29. Microscopio Confocal Leica DCM 3D.

b) Análisis y estudio superficial de las huellas de desgaste de los pines

Para determinar otros aspectos microestructurales de las probetas estudiadas, así como para la observación de las superficies de desgaste tras los ensayos de tribología, se utilizó microscopia electrónica de barrido (SEM), recurriéndose al Servicio Científico-Técnico de la Universidad de Oviedo.

Las huellas de desgaste de las probetas utilizadas en los distintos ensayos tribológicos, fueron observadas de forma ampliada mediante un microscopio electrónico de barrido (MEB JEOL-6610LV con microanálisis), Figura 3.31. El Microscopio Electrónico de Barrido está constituido por un cañón de electrones de filamento de wolframio, con posibilidad de trabajo de 0,5 a 30 kV y una resolución máxima de 3.0 nm.

Las características de este microscopio son:

- Desde x5 hasta x50.000 aumentos.
- Puede trabajar en modos de alto vacío para máxima resolución y de bajo vacío para muestras con humedad o de superficie no conductora.
- Dotado de detectores de electrones secundarios y de electrones retrodispersados (composición, topografía y sombreado).
- Totalmente informatizado, se maneja a través de un PC.
- Con auto archivo de imágenes en formatos BMP, TIFF o JPG.

Conjuntamente con el microscopio, se utilizó la técnica de espectrometría de energía dispersiva (EDS) para detectar los distintos elementos químicos presentes en dichas superficies de análisis.

Estos analizadores nos permiten realizar el cálculo semicuantitativo de la composición elemental de los óxidos, en un punto determinado de la imagen. La profundidad de estos análisis realizados mediante EDS varía entre 1 y 2 μm , aumentando al disminuir el número atómico de la muestra, por lo tanto esta técnica nos permite obtener información acerca de la composición superficial de las muestras, ya que sólo los electrones de la superficie de las muestras o de unas pocas capas atómicas por debajo de ésta contribuyen al espectro obtenido.

A partir de los datos obtenidos del análisis de la superficie de desgaste, junto con otros elementos de juicio, se puede interpretar la influencia de las altas cargas, la humedad y la temperatura sobre el contacto rueda-carril.



Fig. 3.31. Microscopio MEB JEOL-6610LV con microanálisis.

3.2.4. Análisis de los óxidos de hierro generados sobre la superficie del carril

a) Proceso de oxidación de las probetas de carril

Para el estudio de los óxidos de hierro generados sobre la superficie de los carriles se realizó un proceso de oxidación descrito en la investigación realizada por Suzumura [73], en la cual el óxido generado que puede verse en la superficie de los discos es de apariencia similar al óxido generado sobre los carriles expuestos al aire.

Para oxidar las probetas ensayadas, los pines de acero fueron pretratados en una cámara climática para la creación de los óxidos de hierro. Este procedimiento de tratamiento de superficie sugerido por Suzumura se describe en la Tabla 3.12. Las probetas de carril fueron expuestas en una cámara climática (Dycometal) para cinco ciclos, un ciclo consistió en la exposición al aire de cada probeta durante 2 horas a 40 °C y HR>90 % y luego otra exposición al aire durante 6 horas a 40 °C y con HR<30 %.

Tabla 3.12. Procedimiento de exposición.

Paso	Atmósfera	Tiempo (h)	Temperatura (°C)	HR (%)
1	Aire	2	40 °C	>90 %
2	Aire	6	40 °C	<30 %



Fig. 3.32. Cámara climática (Foto por cortesía de la Fundación ITMA)

La diferencia entre el método desarrollado por Suzumura y la técnica empleada en esta Tesis es que en el presente estudio las probetas que fueron pretratadas en una cámara climática fueron los pines de acero, que son las probetas que representan al carril en los ensayos de desgaste, frente a la investigación realizada por Suzumura donde las probetas que fueron pretratadas en la cámara climática fueron los discos que son las probetas que representan a la rueda en los ensayos de desgaste.

b) Análisis mediante difracción de Rayos X

Las redes cristalinas están formadas por una repetición periódica de moléculas en tres dimensiones (denominada red de Bravais), en las cuales todas las intersecciones o nodos son idénticas. El paralelepípedo definido por las líneas de unión entre los distintos nodos de la red se conoce con el nombre de la celda unidad.

La celda unidad se define por la longitud de sus lados a , b y c en la dirección de los tres ejes espaciales y los ángulos α , β y γ que los ejes de la red forman entre sí. Las coordenadas de cualquier punto de la red cristalina se pueden definir como una combinación lineal de los vectores a , b y c .

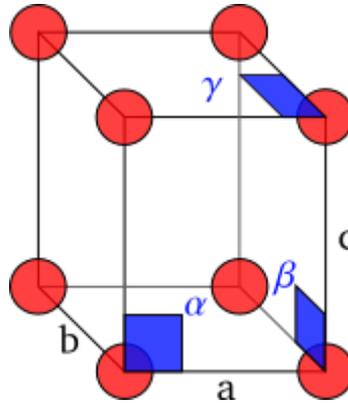


Fig. 3.32. Parámetros de la celda unidad.

La difracción de rayos X es una técnica que sirve para determinar la estructura detallada de un material, es decir, permite conocer la posición que ocupan los átomos, iones o moléculas que lo forman. Debido a este ordenamiento podemos determinar propiedades tanto físicas como químicas de los materiales. La técnica de difracción de rayos X se basa en la interacción de la estructura cristalina de un sólido con una fuente de rayos X, y se basa en la repetición periódica de los átomos o moléculas que forman este sólido en las tres direcciones del espacio [97].

Cuando el haz de rayos X incide sobre un cristal, provocará que los átomos que conforman a este dispersen a la onda incidente tal que cada uno de ellos produce un fenómeno de interferencia que para determinadas direcciones de incidencia será destructivo y para otras constructivo surgiendo así el fenómeno de difracción.

La difracción de rayos X se basa en la **ley de Bragg**, la cual consiste en que los átomos de una red cristalina están representados por esferas, las cuales se sitúan sobre planos imaginarios paralelos, perpendiculares al diagrama y separados por una distancia, d . Los rayos X inciden sobre los planos a un ángulo θ , los planos de reflexión paralelos deben cruzar los ejes de la celda unidad un número entero de veces. Las reflexiones cristalinas se identifican mediante tres números h , k y l , las cuales son iguales al número de intersecciones de los planos con los ejes a , b y c de la celda cristalina. Los números h , k y l reciben el nombre de índices de Miller [98].

La ley de Bragg se puede definir por la siguiente fórmula:

$$n \lambda = 2d \sin \theta \quad [4]$$

Donde los parámetros siguientes son:

d: Distancia entre los planos cristalinos paralelos.

λ : Longitud de onda.

n: Numero entero (1, 2, 3...).

θ : Ángulo entre el haz difractado y la dirección original del haz.

En la imagen 3.33 podemos ver que la diferencia en el camino recorrido por las ondas dispersadas por los dos planos es un múltiplo entero de la longitud de onda; por lo tanto, las ondas emergentes están en fase y se observa difracción a un ángulo θ respecto de los planos de difracción o 2θ respecto al haz incidente.

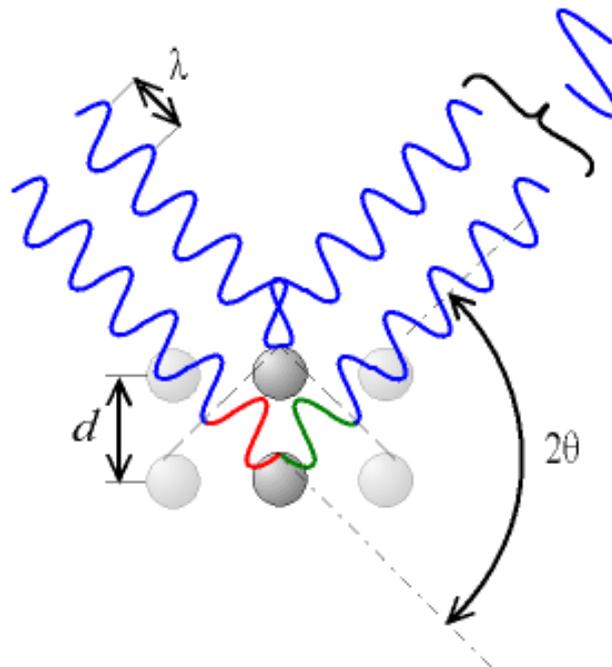


Fig. 3.33. Ley de Bragg.

Si el frente de ondas que se difracta por el primer plano lo hace con un ángulo θ , el frente de ondas del segundo plano también se va difractar con un ángulo θ , con esta nueva trayectoria que se describe si los dos frentes no están en fase ocurre una interferencia destructiva y se anula uno al otro, pero por el contrario si están en fase, la interferencia es constructiva y el haz difractado no se anula y es detectable, esto ocurre cuando la diferencia de recorrido entre los dos frentes es un múltiplo de la longitud de onda, λ .

El objetivo es detectar los diferentes planos con sus diferentes ángulos, ya que estos resultados serán diferentes según la estructura que estemos midiendo, razón por la cual podemos caracterizar las fases que componen la muestra en base a los diferentes “picos de detección”, los cuales son las reflexiones de los planos en cada una de las fases, para ellos se comparan los resultados obtenidos con los valores tabulados identificados en distintas fichas [99].

Una fase cristalina dada siempre produce un patrón de difracción característico, razón por la cual el uso de la difracción como método de análisis químico. El análisis cualitativo se realiza mediante la identificación del patrón de esa fase. Para la identificación cualitativa se usa la Powder Diffraction File, esta base de datos contiene datos de d-I además de información cristalográfica y bibliográfica para gran cantidad de fases cristalinas existentes.

Los diagramas de difracción se han adquirido en sendos difractómetros con configuración Bragg Brentano parafocal: primero en el equipo XRD 3000TT, Seifert®, con radiación de Mo filtrada por monocromador secundario al doblete Ka ($\lambda=0.71073 \text{ \AA}$) y, posteriormente, el difractómetro X'Pert Powder, PANalytical®, provisto con un tubo de Cu y monocromador secundario que filtra la radiación al doblete Ka ($\lambda=1.54184 \text{ \AA}$). La mejor relación pico-fondo se alcanza en el segundo equipo debido fundamentalmente a disponer este último de rendijas automáticas que iluminan una máscara circular ajustada a la base de la probeta, mientras que en el primer equipo sus rendijas fijas dan lugar a una sombra rectangular que incide mayoritariamente sobre el portamuestras acrílico que envuelve a la probeta y que es responsable del alto fondo observado.

Es por ello que el tratamiento de los datos se centra únicamente en el diagrama de difracción medido con el ánodo de Cu. El procedimiento de análisis se ejecuta mediante los siguientes pasos: determinación automática del fondo por interpolación lineal de puntos de separados alrededor de 10° en 2θ , búsqueda de picos de Bragg utilizando el método del mínimo de la segunda derivada (señal mínima sobre el fondo del 1%) y ajuste del perfil de los picos de Bragg mediante funciones pseudo-Voigt con asimetría de tipo axial.

Para el proceso de identificación es necesario transformar estos datos en distancias interplanares, d [Å], e intensidad relativa, I [%], respectivamente, necesitando de la ley de Bragg para la conversión de los parámetros posicionales según:

$$2d \sin\theta = \lambda \text{ [5]}$$

Finalmente, la posición de los picos de Bragg experimentalmente determinada, 2θ , se diferencia de la posición teórica, establecida a través de los parámetros de red de la celda cristalina y la longitud de onda del difractómetro $2\theta_t = 2\theta(a, b, c, \alpha, \beta, \gamma; \lambda)$, por una serie de términos o correcciones ópticas de la geometría Bragg-Brentano, siendo los tres principales factores (f): el error de cero del alineamiento del equipo, el desplazamiento vertical del portamuestras sobre el círculo de difracción y la penetración de la radiación de la muestra (en particular en composiciones de baja absorción). Cada uno de estos factores presenta dependencias angulares características, siendo la diferencia entre las posiciones observadas y calculadas [99].

$$2\theta - 2\theta = f1 + f2 \cos\theta + f3 \sin 2\theta \text{ [6]}$$

Donde, la posición teórica de cada reflexión se puede derivar de la ley de Bragg, empleando los valores de las distancias interplanares definidas mediante los índices de Miller (h, k, l) según la siguiente expresión, la cual sólo es válida para una celda cristalina cúbica de longitud a.

$$(1/d^2) = (h^2 + k^2 + l^2)/a^2 \text{ [7]}$$

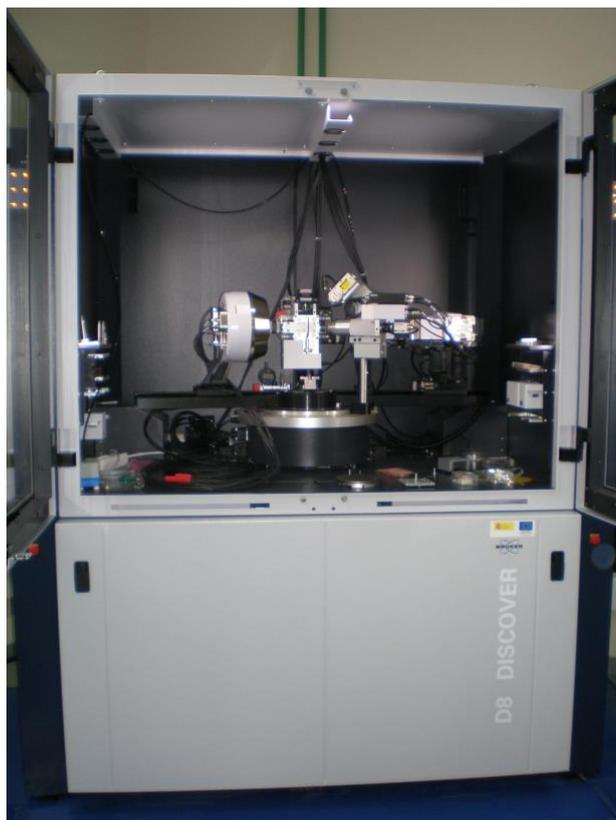


Fig. 3.34. Difractómetro de rayos X.

CAPÍTULO IV – RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. PROPIEDADES DE LOS ACEROS

4.1.1. Análisis químico

Para determinar la composición química de cada una de las muestras de la cabeza de los carriles se realiza una chispa sobre la superficie de las probetas mediante un espectrómetro de emisión atómica de fuente de chispa. La composición química nominal obtenida de los aceros estudiados es mostrada en la Tabla 4.1.

Tabla 4.1. Composición química medida de los aceros ensayados.

Muestra	Elemento (% en peso)												
	C	Mn	Si	P	S	N	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	H ppm
R260	0.70	1.10	0.26	0.014	0.014	0.005	0.017	0.025	-	-	-	-	1.6
Microaleado	0.79	1.14	0.43	0.017	0.013	-	-	0.022	0.25	0.003	0.014	0.060	-

El acero R260 se alea con manganeso, cobre y níquel, mientras que el acero microaleado incluye manganeso, molibdeno, cromo, niobio y vanadio. Ambos aceros tienen diferente contenido de carbono y silicio, pero el contenido de azufre, fósforo y manganeso son similares. El análisis químico de los aceros estudiados cumple con las normas internacionales para estos grados de carril.

A la vista de los resultados de la anterior tabla podemos concluir que el acero microaleado estudiado tiene mayor porcentaje de microaleantes que el acero R260, factor determinante que influye en el aumento de las tensiones residuales en el carril, puesto que aumentan con el grado de aleación del mismo [54].

Uno de los factores que se ve afectado por los elementos de aleación es la templabilidad del acero, que es la capacidad que tiene un acero de endurecerse con un enfriamiento determinado, ya que cuanto más templable sea más se endurece. Por lo tanto la templabilidad es un factor que depende de la composición química del acero.

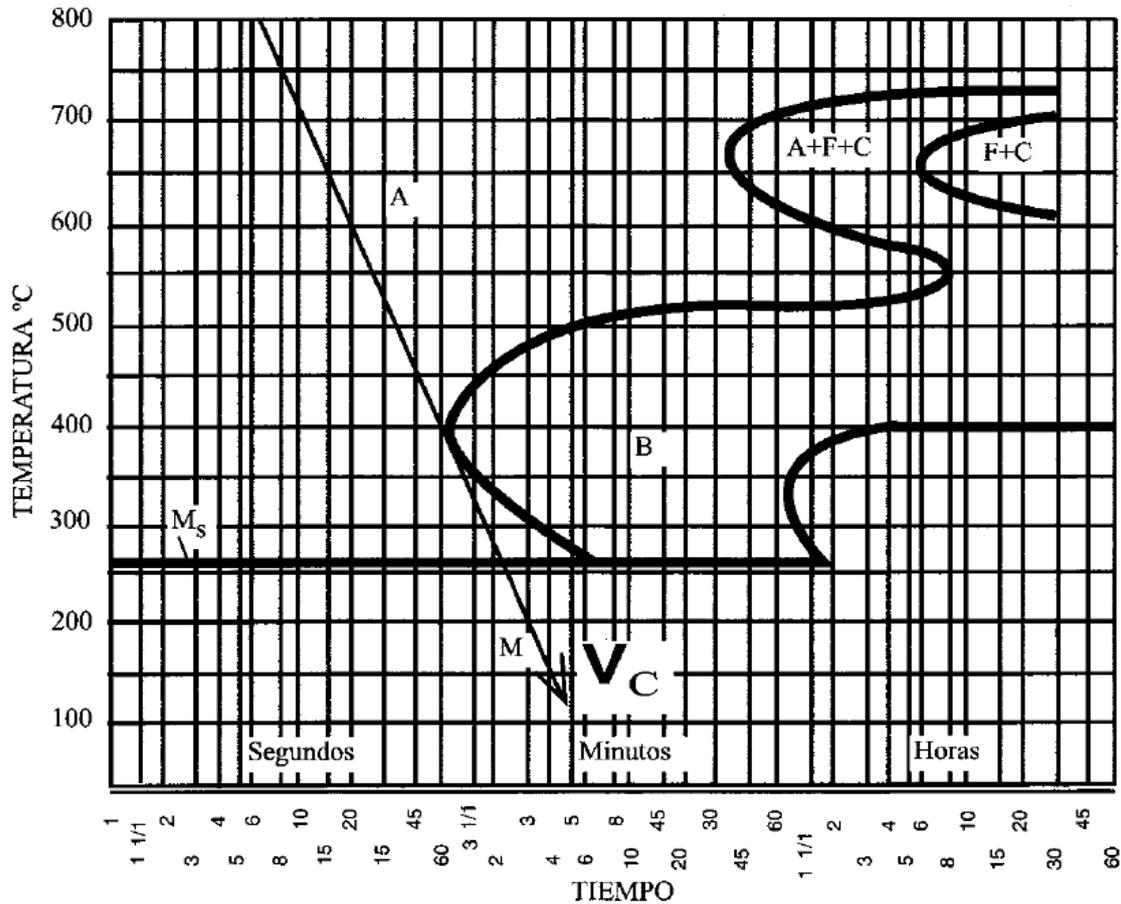


Fig. 4.1. La templabilidad viene definida por la curva TTT [10].

Puede decirse que un acero es tanto más "templable" cuanto más alejada del origen de tiempos se encuentra su curva TTT. Por tanto, la templabilidad depende de la composición química del acero, donde cuanto más aleado se encuentra el acero más alejadas del origen de tiempos se encontrarán las curvas TTT (porque los elementos disueltos en la austenita retrasan las transformaciones perlítica y bainítica).

El diámetro ideal crítico (DI) es el indicador de la templabilidad de un acero. Se puede definir como el diámetro de un cilindro para que se forme solo 50 % de martensita en unas condiciones de enfriamiento controlado y lo podemos calcular de la siguiente manera [50]:

$$DI (mm) = DI(C) * fm(Mn) * fm(Si) * fm(Cu) * fm(Ni) * fm(Cr) * fm(Mo) [8]$$

$$DI (C) = (0.062 + 0.409 * C - 0.135 * C^2) * 25.4 [9]$$

$$fm(Mn) = 1 + 3.333 * \% Mn [10]$$

$$fm(Si) = 1 + 0.7 * \% Si [11]$$

$$fm(Cu) = 1 + 0.362 * \% Cu [12]$$

$$fm(Ni) = 1 + 0.363 * \% Ni [13]$$

$$fm(Cr) = 1 + 2.160 * \% Cr [14]$$

$$fm(Mo) = 1 + 3.090 * \% Mo [15]$$

El diámetro crítico ideal (DI) del acero R260 es 39.96 mm.

$$DI(mm) = 7.16 * 4.66 * 1.18 * 1.006 * 1.009 * 1 * 1 = 39.96 \text{ mm}$$

$$DI(C) = (0.062 + 0.409 * 0.70 - 0.135 * 0.70^2) * 25.4 = 7.16$$

$$fm(Mn) = 1 + 3.333 * 1.10 = 4.66$$

$$fm(Si) = 1 + 0.7 * 0.26 = 1.18$$

$$fm(Cu) = 1 + 0.362 * 0.017 = 1.006$$

$$fm(Ni) = 1 + 0.363 * 0.025 = 1.009$$

$$fm(Cr) = 1 + 2.160 * 0 = 1$$

$$fm(Mo) = 1 + 3.090 * 0 = 1$$

El diámetro crítico ideal (DI) del acero microaleado es 74.67 mm.

$$DI \text{ (mm)} = 7.64 * 4.80 * 1.30 * 1 * 1.008 * 1.54 * 1.009 = \mathbf{74.67 \text{ mm}}$$

$$DI \text{ (C)} = (0.062 + 0.409 * 0.79 - 0.135 * 0.79^2) * 25.4 = 7.64$$

$$f_m \text{ (Mn)} = 1 + 3.333 * 1.14 = 4.80$$

$$f_m \text{ (Si)} = 1 + 0.7 * 0.43 = 1.30$$

$$f_m \text{ (Cu)} = 1 + 0.362 * 0 = 1$$

$$f_m \text{ (Ni)} = 1 + 0.363 * 0.022 = 1.008$$

$$f_m \text{ (Cr)} = 1 + 2.160 * 0.25 = 1.54$$

$$f_m \text{ (Mo)} = 1 + 3.090 * 0.003 = 1.009$$

A la vista de los resultados el acero microaleado es mucho más templable que el acero R260 porque este tiene mayor porcentaje de aleantes, y a mayor diámetro ideal crítico mayor templabilidad del acero, por lo tanto las curvas TTT del acero microaleado se encuentran mucho más alejadas del origen de tiempos que las del acero R260 (porque los microaleantes disueltos en la austenita retrasan las transformaciones perlíticas y bainíticas). Por lo tanto, se puede concluir que la templabilidad del acero aumenta con la adición de los elementos de aleación al mismo.

Parece oportuno indicar también que los aceros microaleados tienen mucho más riesgo de agrietamiento durante el enfriamiento para temple, sobre todo cuando el acero es de media o alta aleación. Razón por la cual el acero del carril R260 es idóneo para el realizar un tratamiento térmico en cabeza mediante un enfriamiento controlado, mientras que el acero microaleado no es necesario templarlo porque ya tendría el valor máximo de dureza que podríamos alcanzar sobre la superficie del carril sin formar estructuras no deseadas como bainita o martensita.

4.1.2. Ensayo de dureza

Las durezas Brinell fueron tomadas en una muestra de la cabeza de carril de cada uno de los aceros estudiados y se realizaron de acuerdo a la norma EN ISO 6506-1.

Tabla 4.2. Medidas de la dureza de los aceros estudiados.

Muestra	Perfil carril	Dureza (HB)
R260	54E1	249
Microaleado	115RE	292

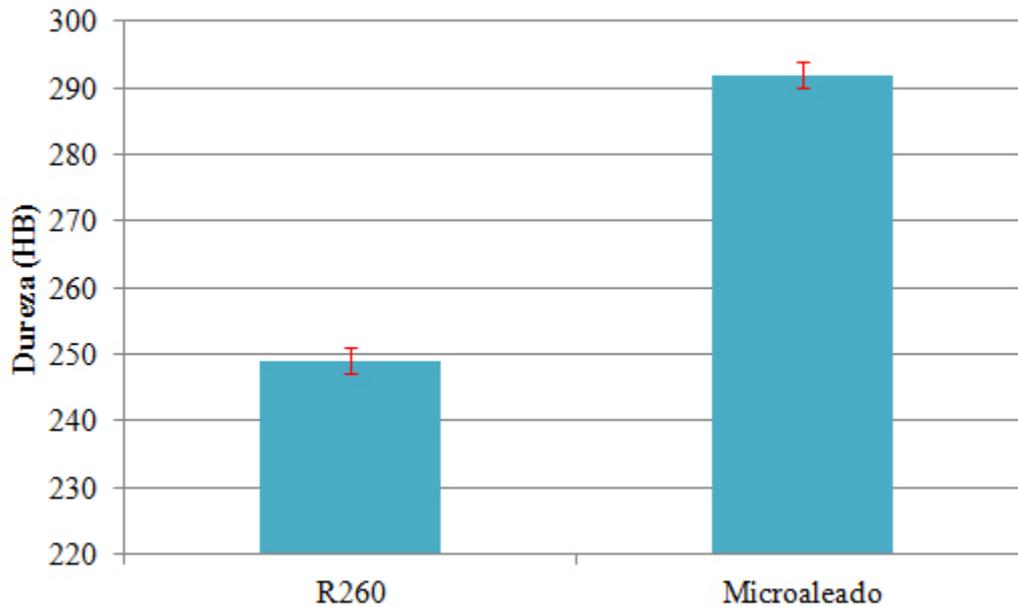


Fig. 4.2. Medidas de la dureza de los aceros estudiados.

4.1.3. Ensayo de tracción

El ensayo de tracción se realizó de acuerdo con la norma UNE-EN 10002-1:2002 en probetas cilíndricas obtenidas de la cabeza del carril, como indica la norma UNE-13674-1. Los resultados de este ensayo de tracción determinan las propiedades mecánicas de los aceros estudiados, los cuales son mostrados en la tabla 4.3.

Tabla 4.3. Propiedades mecánicas de los aceros estudiados.

Muestra	Perfil carril	O _y ^a MPa	R ^b MPa	A ₅ ^c %
R260	54E1	528	951	13
Microaleado	115RE	677	1150	10

^a O_y = Límite elástico ^b R = Resistencia Mecánica ^c A₅ = Alargamiento

Los resultados de las tablas 4.2 y 4.3 muestran que los carriles de aceros microaleados tienen mejores propiedades mecánicas (dureza, límite elástico, y resistencia mecánica) que los carriles de acero C-Mn debido a su mayor contenido en carbono y elementos aleantes (especialmente manganeso y vanadio), los cuales proporcionan un mayor efecto endurecedor.

La presencia de vanadio y niobio actúan como elementos carburígenos que retrasan la transformación austenítica y permite el endurecimiento por precipitación obteniendo una perlita más fina con propiedades mecánicas mejoradas. Por otro lado, el alargamiento a rotura para ambos aceros tiene el comportamiento opuesto que la dureza, el límite elástico y la resistencia a la tracción.

En función de los resultados anteriores los aceros microaleados tienen mayor dureza y resistencia mecánica, pero menor plasticidad y ductibilidad y por consiguiente resistencia a la fractura que los aceros convencionales.

Según la investigación realizada por Zhong [30], el acero con mayor dureza, resistencia mecánica, pero menor plasticidad, ductibilidad y resistencia a la fractura, es el acero de carril más adecuado para vías que soporten altas cargas por eje (acero microaleado), por el contrario, el acero de carril con menor dureza y resistencia a la fractura es el acero de carril más adecuado para las vías de alta velocidad (acero R260).

Por las propiedades de los aceros estudiados, los carriles usados en vías de altas cargas el volumen de desgaste del carril es alto, y la deformación plástica se incrementan rápidamente con la carga, siendo el mecanismo de daño más severo el desgaste.

4.1.4. Caracterización microestructural

Para la caracterización microestructural de las inclusiones, se extrajeron probetas del material tanto en sentido transversal como en dirección longitudinal (Fig. 4.3), se embutieron en resina protectora de bordes y se desbastaron y pulieron con pasta de diamante, para su observación metalográfica (observación en estado de pulido de las muestras).

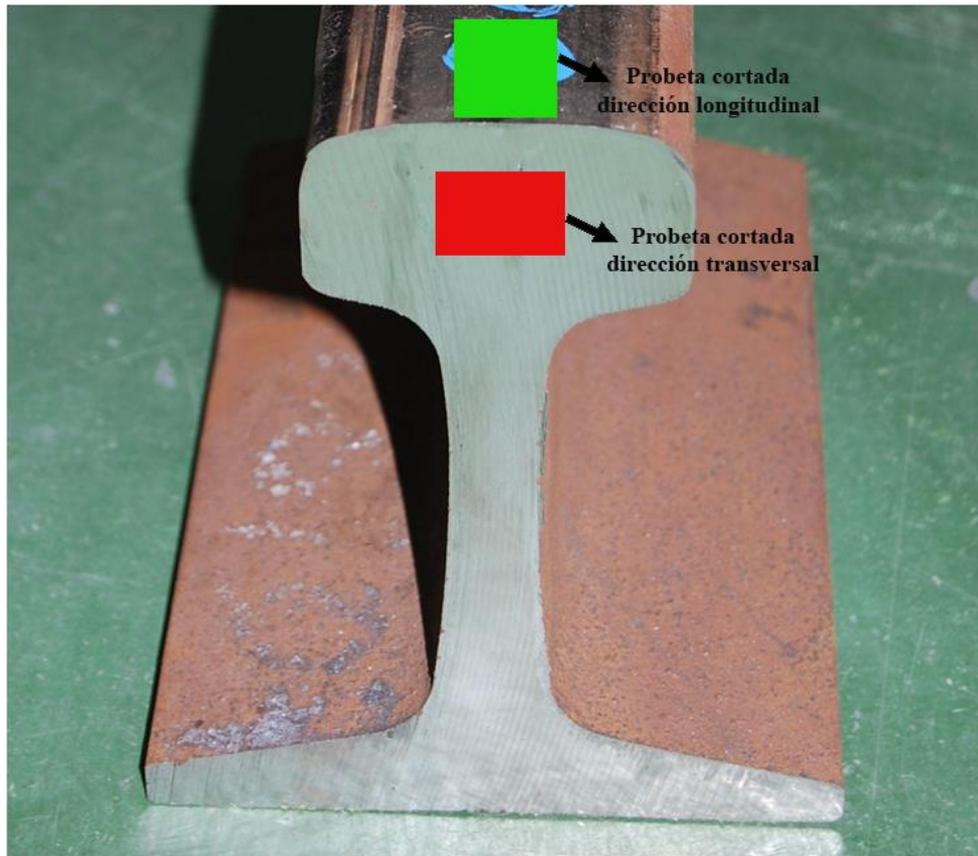


Fig. 4.3. Probetas extraídas para el estudio inclusionario.

La figura 4.4 muestra las inclusiones metálicas de sulfuro de manganeso (MnS) dispersadas en la matriz de la perlita para ambas muestras de acero. El porcentaje de inclusiones fue similar en ambos casos, sin embargo la morfología y distribución de ellas es diferente dependiendo si las muestras se extrajeron en dirección longitudinal o en dirección transversal.

En la investigación previa realizada por Qi y Zhu [100] demostraron que los sulfuros de manganeso tienen la morfología característica observada en los aceros estudiados en la presente investigación.

Las inclusiones en dirección transversal, figura 4.4, son pequeñas en tamaño y tienen una morfología globular, mientras que las inclusiones en dirección longitudinal son mucho más largas y estrechas, ver figuras 4.5 y 4.6.

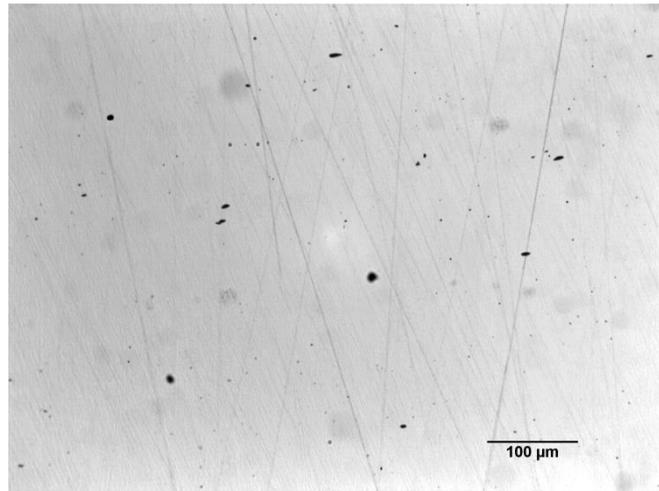


Fig. 4.4. Inclusiones del acero R260 en dirección transversal (X200).

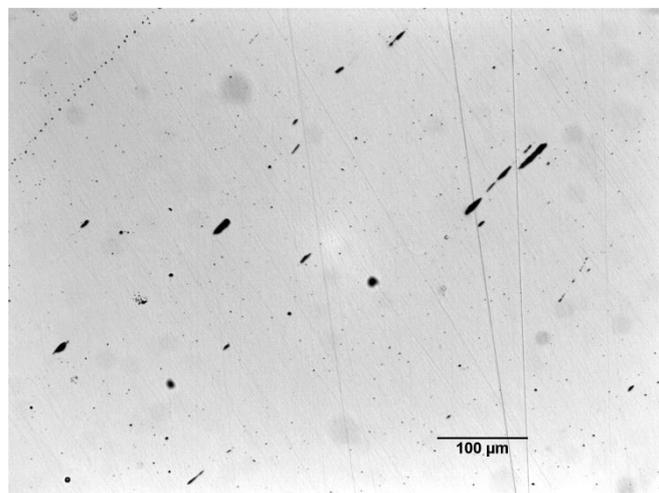


Fig. 4.5. Inclusiones del acero R260 en dirección longitudinal (X200).

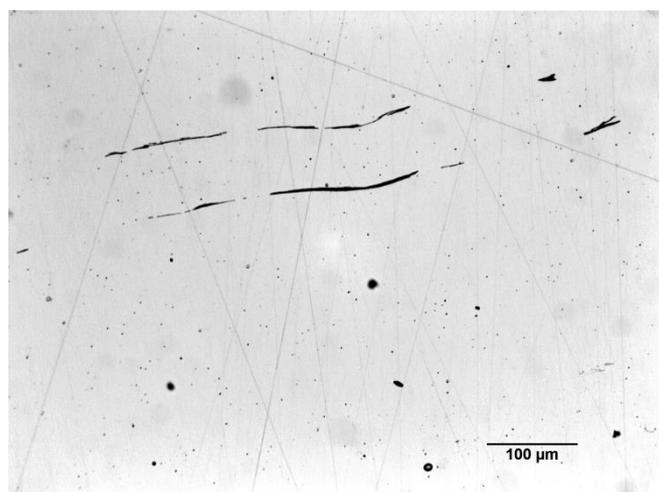


Fig. 4.6. Inclusiones del acero microaleado en dirección longitudinal (200X).

La figura 4.6 muestra un alineamiento de las inclusiones en los aceros microaleados, además de la orientación escalonada en la dirección de laminación, que se produce en virtud del grado de deformación en caliente de cada uno de los dos perfiles estudiados, el cual dependerá de la diferencia entre la forma inicial y final del perfil del carril.

La deformación en caliente se produce en el proceso de laminación de los perfiles de cada uno de los carriles estudiados, el perfil de carril 115RE para el acero microaleado y el perfil del carril 54E1 para el acero R260. La laminación está constituida por tres cajas (caja forjadora, caja intermedia y caja acabadora), las cuales están formadas por parejas de cilindros que van reduciendo la sección del bloom. A medida que disminuye la sección, aumenta la longitud del producto transformado y, por lo tanto, la velocidad de laminación. Por lo tanto el grado de deformación del acero a alta temperatura influye sobre el tipo de perfil de carril que queremos obtener, ya que a alta temperatura tienen lugar procesos de recristalización entre pasadas, de manera que el acero no endurece por deformación.

El alineamiento de las inclusiones en los aceros microaleados, además de la orientación escalonada en la dirección de laminación, depende únicamente del tipo de perfil que queremos obtener. En las figuras 4.7 y 4.8 podemos ver los diferentes perfiles de los carriles estudiados.

En la figura 4.7 muestra el perfil del carril 54E1 de donde se obtiene las probetas del acero R260, mientras que en la figura 4.8 se muestra el perfil del carril 115RE de donde se obtiene las probetas del acero microaleado.

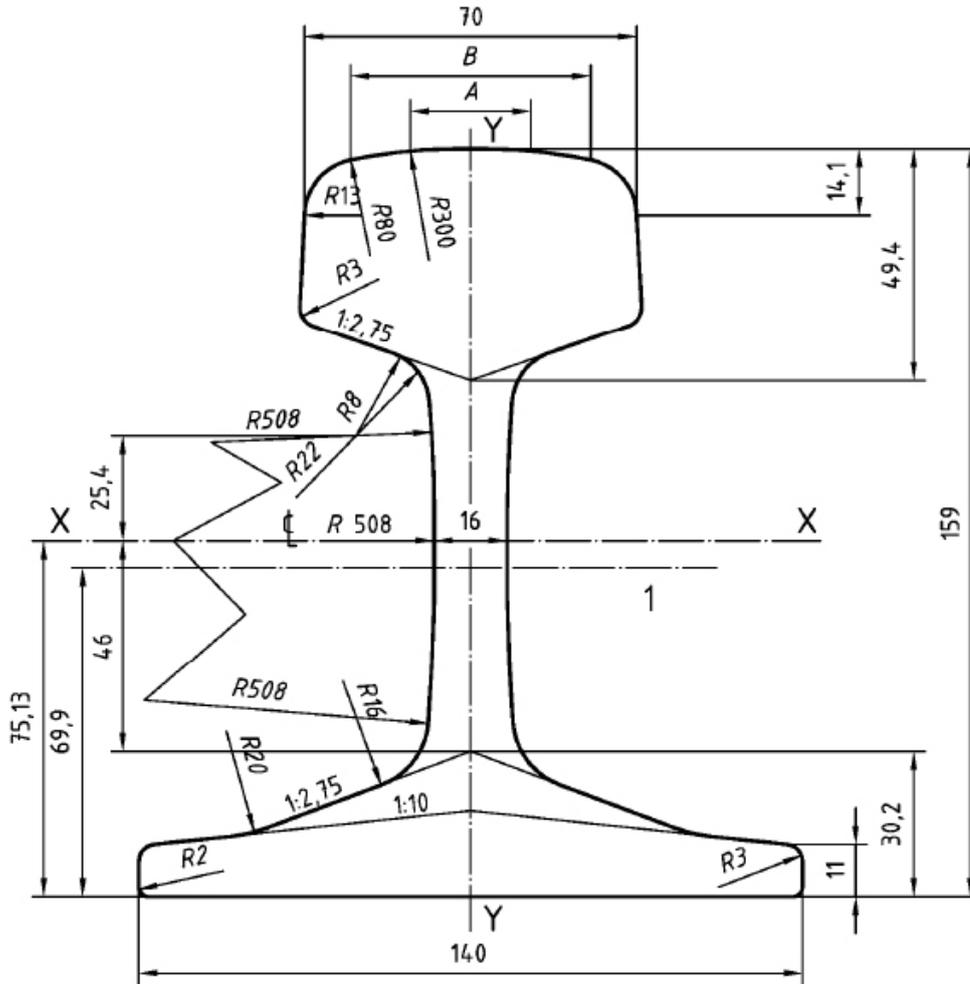


Fig. 4.7. Perfil del carril 54E1.

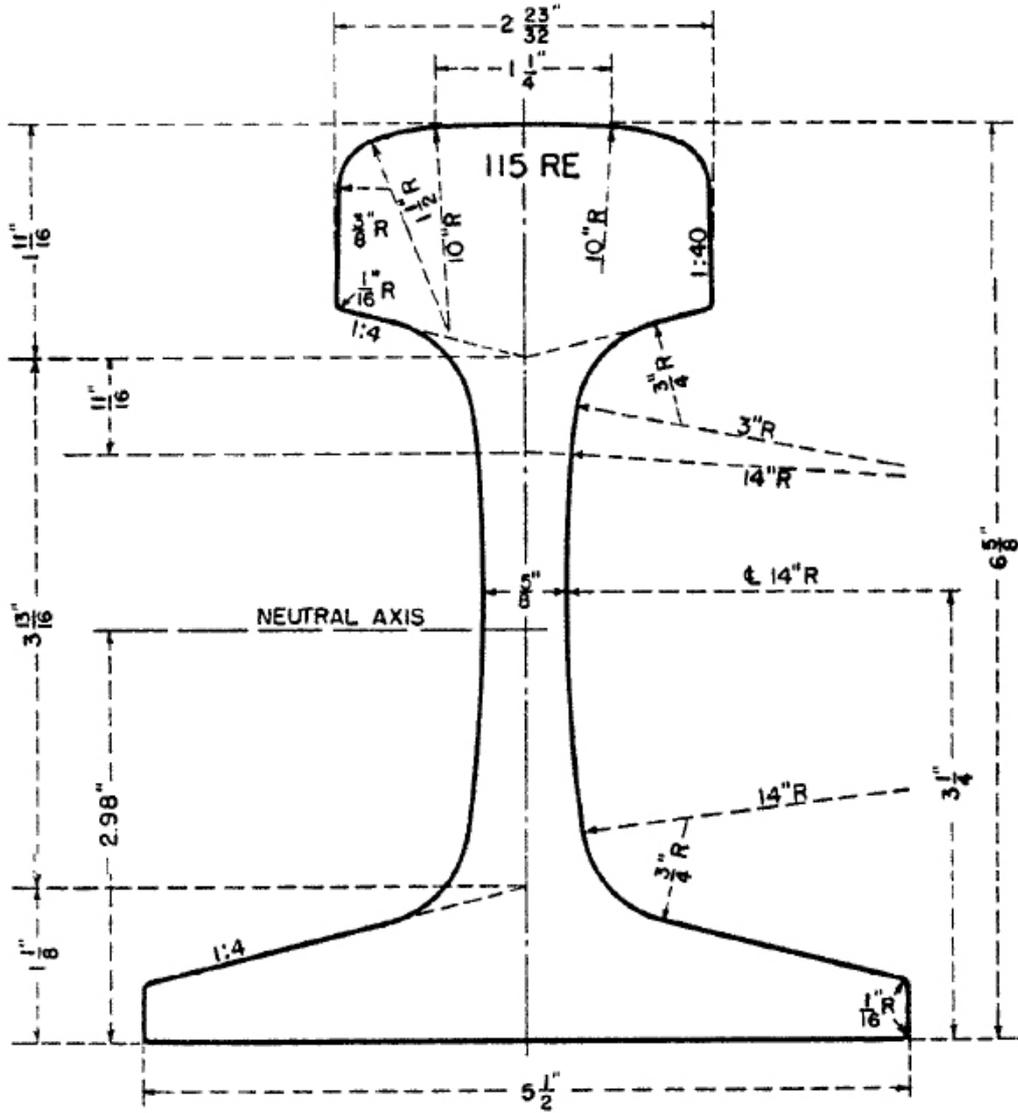


Fig. 4.8. Perfil del carril 115RE (Medidas en pulgadas).

Los aceros de carril usados para esta experimentación fueron obtenidos de los perfiles de carril UIC54 (54E1) y 115RE (TR57). Estos perfiles de carril han sido diseñados de acuerdo con la norma europea UNE-EN 13674-1: 2012 y la norma americana AREMA, respectivamente, figura 4.9.

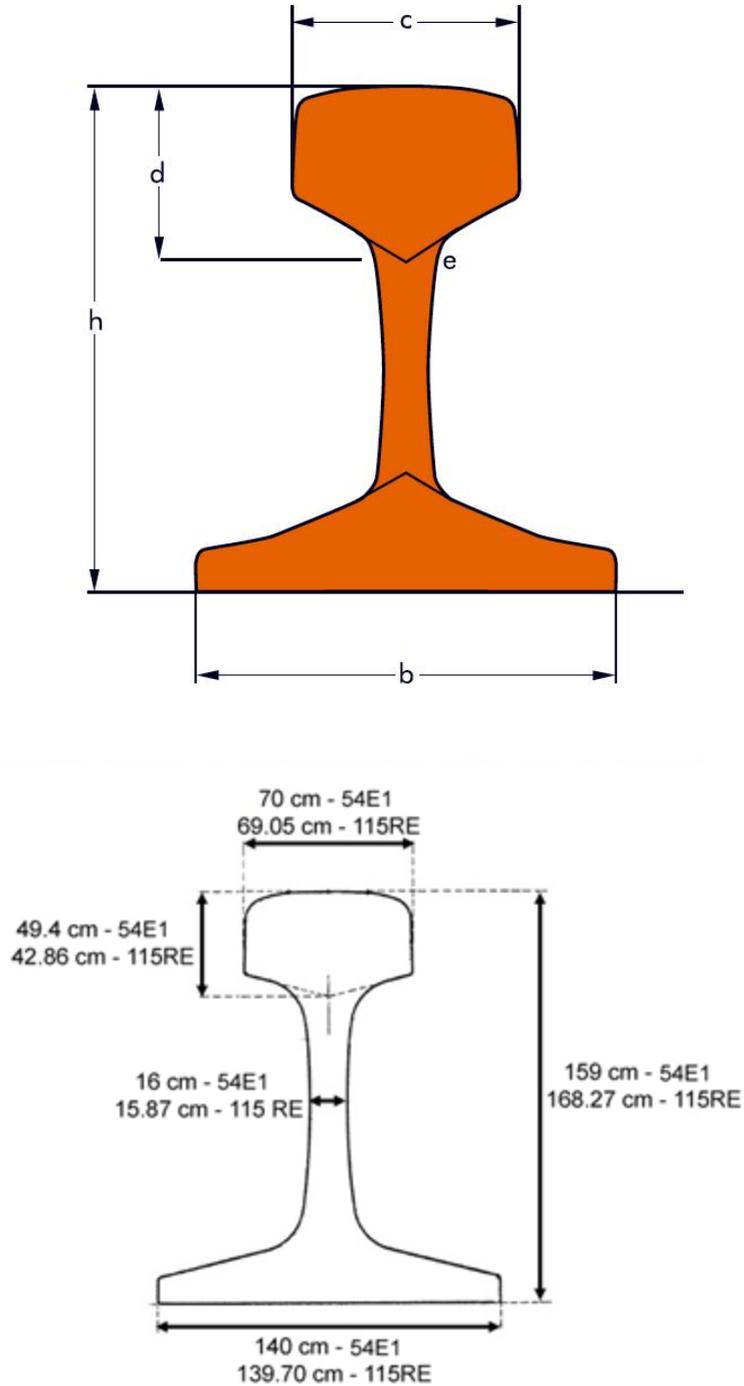


Fig. 4.9. Diseño del perfil de acuerdo con las normas: EN 13674-1:2012 (54E1) y AREMA (115RE).

La razón de que la orientación de las inclusiones del acero microaleado sea distinta a la del acero R260 es que es necesario un mayor grado de deformación (mayor altura del perfil del carril, h , y una menor altura de la cabeza del carril, d) para laminar el perfil 54E1 que para laminar el perfil 115RE.

Este fenómeno de las inclusiones metálicas había sido previamente observado en la investigación realizada por Palacios y Rivera [27], el cual tiene influencia en la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en la dirección longitudinal [101], donde esta velocidad será mayor en el acero microaleado que en el acero R260.

En resumen, el proceso de laminación del perfil del acero microaleado afectará a la distribución y la morfología de las inclusiones metálicas, que se encontraran preferentemente orientadas en la dirección de laminación, produciendo un alineamiento de las mismas en la dirección longitudinal, aumentando la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en el plano longitudinal del acero de carril microaleado, y reduciendo significativamente su comportamiento a fatiga [101].

El tamaño, forma, tipo y sobre todo la distribución de estas inclusiones pueden favorecer también la aparición de grietas por fatiga, sobre todo en las zonas relativamente más débiles, que es alrededor del borde de grano austenítico donde se deposita la cementita proeutectoide [102].

En relación a la influencia que pueden tener la orientación y morfología de las inclusiones metálicas sobre las tensiones residuales, se han desarrollado modernos procesos metalúrgicos que tienen por objeto reducir o eliminar la aparición de cementita proeutectoide y reducir el nivel de inclusiones metálicas (principalmente los óxidos Al_2O_3 y los sulfuros MnS), los cuales se basan en un estricto control de la composición química (sulfuro y fósforo) y con el procedimiento de desgasificación en vacío.

Las figuras 4.10 y 4.11 muestran que ambos aceros tienen una microestructura completamente perlítica sin presencia de ferrita en el límite de grano, ni microestructuras más frágiles, tales como bainita, martensita o cementita. Ambos aceros tienen la microestructura deseada (perlita) para el uso de altas cargas, la cual incrementa las propiedades mecánicas del acero [55].

Además de cumplir con los objetivos de dureza que exigen las normas como hemos visto anteriormente, se debe cumplir que el acero tenga una microestructura completamente perlítica.



Fig. 4.10. Microestructura perlítica en el acero R260.

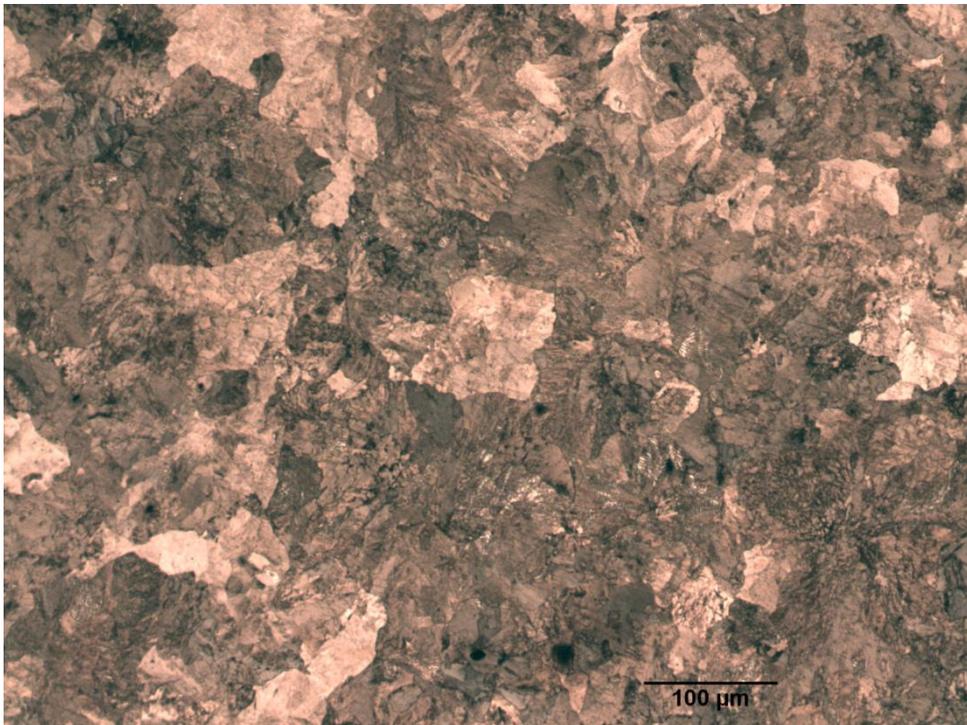


Fig. 4.11. Microestructura perlítica en el acero microaleado.

Es importante, como es el caso, que los dos aceros estudiados no tengan ferrita en el límite de grano, ni estructuras frágiles como cementita proeutectoide, porque como hemos comentado anteriormente, estos factores tienen una influencia alta sobre el comportamiento a fatiga del acero.

Otras transformaciones como ferrita, bainita o martensita no son aceptables porque la ferrita por sí misma es muy blanda fácil de desgastar en vía, la bainita tiene mucha dureza pero un gran desgaste y la martensita es de alta dureza pero se rompe fácilmente.

Para ambos aceros se realizó un análisis morfológico, midiendo la separación interlaminar (Figura 4.12) usando el procedimiento de intersección descrito por Underwood [85].

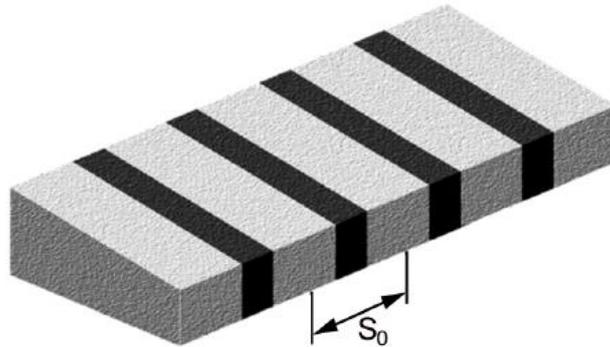


Fig. 4.12. Espaciado interlaminar de la perlita.

El parámetro característico espaciado interlaminar sirve para caracterizar morfológicamente la microestructura perlítica, por lo tanto para ambos aceros el análisis morfológico fue realizado, midiendo el espaciado interlaminar de la perlita usando el proceso de intersección descrito por Underwood.

Para calcular el espaciado interlaminar de la perlita, se calculó el espaciado interlaminar real medio, σ_0 , o distancia perpendicular entre dos láminas consecutivas de cementita o de ferrita, a partir de la estimación del espaciado interlaminar aleatorio medio, σ_r .

Para medir σ_r se supone una rejilla circular de diámetro, $d_c = 0.04 \text{ m}$, sobre fotografías obtenidas en el SEM de la perlita realizadas a $M = 9500$ aumentos, y se cuenta el número de intersecciones de las laminas de cementita, n , con la circunferencia. Este procedimiento se repite en seis campos diferentes de la micrografía y en 10 micrografías diferentes de cada una de las muestras elegidas aleatoriamente.

El espaciado interlaminar aleatorio medio, σ_r , viene dado por la siguiente fórmula:

$$\sigma_r = (\pi dc / M) / n \quad [1]$$

Para medir σ_r se supone una rejilla circular de diámetro dc sobre una micrografía de la perlita realizada con unos aumentos, M , y se cuenta el número de intersecciones de láminas de cementita con la circunferencia, n .

Espaciado interlaminar aleatorio medio (σ_r) del acero R260 (Figura 4.13):

$$\sigma_r = (\pi 0.04 / 9500) / 34$$

Donde: $dc = 0.04$ m; $n = 34$ y $M = 9500X$.

$$\sigma_r = \mathbf{0.39 \mu m}$$

Espaciado interlaminar real medio (σ_0) del acero R260:

$$\sigma_0 = \sigma_r / 2 \quad [2]$$

$$\sigma_0 = 0.39 / 2$$

$$\sigma_0 = \mathbf{0.195 \mu m}$$

Espaciado interlaminar aleatorio medio (σ_r) del acero microaleado (Figura 4.14):

$$\sigma_r = (\pi 0.04 / 9500) / 42$$

Donde: $dc = 0.04$ m; $n = 42$ y $M = 9500X$.

$$\sigma_r = \mathbf{0.315 \mu m}$$

Espaciado interlaminar real medio (σ_0) del acero microaleado:

$$\sigma_0 = 0.315 / 2$$

$$\sigma_0 = \mathbf{0.16 \mu m} \text{ (menor distancia que en el acero R260)}$$

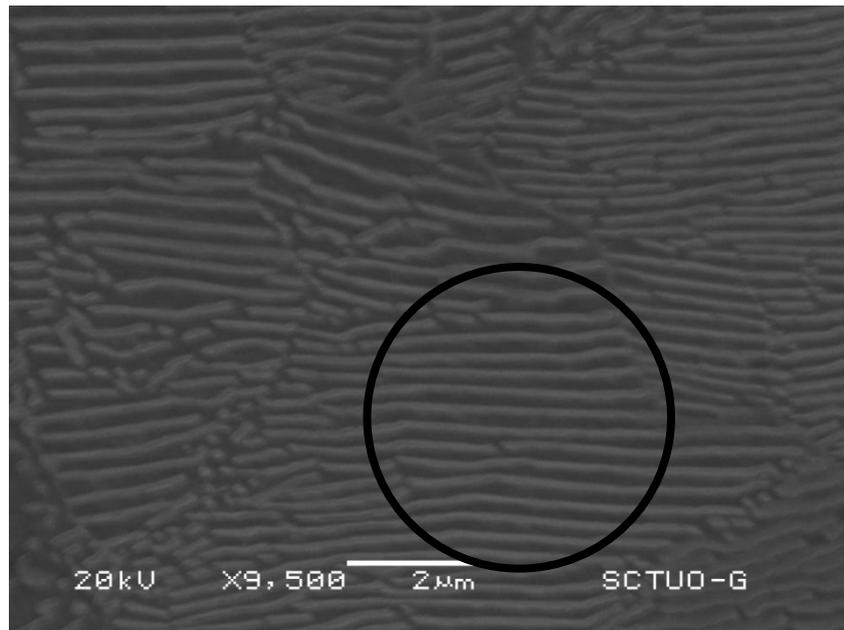


Fig. 4.13. Análisis morfológico. Microestructura acero R260.

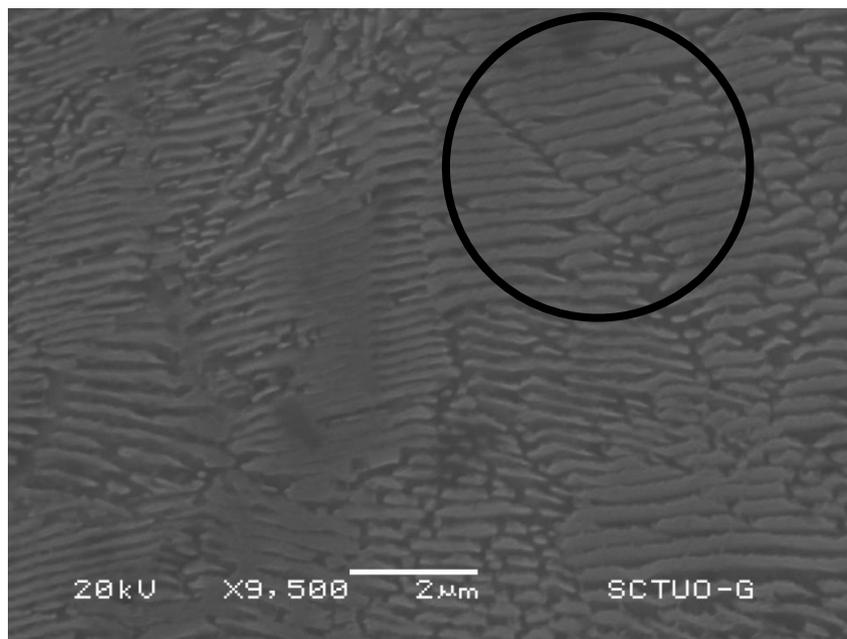


Fig. 4.14. Análisis morfológico. Microestructura acero microaleado.

En la figura 4.14 se muestra a simple vista que la separación entre las laminas de ferrita del acero microaleado es menor que la distancia entre las laminas de ferrita del acero R260 (se encuentran más juntas), figura 4.13.

El espaciado interlaminar del acero microaleado (Figura 4.14) es menor que la del acero R260 (Figura 4.13). La perlita de los aceros microaleados es más fina que la del acero C-Mn, razón por la cual el acero microaleado tiene mejores propiedades mecánicas (resistencia a la tracción, límite elástico y dureza), tablas 4.2- 4.3.

La razón por la cual un sólido se deforma plásticamente es por la existencia de dislocaciones, las cuales son defectos lineales que varían dentro del sólido cuando se le aplica tensión. Estas dislocaciones se apilan al encontrar un obstáculo (juntas de grano). Si se inmovilizan es necesario aplicar muchísima tensión para que se desplacen de nuevo, o crear nuevos defectos para continuar con la deformación.

La razón por la cual el acero microaleado tiene mejores propiedades mecánicas que el acero R260 es por tener menor espaciado interlaminar, porque cuanto menor sea el espesor de las láminas de ferrita, mayor es la probabilidad de que las dislocaciones se inmovilicen y se apilen una encima de otra si se encuentran un obstáculo durante el movimiento, por lo que es necesario aplicar una tensión muchísimo más grande para que las dislocaciones se desplacen de nuevo. Como resultado de esto se incrementa las propiedades mecánicas del acero [102].

La variación de los diferentes parámetros microestructurales, supone la variación de las propiedades mecánicas convencionales, el espaciado interlaminar es el parámetro más influyente sobre la dureza, el límite elástico, la tensión de rotura y el alargamiento a rotura. La dureza, el límite elástico y la tensión de rotura aumentan al disminuir el espaciado interlaminar, mientras que el alargamiento aumenta su valor al aumentar la distancia interlaminar.

En resumen, la variable microestructural que más influencia tiene sobre las propiedades mecánicas del acero del carril es el espaciado interlaminar. La disminución de la distancia interlaminar provoca la mejora de las propiedades mecánicas resistentes (dureza, límite elástico y la tensión de rotura), mientras que el alargamiento sufre el fenómeno inverso, como se puede ver en las formulas siguientes [54]:

$$\sigma_{ys} = \sigma_0 + k (s^{1/2}) \quad [16]$$

$$\sigma_R = \sigma_{R0} + k_1 (s^{1/2}) \quad [17]$$

$$H = H_0 + k_2 (s^{1/2}) \quad [18]$$

Donde:

- σ_{ys} es el límite elástico.
- σ_R es la tensión de rotura.
- H es la dureza del acero
- s es la distancia interlaminar.

A continuación y a modo de resumen se muestra una tabla con los factores microestructurales que tienen una mayor influencia con las propiedades mecánicas del carril y por consiguiente con el comportamiento del mismo [56].

Tabla 4.4. Factores microestructurales que tienen una influencia directa con el comportamiento del carril.

Propiedades	Cementita proeutectoide	Inclusiones metálicas	Espaciado interlaminar
Desgaste	ALTA	MEDIA	ALTA
Tenacidad	MEDIA	MEDIA	MEDIA

4.2. ENSAYOS TRIBOLÓGICOS PARA ALTAS CARGAS

4.2.1. Resultados de desgaste

Con el fin de estudiar la influencia de altas cargas en el comportamiento al desgaste de aceros de carril microaleados y C-Mn. Los ensayos tribológicos se realizaron con una configuración pin-on-disc en condiciones de temperatura y humedad ambiente (20 °C y HR 55 %), bajo tres cargas normales 20, 30 y 40 N (que se corresponden con una presión aparente de 0.64, 0.96 y 1.28 MPa), con una velocidad de rotación de 200 revoluciones por minuto, para la cual según la geometría usada en este trabajo se corresponde con una velocidad lineal de 0.52 m/s (radio de giro de 25 mm).

Los presentes ensayos se realizaron para una duración de los ensayos de una hora (distancia deslizada de 1.88 km) y cada uno de los ensayos fue replicado al menos tres veces.

En la figura 4.15 se representa los valores promedio y su desviación del desgaste de los pines (pérdida de masa) después de los ensayos tribológicos.

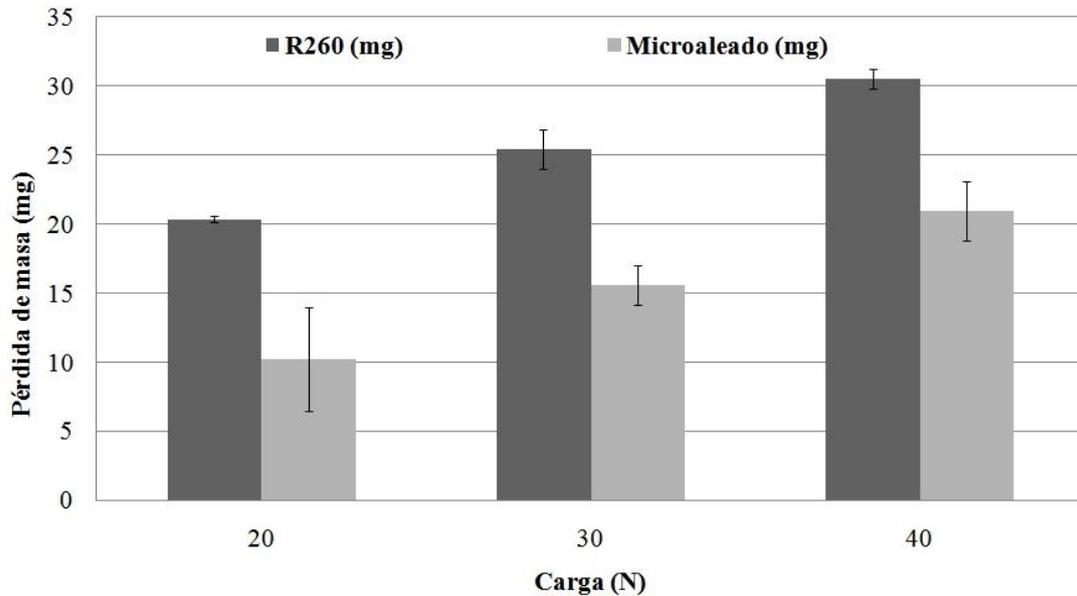


Fig. 4.15. Desgaste (pérdida de masa) según la carga aplicada.

Como puede verse los pines de acero R260 exhibieron un mayor desgaste que los pines de acero microaleado para las tres cargas aplicadas (20, 30 y 40 N), además de que ambos aceros muestran la misma tendencia al aumento del desgaste con el incremento de la carga aplicada.

Los resultados experimentales mostraron que el desgaste se incrementa proporcionalmente con el incremento de la carga aplicada para ambos aceros estudiados.

4.2.2. Modelo de desgaste de Archard

De acuerdo con este modelo, el volumen de desgaste es proporcional al coeficiente de desgaste, k , la fuerza normal, N , y la distancia deslizada, S , e inversamente proporcional a la dureza del material estudiado, H .

$$V = (k * N * S)/H [3]$$

Donde:

- V es el volumen de desgaste (m³)
- k es el coeficiente de desgaste (-)
- N es la fuerza normal (N)
- S es la distancia deslizada (m)
- H es la dureza de cada uno de los aceros estudiados (N/m²)

Existe una correlación entre la dureza del acero (HB), y su resistencia a la tracción (N/mm²), que viene dada por la siguiente tabla de conversión [95]:

H (Acero R260): 249 HB = 840*10⁶ N /m²

H (Acero microaleado): 292 HB = 987*10⁶ N/m²

N = 20, 30 y 40 N.

S = 1885 metros.

El coeficiente de desgaste k es un parámetro muy complejo de determinar, que puede variar considerablemente dependiendo de la velocidad de desplazamiento, de la presión de contacto aplicada, de la temperatura y del grado de lubricación del acero en el contacto.

$$k = (V * H)/(N * S)[19]$$

El coeficiente de desgaste adhesivo k , se determina experimentalmente, con objeto de obtener una información útil sobre la severidad del desgaste. Sin embargo, ésta depende del tipo de superficie (material, rugosidad, etc.) y de las condiciones de contacto.

En la figura 4.16 se muestra la evolución del coeficiente de desgaste adhesivo al aumentar la carga aplicada para cada uno de los dos aceros estudiados.

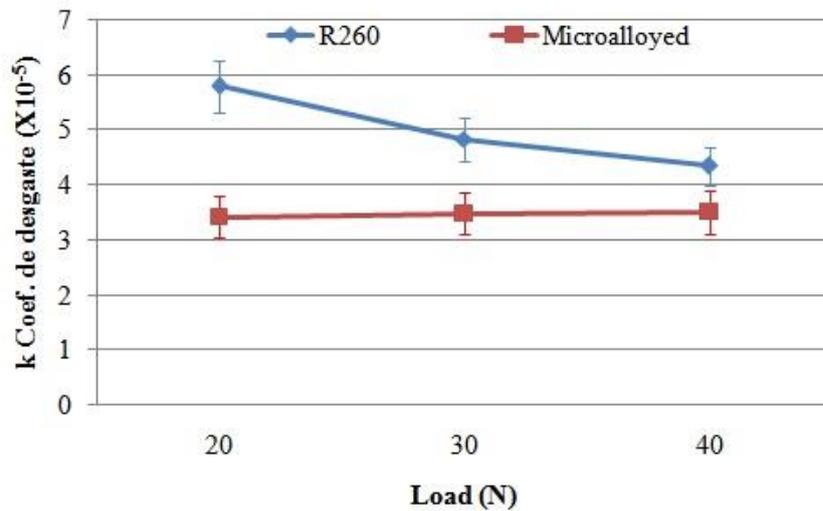


Fig. 4.16. Coeficiente de desgaste (k).

Un alto valor del coeficiente de desgaste (k) indica una menor resistencia al desgaste; por lo que el acero microaleado presenta una mayor resistencia al desgaste que la del acero R260. Otra conclusión que se puede extraer de este gráfico es que el coeficiente de desgaste para los carriles de acero microaleado se mantiene estable con el aumento de la carga aplicada.

Por otro lado, el coeficiente de desgaste del carril de acero R260 disminuye con el aumento de la carga aplicada, explicación que puede estar relacionada con la dureza similar entre los pines y los discos, los cuales reducen los cambios en la rugosidad y el incremento de las interacciones adhesivas [38]. Una variación sensible en el coeficiente de Archard es indicativa de un cambio en el mecanismo de desgaste predominante.

El carril de acero R260 muestra una mayor tasa de desgaste que la del carril microaleado, con la carga más baja aplicada, la tasa de desgaste del acero R260 es prácticamente el doble que la del acero microaleado, mientras que para cargas más altas aplicadas, la diferencia entre las tasas de desgaste de ambos aceros se redujo a 38.6 % y 31.2 %, bajo las cargas de 30 y 40 N, respectivamente (Figura 4.17).

La figura 4.17 representa el tanto por cierto de mejora de la tasa de desgaste del acero microaleado con respecto al acero R260 para las diferentes cargas.

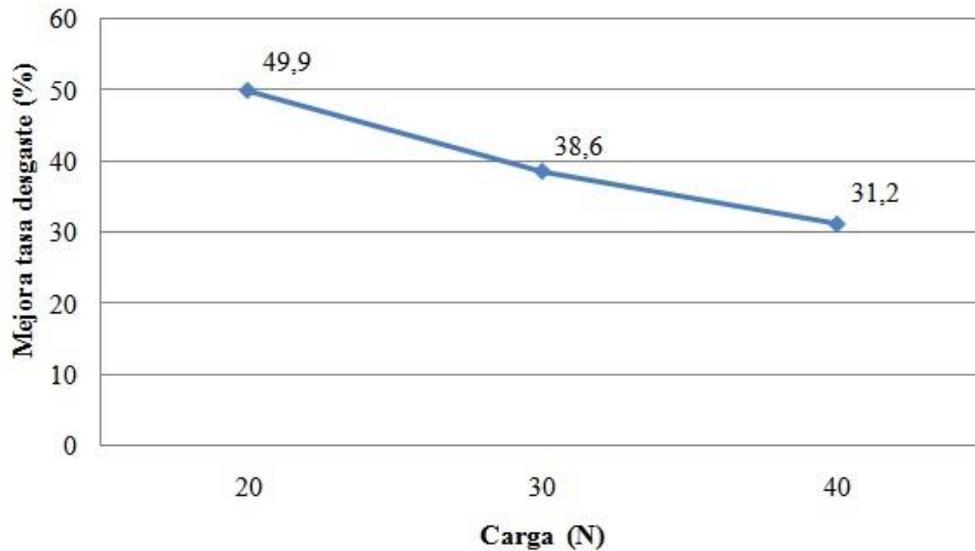


Fig. 4.17. Porcentaje de mejora en la tasa de desgaste para diferentes cargas.

4.2.3. Resultados de fricción

Las figuras 4.18 y 4.19 muestran la variación del coeficiente de fricción con el tiempo y la carga aplicada. Aunque el comportamiento al desgaste de ambos aceros fue bastante diferente en las condiciones ensayadas, no se observan grandes diferencias en el coeficiente de fricción.

La evolución del coeficiente de fricción con el tiempo es similar para los aceros estudiados; la misma conclusión a la cual llegaba en el estudio realizado por Viáfara [35].

Para ambos aceros estudiados en esta investigación, el coeficiente de fricción aumenta rápidamente a valores entre 0.5-0.7, alcanzando al final del ensayo un coeficiente de fricción promedio de 0.6 (Tabla 4.5). La evolución del coeficiente de fricción con el tiempo es muy semejante a la observada por Dayot [103].

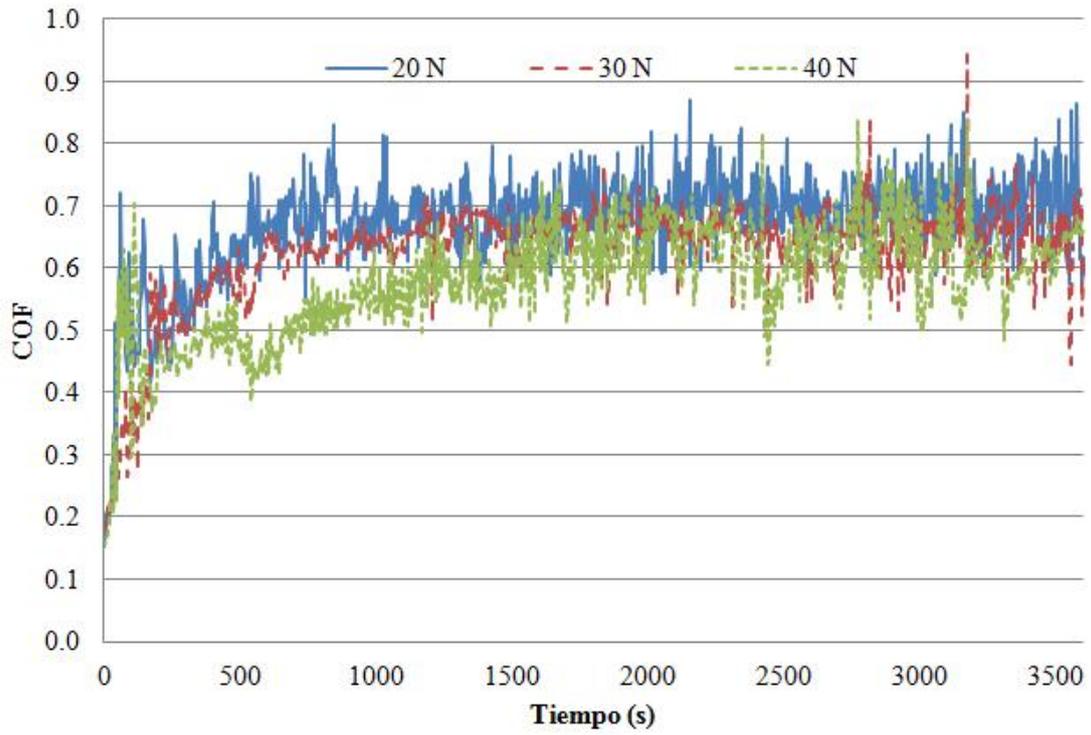


Fig. 4.18. Variación del coeficiente de fricción con el tiempo para el acero R260.

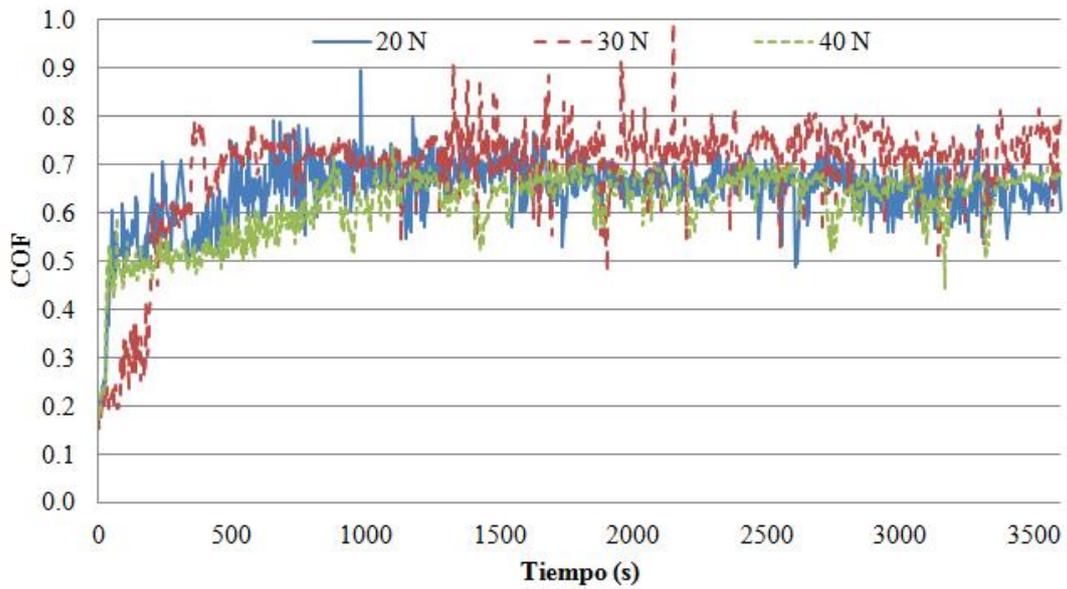


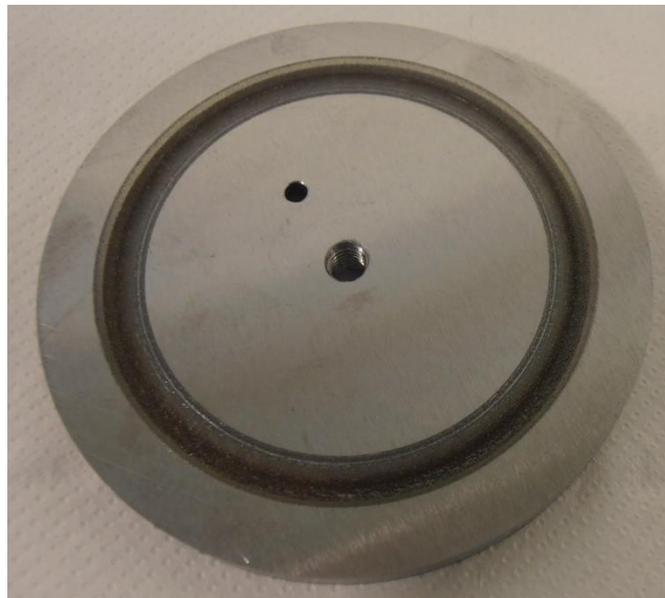
Fig. 4.19. Variación del coeficiente de fricción con el tiempo para el acero microaleado.

Tabla 4.5 Medida del coeficiente de fricción promedio.

Aceros	Carga (N)	COF
R260	20	0.676
R260	30	0.650
R260	40	0.615
Microaleado	20	0.654
Microaleado	30	0.719
Microaleado	40	0.639

4.2.4. Análisis y estudio superficial de la huella del disco

La huella de desgaste de los discos después de realizar los ensayos tribológicos es muy visible, como se puede apreciar en la figura 4.20. En las figuras 4.21 y 4.22 se representan las reconstrucciones en 3d de la huella obtenida sobre los discos. Mientras que en la figura 4.23 representa la profundidad de la huella mediante un perfil transversal de la misma.

**Fig. 4.20.** Huella de desgaste sobre el disco (probeta que simula la rueda).

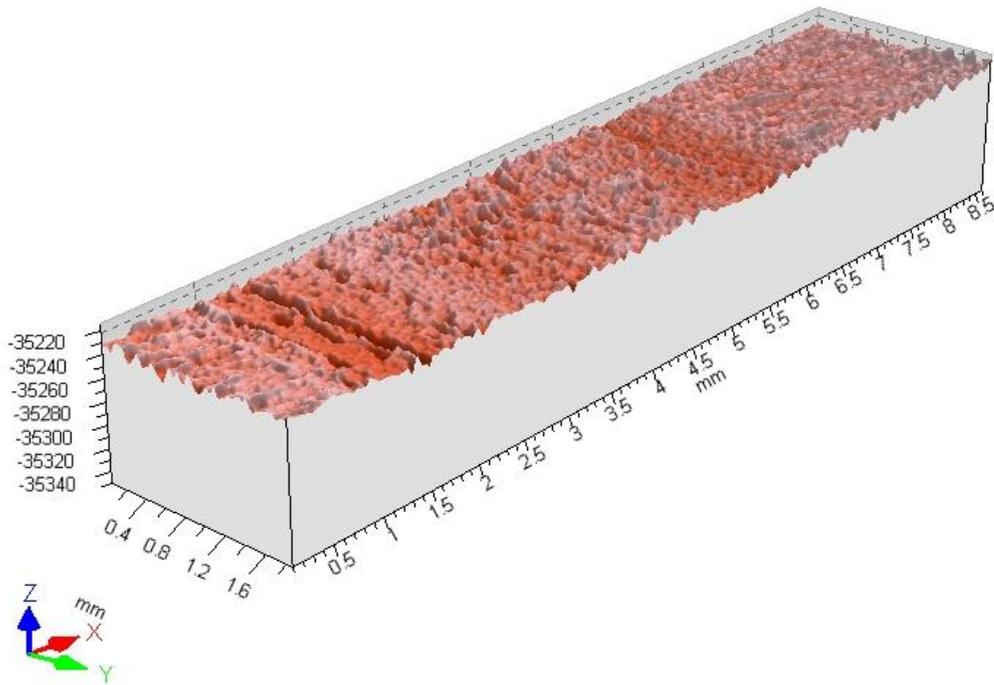


Fig. 4.21. Reconstrucción en 3d de la huella obtenida sobre los discos.

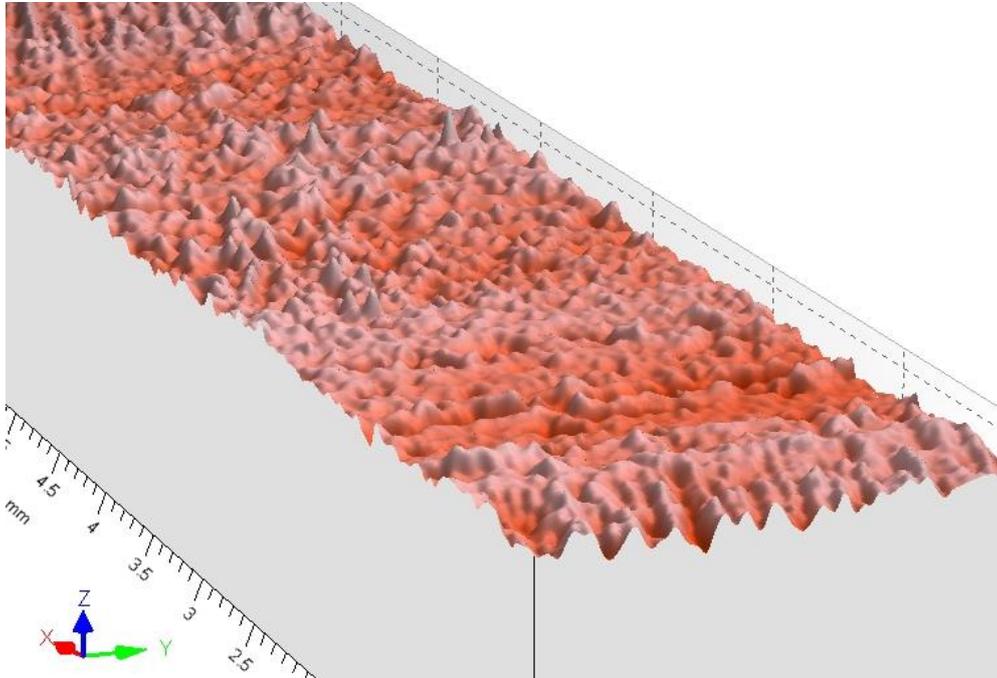


Fig. 4.22. Detalle de la huella del disco.

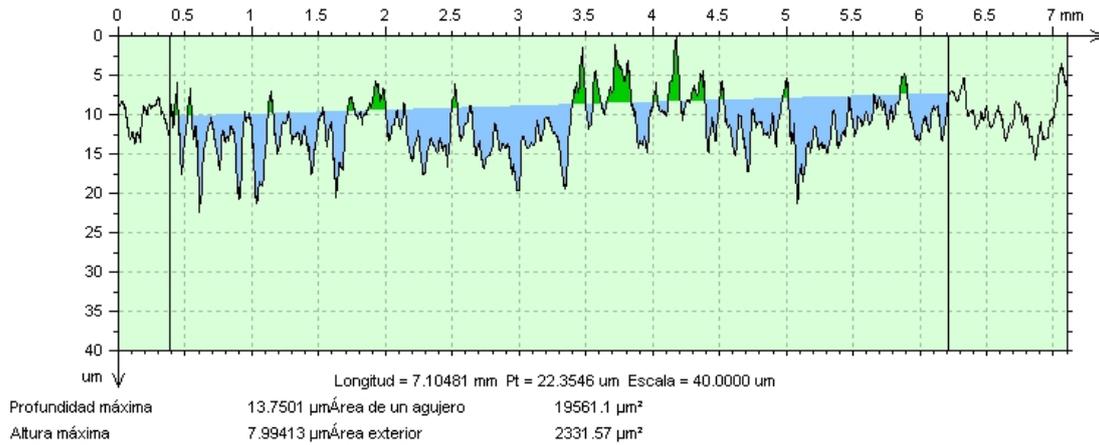


Fig. 4.23. La profundidad de la huella en una sección transversal del disco.

A pesar de la huella de desgaste apreciable a simple vista en la figura 4.20, las mediciones realizadas con el microscopio confocal Leica DCM 3D, revelan que la probeta disco, la cual representa la rueda en el contacto rueda-carril, no presenta una significativa pérdida de volumen.

Esto se justifica con el hecho de que el mecanismo más asociado con el desgaste severo es el adhesivo, provocando la rotura y desprendimiento del material de la superficie del pin y transfiriéndolo al disco, causando posteriormente un mayor daño sobre el pin que sobre el disco [32].

Las figuras 4.24 y 4.25 muestran las superficies desgastadas de los aceros del pin y del disco, respectivamente, después de los ensayos de desgaste, para comprobar que se verifica lo anteriormente expuesto.

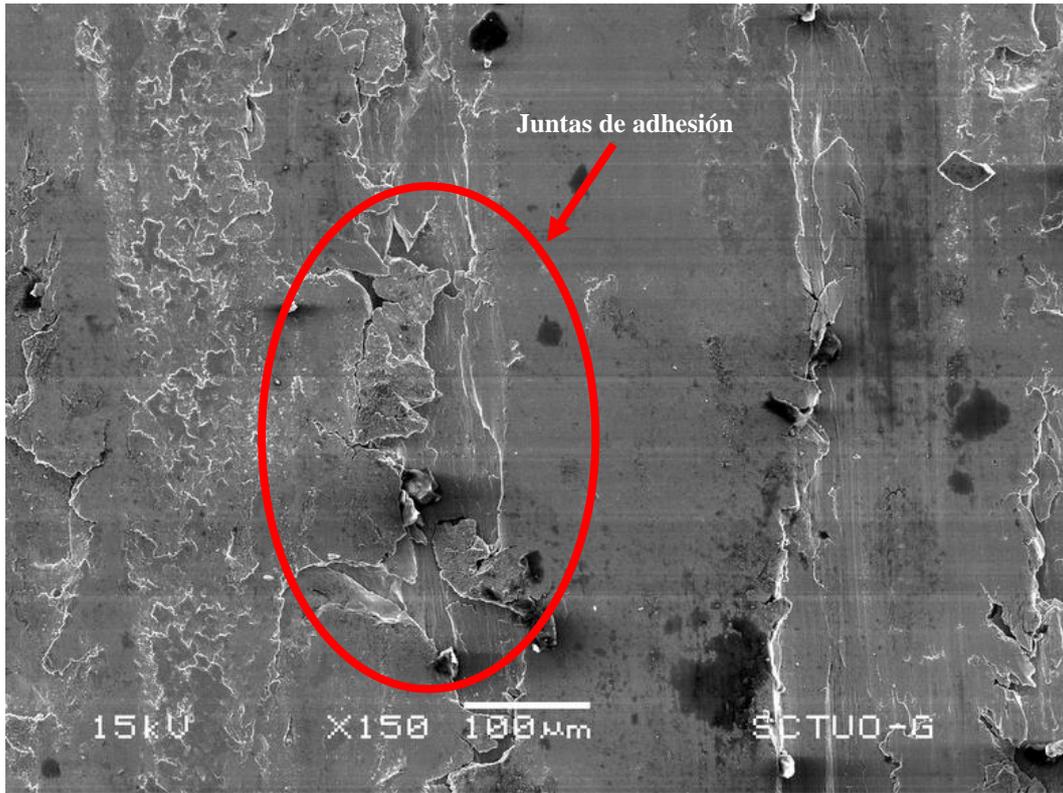


Fig. 4.24. SEM de la superficie desgastada del pin de acero R260 a 40 N.

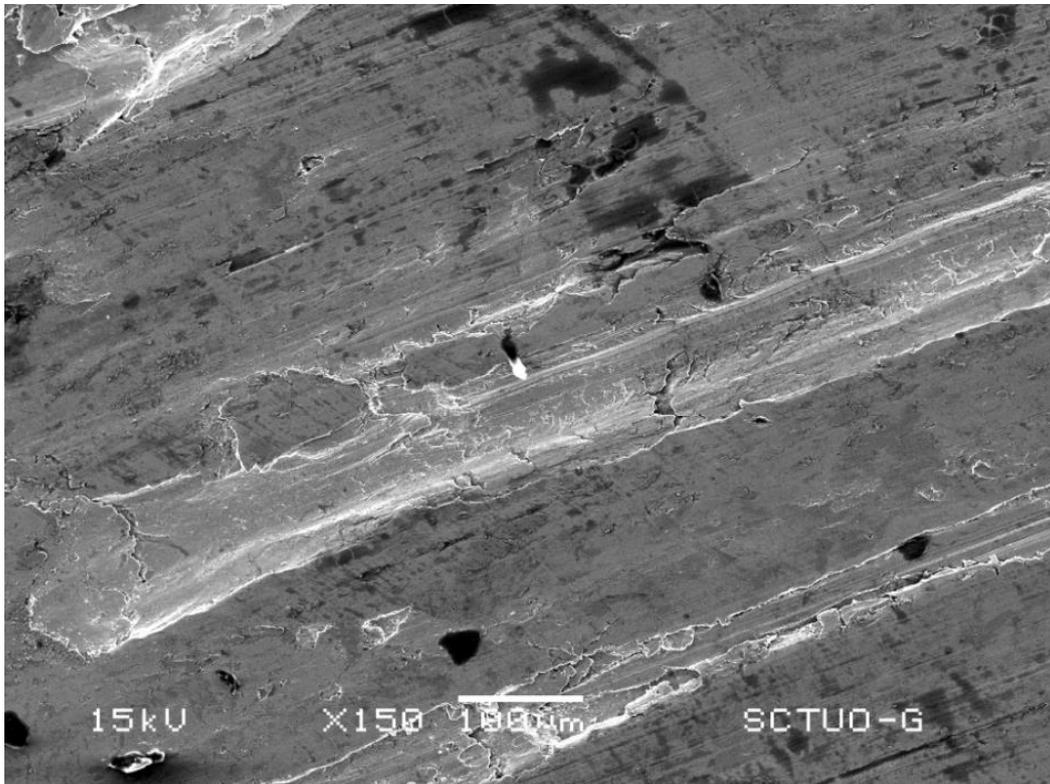


Fig. 4.25. SEM de la superficie desgastada del disco de acero R260 a 40 N.

El análisis y estudio superficial de la huella del disco con respecto al pin, verifican los resultados de la profundidad de desgaste realizado con el microscopio confocal sobre el disco, donde no se presentaba una significativa pérdida de volumen, porque como se puede ver las figuras anteriores, la rotura y desprendimiento del material ocurre en mayor grado sobre la superficie del pin que sobre la superficie del disco, además que en la superficie del pin desgastada se aprecia la formación de juntas de adhesión, (Fig. 4.24), fenómeno que en la superficie del disco apenas se aprecia (Fig. 4.25).

4.2.5. Análisis y estudio de la huella del pin mediante microscopio óptico y SEM

Las figuras 4.26 y 4.27 muestran las superficies desgastadas de los pines de los aceros R260 y microaleado a 20 N observadas con el microscopio óptico Nikon EIPHOT 200.

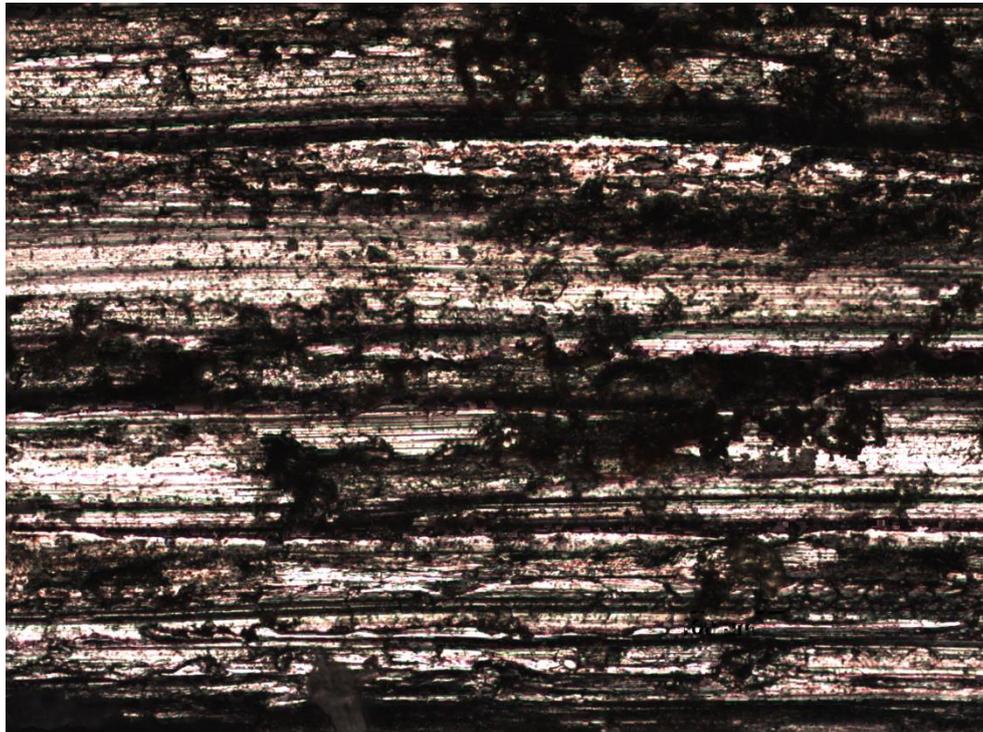


Fig. 4.26. Superficie desgastada del pin de acero R260-20 N, 200X.

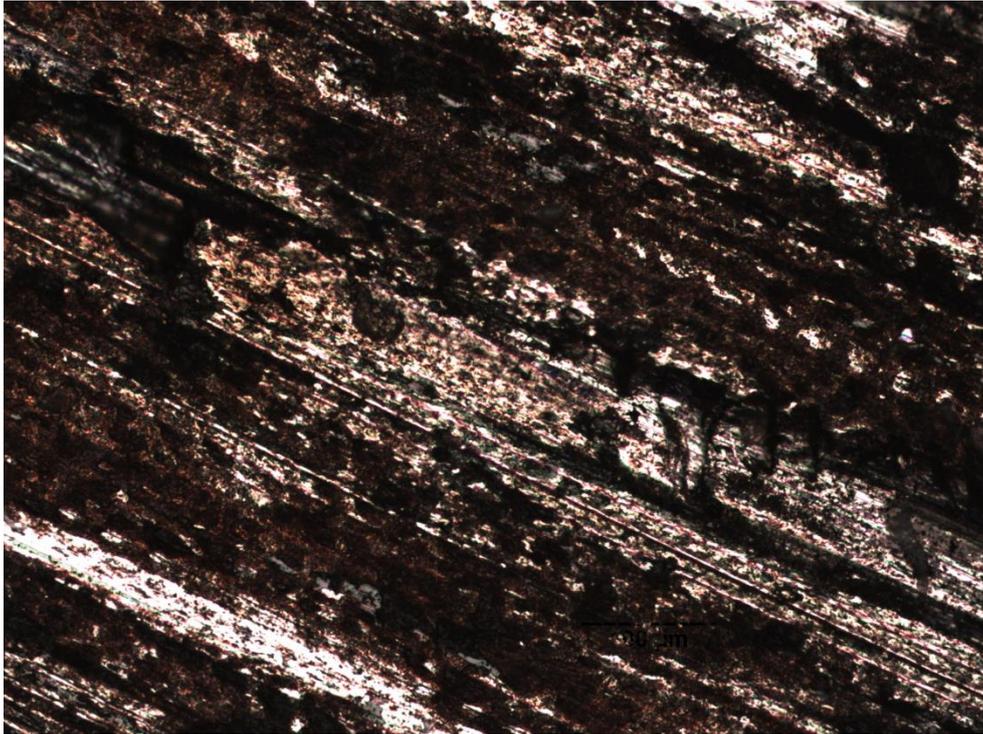


Fig. 4.27. Superficie desgastada del pin de acero microaleado-20 N, 200X.

En las dos figuras anteriores, el desgaste adhesivo es el observado en los dos aceros estudiados, por el aspecto de las superficies desgastadas que son de ralladuras irregulares y superficiales, típica entre dos superficies en contacto deslizante.

Las figuras 4.28-4.35 muestran las superficies de desgaste de los pines de acero después de los ensayos tribológicos observadas mediante el microscopio electrónico de barrido JEOL 5600. En las figuras 4.28-4.31 muestra el estudio de la huella de desgaste de los pines de acero R260 mientras que las figuras 4.31-4.35 muestra el estudio de la huella de desgaste de los pines de acero microaleado.

La aparición de las juntas de adhesión fue observada en las superficies de desgaste de ambos aceros ensayados (Figuras 4.29, 4.31, 4.33 y 4.35). El incremento de carga provoca un aumento en la severidad del desgaste (mayor deformación plástica y mayor número de grietas en superficie). El desgaste adhesivo fue el mecanismo principal observado en ambos casos, siendo más severo en el acero de carril R260.

Los resultados obtenidos demuestran que el acero microaleado tiene una mayor resistencia al desgaste que el acero R260.

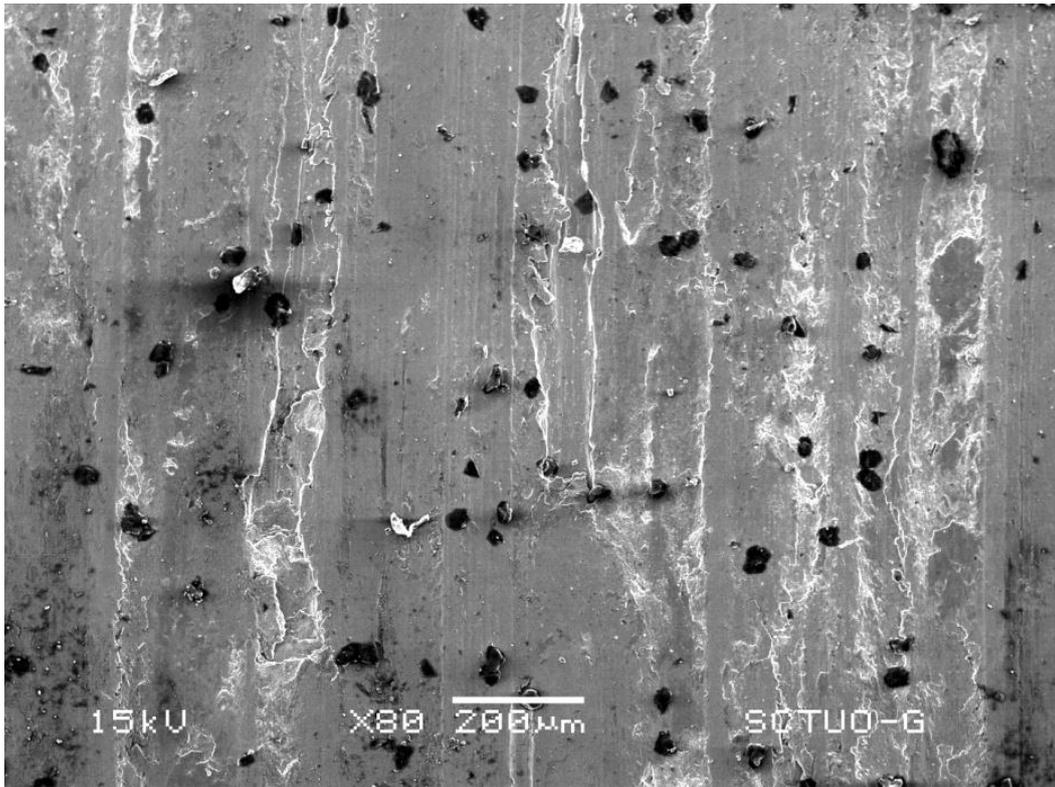


Fig. 4.28. Imágenes SEM de la superficie de desgaste del pin de acero R260-20 N, 80X.

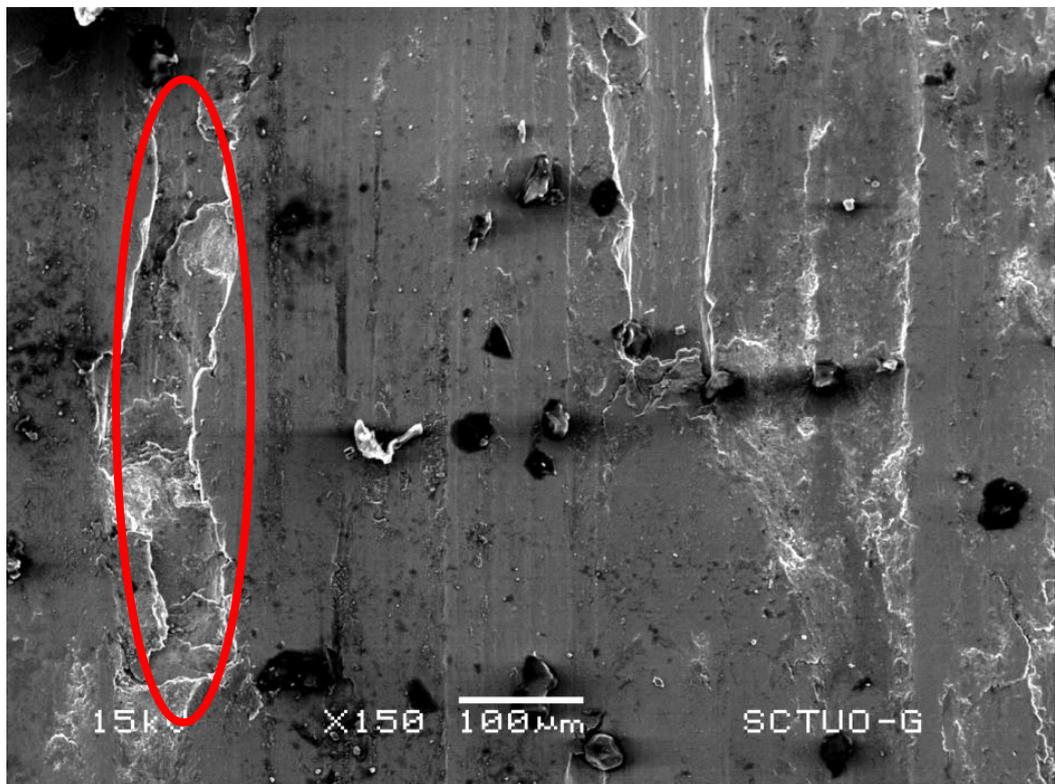


Fig. 4.29. Imágenes SEM de la superficie de desgaste del pin de acero R260-20 N, 150X.

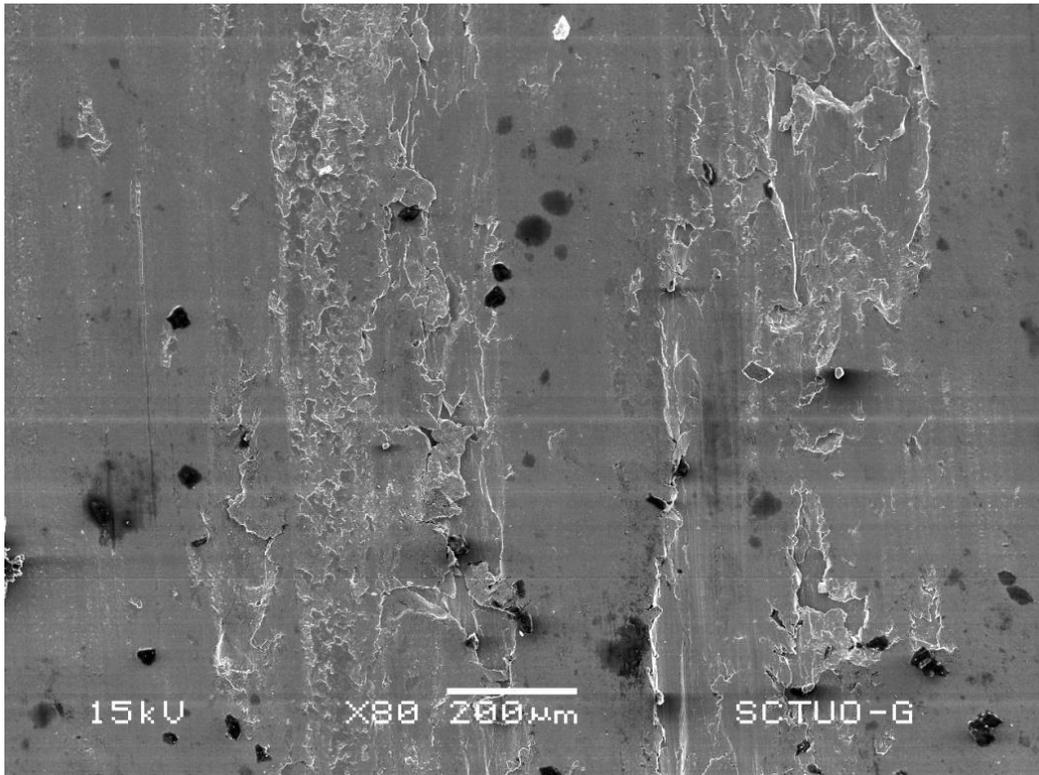


Fig. 4.30. Imágenes SEM de la superficie de desgaste del pin de acero R260-40 N, 80X.

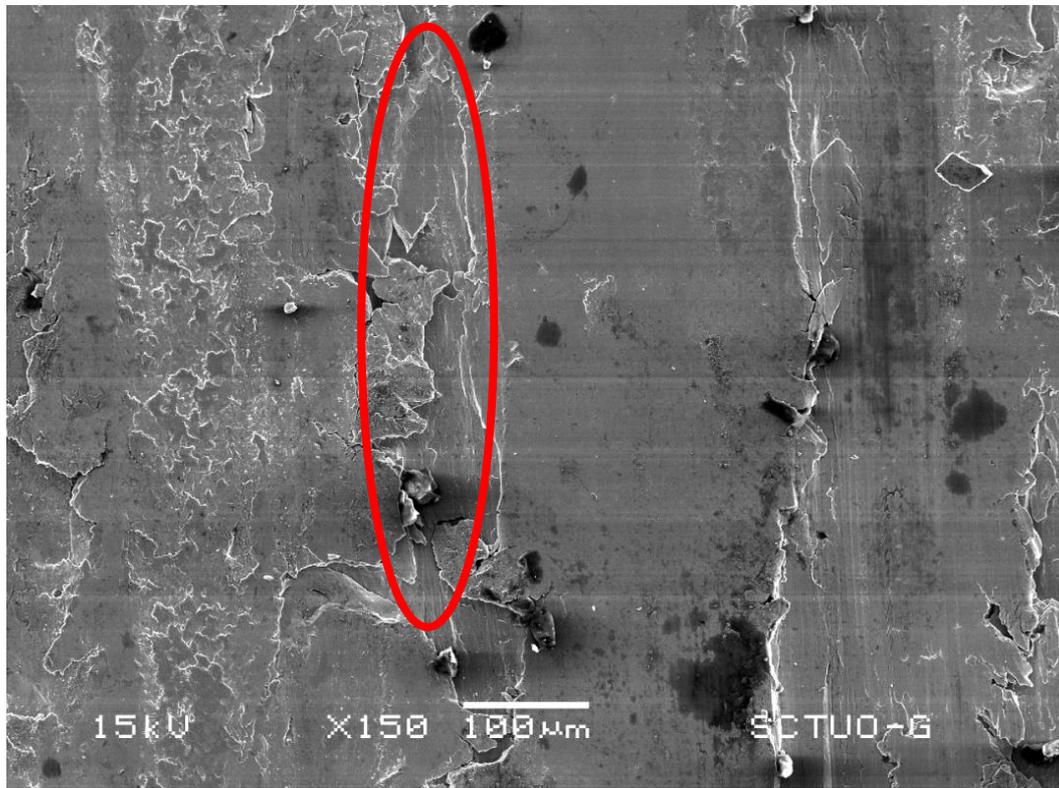


Fig. 4.31. Imágenes SEM de la superficie de desgaste del pin de acero R260-40 N, 150X.

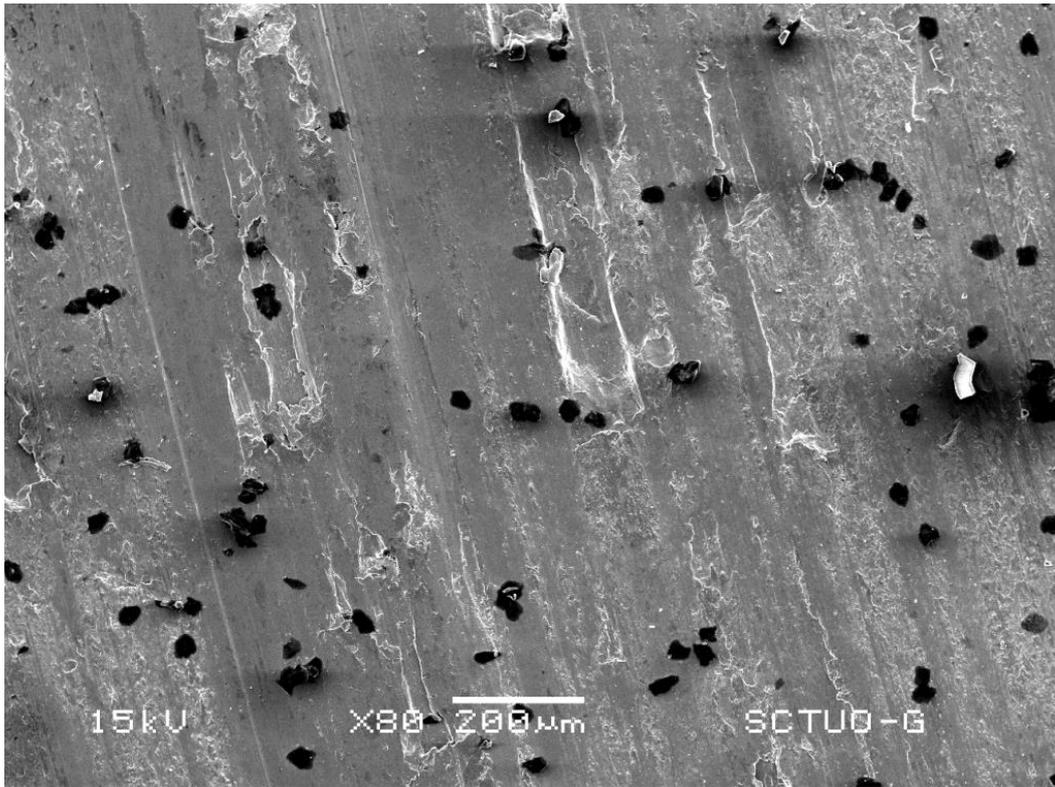


Fig. 4.32. Imágenes SEM de la superficie de desgaste del pin de acero microaleado-20 N, 80X.

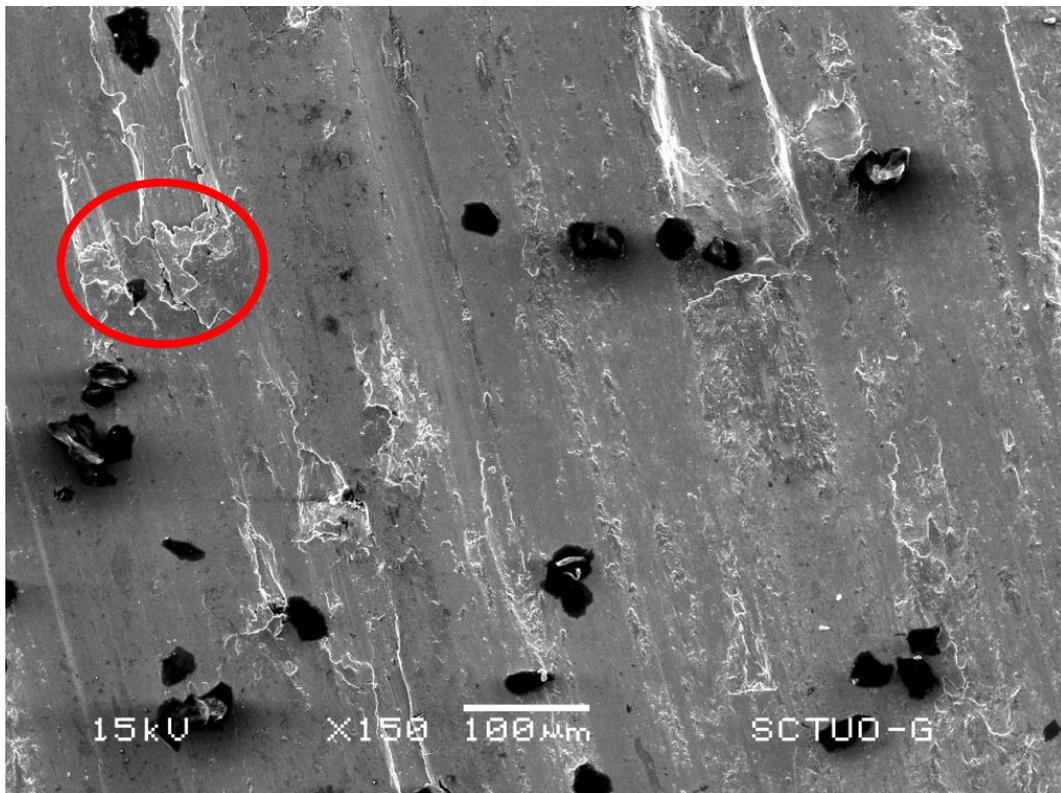


Fig. 4.33. Imágenes SEM de la superficie de desgaste del pin de acero microaleado-20 N, 150X.

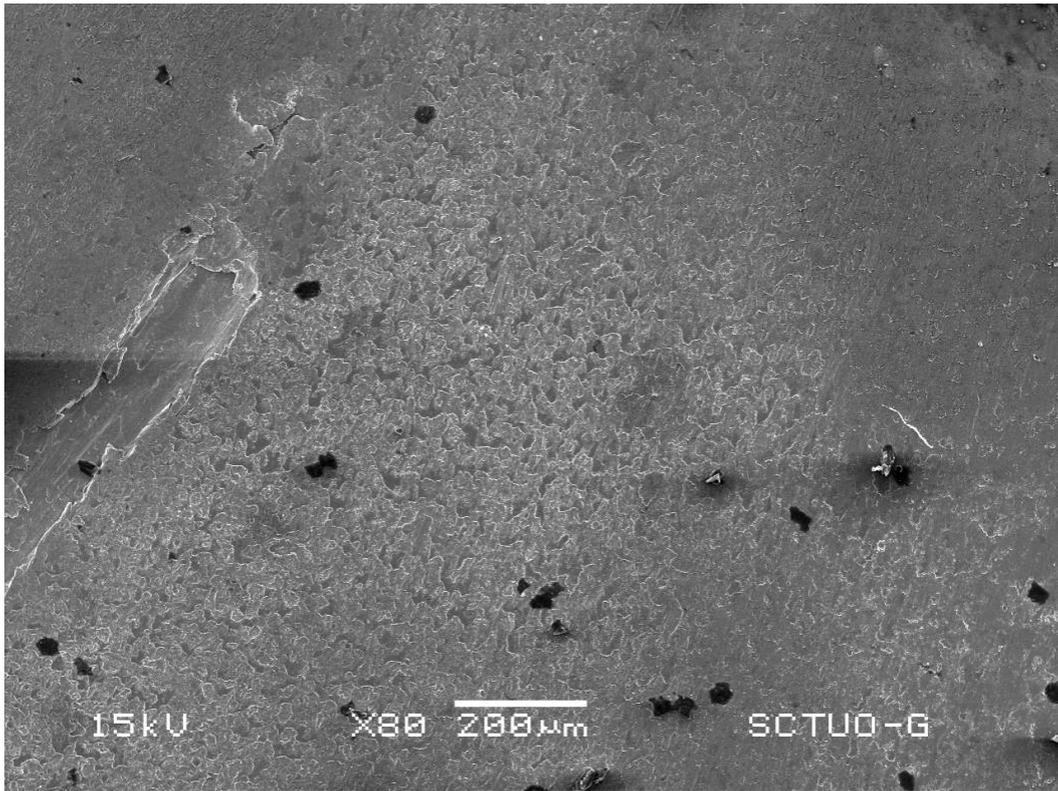


Fig. 4.34. Imágenes SEM de la superficie de desgaste del pin de acero microaleado-40 N, 80X.



Fig. 4.35. Imágenes SEM de la superficie de desgaste del pin de acero microaleado-40 N, 150X.

En menor medida en las figuras siguientes (Figuras 4.36 y 4.37) también se puede observar desgaste abrasivo, ya que durante el deslizamiento de una superficie respecto a otra, ocurre un proceso de corte entre estos dos puntos de adhesión que generan fragmentos de los materiales en contacto, los cuales contribuyen a aumentar la fricción entre superficies. Cuando la fricción está dominada por la presencia de fragmentos sueltos entre las dos superficies, este mecanismo de fallo se conoce como fricción por impurezas abrasivas [46].

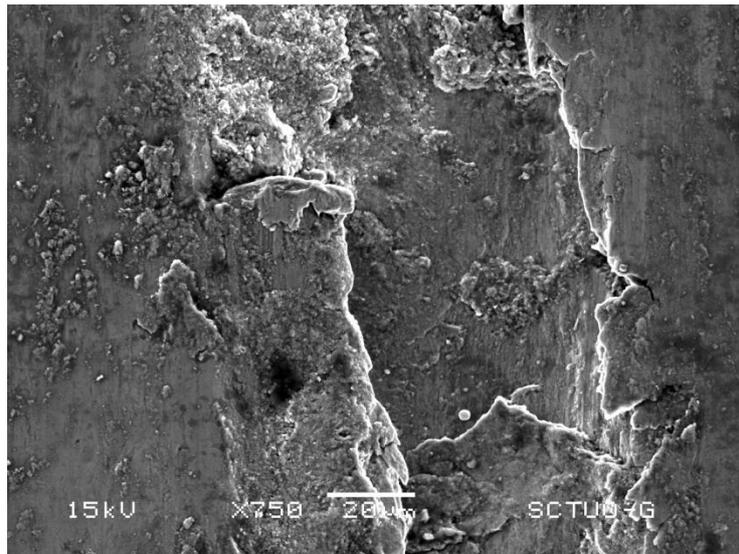


Fig. 4.36. Imágenes SEM de la superficie de desgaste del pin de acero R260-20 N, 750X.

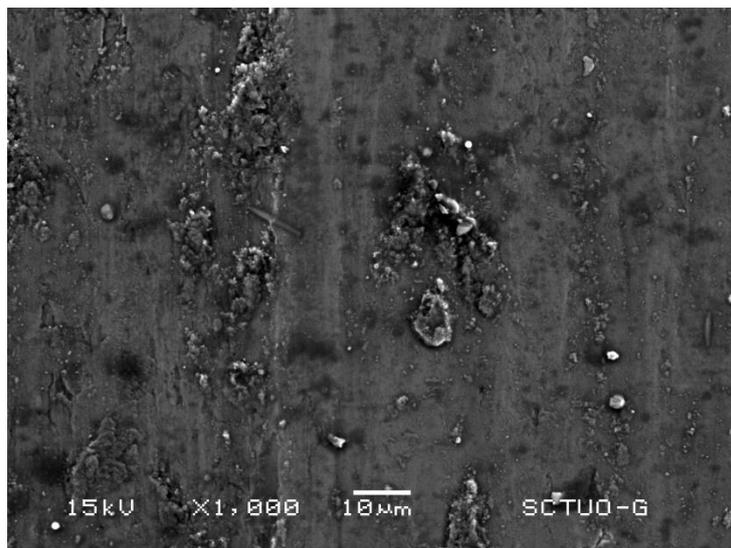


Fig. 4.37. Imágenes SEM de la superficie de desgaste del pin de acero R260-20 N, 1000X.

4.3. ENSAYOS TRIBOLÓGICOS PARA DIFERENTES CONDICIONES ATMOSFÉRICAS (HUMEDAD Y TEMPERATURA)

4.3.1. Evolución de la temperatura durante el transcurso del ensayo de desgaste

Antes de exponer los resultados de los ensayos tribológicos, analizaremos las condiciones de ejecución de los mismos.

Las figuras 4.38 y 4.39 muestran la evolución de la temperatura de la probeta tipo disco durante los ensayos tribológicos realizados a temperatura ambiente.

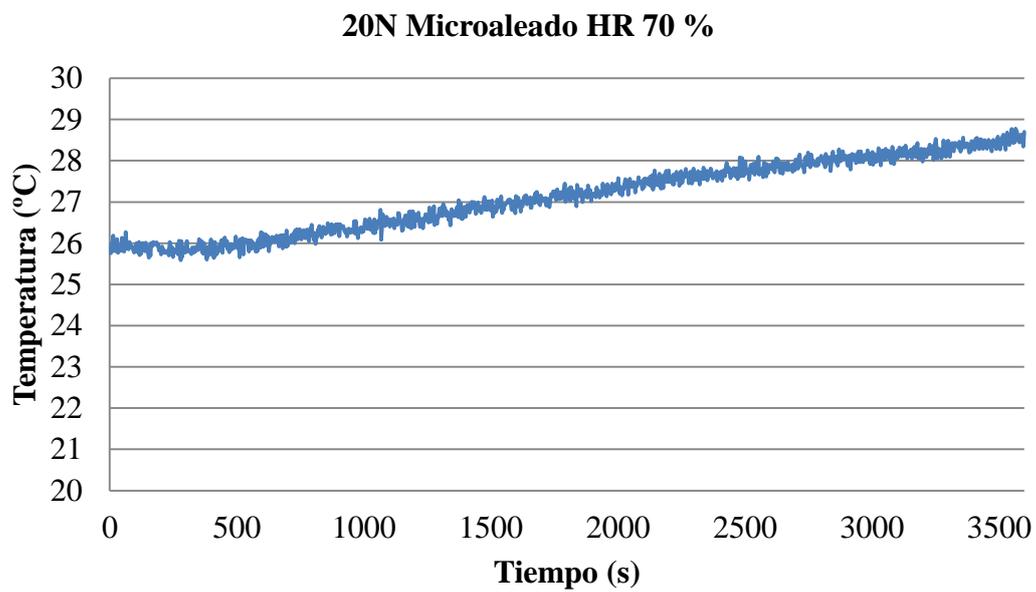


Fig. 4.38. Evolución de la temperatura durante el ensayo pin-on-disc con HR 70 %.

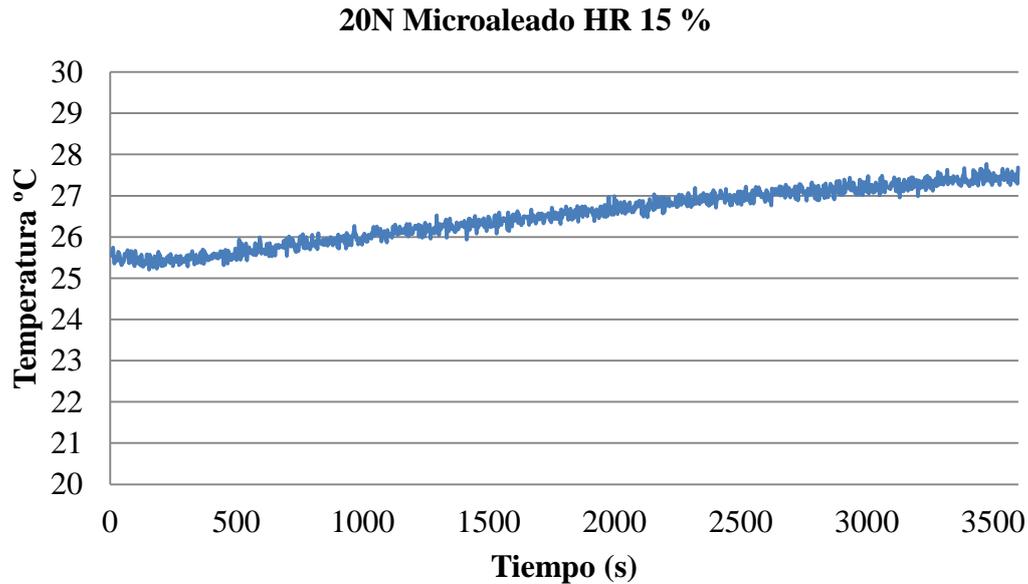


Fig. 4.39. Evolución de la temperatura durante el ensayo pin-on-disc con HR 15 %.

La gráficas anteriores muestran que a medida que aumenta el tiempo del ensayo se produce un aumento de la temperatura de la probeta tipo disco y por consiguiente un incremento de la temperatura de contacto entre los dos aceros.

Con el aumento de la severidad de contacto, la temperatura de los dos cuerpos en contacto aumenta rápidamente, fenómeno que puede estar relacionado con la elevada temperatura de contacto, y que puede producir cambios en la microestructura y en la cantidad de óxido formada en la superficie de contacto entre los dos cuerpos [44].

Como las condiciones de contacto cada vez son más severas en términos de presión y velocidad de desplazamiento, se produce un aumento de la temperatura de contacto, y una mayor concentración de partículas ultrafinas.

La interacción entre la probeta que representa la rueda y la probeta que representa el carril genera un calentamiento en cada una de las superficies que interaccionan, por eso el aumento de la temperatura del disco se incrementa hasta casi 3 °C (Figuras 4.38 y 4.39), el cual está provocado por la fricción de contacto entre ellas.

4.3.2. Resultados de desgaste

Se realizaron adicionalmente ensayos tribológicos para el estudio de la influencia de las variables atmosféricas sobre el comportamiento tribológica del acero de carril en una cámara climática con control de la temperatura y de la humedad relativa del aire. En ensayo pin-on-disc fueron realizados bajo una carga normal de 20 N (que se corresponde con una presión relativa de 0.64 MPa), para diferentes niveles de humedades relativas (HR 15 y 70 %) y diferentes temperaturas (20 y 40 °C), con una velocidad de rotación del disco de 200 rpm, que se corresponde con una velocidad lineal de deslizamiento de 0.35 m/s (radio de giro de 17 mm). La duración de los ensayos fue de una hora (distancia deslizada 1.28 km) y cada uno de los ensayos fue replicado al menos tres veces.

Las series de los ensayos fueron diseñadas para garantizar el estudio de la influencia de la temperatura y humedad en el desgaste y la fricción de los contactos entre aceros de rueda y carril, empleando el menor número de ensayos. Los ensayos de desgaste fueron realizados utilizando el tribómetro CETR UMT-3, el cual está encerrado en una cámara climática donde la humedad se encuentra controlada por un humidificador.

La figura 4.40 muestra los valores promedio y la desviación del desgaste de los pines (pérdida de masa) del acero microaleado después de los ensayos tribológicos. Como se puede observar los pines de acero microaleado ensayados con una humedad relativa del 70% exhibieron una mayor pérdida de masa que los pines ensayados con una humedad relativa más baja del 15 %. Sin embargo, los pines de acero microaleado muestran prácticamente la misma pérdida de masa al aumentar la temperatura del ensayo.

En función de los resultados obtenidos sobre el de acero de carril microaleado, donde la variación de humedad influye sobre el desgaste, mientras que la variación de temperatura apenas tiene influencia significativa sobre el mismo, se realizaron ensayos tribológicos sobre el acero de carriles R260 para comprobar que la humedad y la temperatura influyen de igual manera sobre el desgaste que para el acero estudiado anteriormente.

En la figura 4.41 se muestran los valores promedio y su desviación, del desgaste de los pines de acero R260 después de los ensayos tribológicos, como se puede observar el acero R260 tiene el mismo comportamiento al desgaste frente a las variaciones de la humedad y temperatura que el acero microaleado anteriormente estudiado, donde se produce un aumento del desgaste con el aumento de la humedad relativa aplicada y prácticamente el mismo desgaste con el aumento de la temperatura en el ensayo.

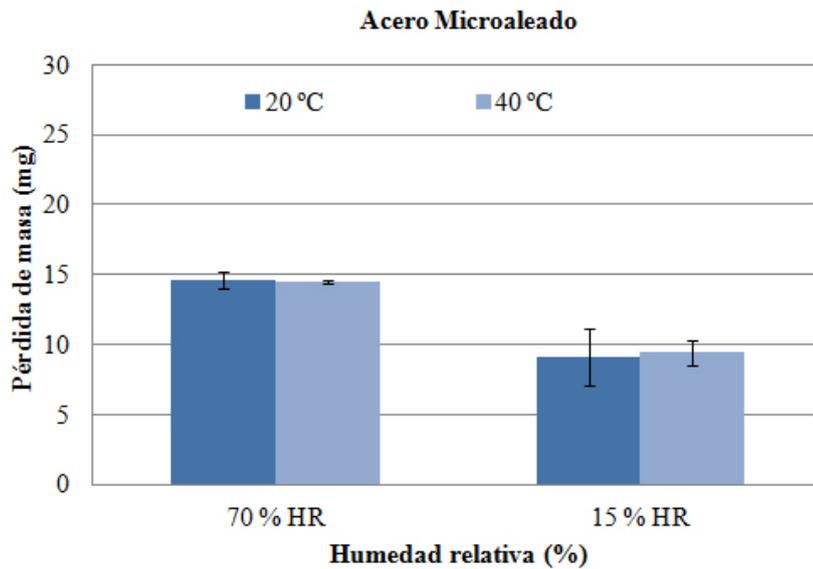


Fig. 4.40. Pérdida de masa como una función de la temperatura y de la humedad (microaleado).

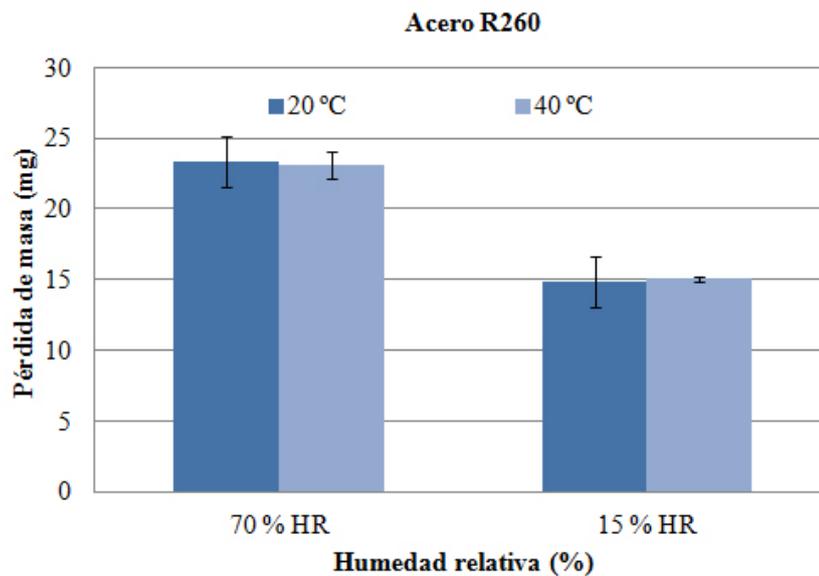


Fig. 4.41. Pérdida de masa como una función de la temperatura y de la humedad (R260).

En resumen, la figura 4.42 muestra la pérdida de masa de los pines de los aceros R260 y microaleado para las dos humedades relativas estudiadas (HR 15 % y HR 70%).

Los resultados muestran que los dos aceros ensayados con una humedad relativa más alta tienen una mayor pérdida de masa que las muestras ensayadas a humedades relativas más bajas. Además también nos muestran que los dos aceros estudiados son igualmente sensibles al incremento de la humedad.

Mientras que la figura 4.43 muestra la pérdida de masa del acero R260 y el acero microaleado para las dos temperaturas estudiadas (20 °C y 40 °C) y para una humedad relativa del 15 %.

Los resultados demuestran que para los dos aceros estudiados a la temperatura de 40 °C tienen la misma pérdida de masa que para los ensayados a 20 °C, y responden de la misma manera al aumento de temperatura.

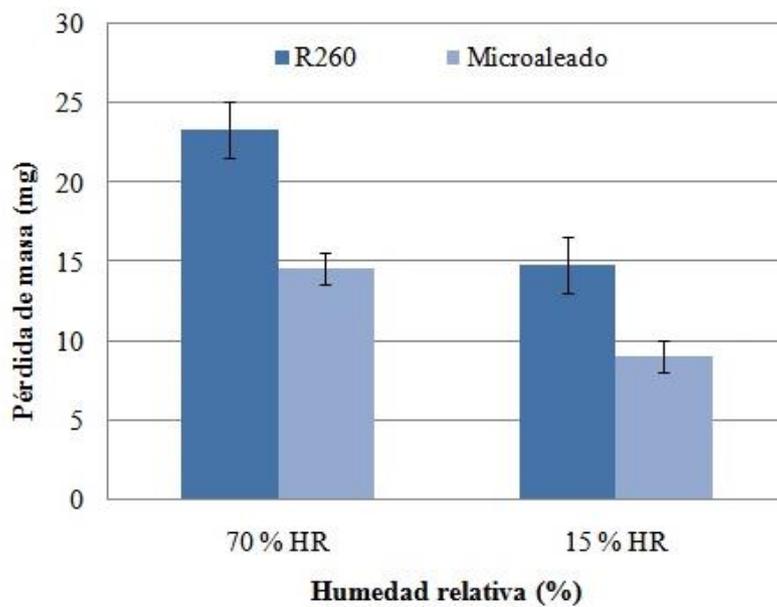


Fig. 4.42. Comparativa de la pérdida de masa según el tipo de acero estudiado (20 °C).

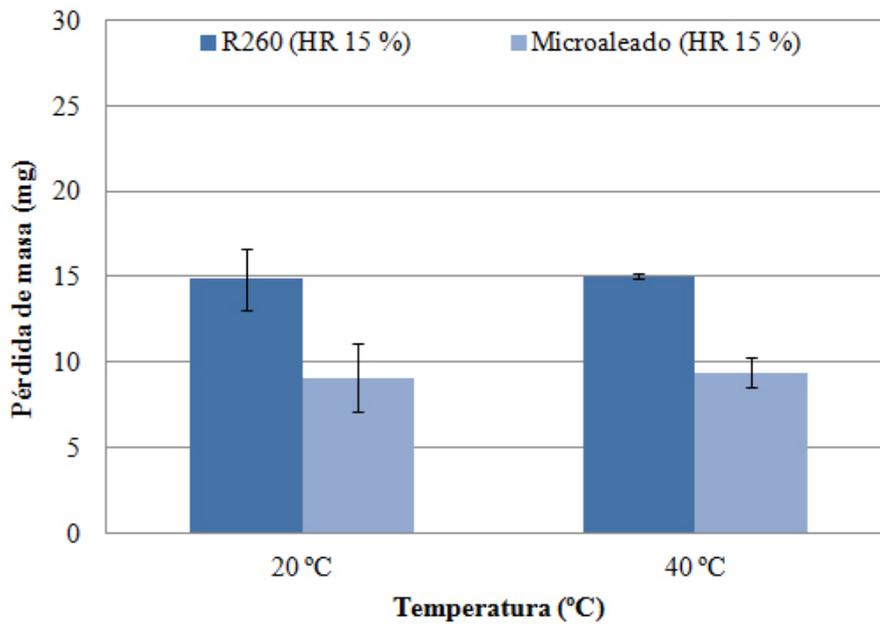


Fig. 4.43. Comparativa de la pérdida de masa según el tipo de acero estudiado (HR 15 %).

4.3.3. Modelo de desgaste de Archard

El coeficiente de desgaste, k , viene dado por la siguiente ecuación:

$$k = (V * H)/(N * S)[19]$$

La figura 4.44 y 4.45 representan el coeficiente de desgaste (k) en función de las distintas variables atmosféricas para el acero microaleado y el acero R260.

Donde:

- V es el volumen de desgaste (m^3)
- k es el coeficiente de desgaste (-)
- N es la fuerza normal (N)
- S es la distancia deslizada (m)
- H es la dureza del acero estudiado (N/m^2)

Existe una correlación entre la dureza del acero (HB), y su resistencia a la tracción (N/mm^2), que viene dada por la siguiente tabla de conversión [95]:

H (Acero R260): $249 \text{ HB} = 840 \cdot 10^6 \text{ N/m}^2$

H (Acero microaleado): $292 \text{ HB} = 987 \cdot 10^6 \text{ N/m}^2$

$N = 20 \text{ N}$.

$S = 1282 \text{ metros}$.

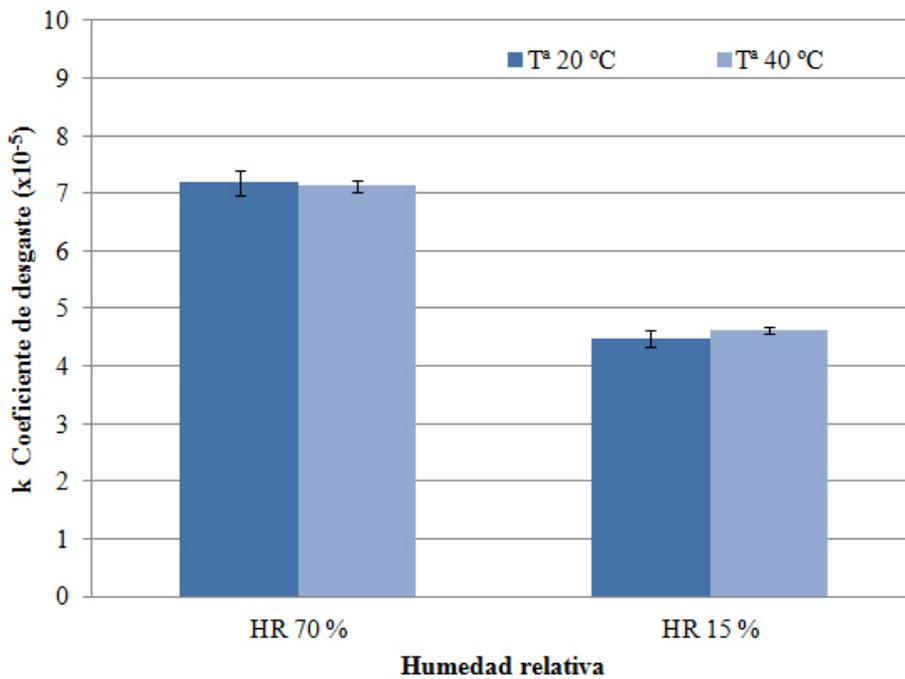


Fig. 4.44. Coeficiente de desgaste (k) del acero microaleado.

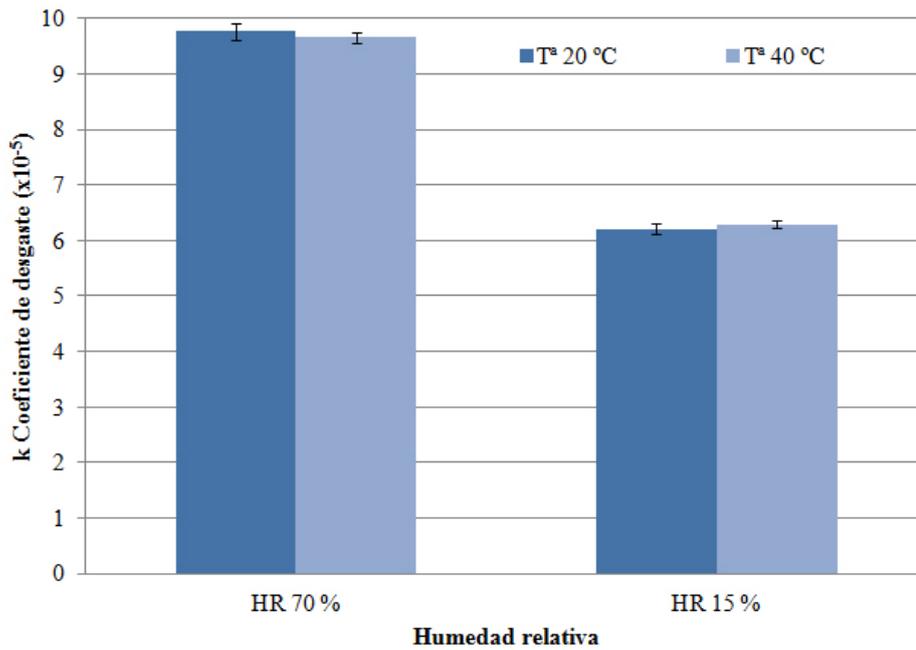


Fig. 4.45. Coeficiente de desgaste (k) del acero R260.

Un alto valor de k indica que en las condiciones de ensayo, el acero tiene menor resistencia al desgaste; por lo tanto los aceros de carril estudiados, ante condiciones de alta humedad, tienen menor resistencia al desgaste que esos mismos carriles de acero en condiciones de baja humedad. El coeficiente de desgaste para el acero de carril microaleado y para el acero R260 prácticamente no es sensible al incremento de la temperatura atmosférica, dentro del rango de temperaturas estudiadas (hasta 40 °C). Otra conclusión que podemos obtener de los anteriores gráficos es que el acero R260 tiene menor resistencia al desgaste que el acero microaleado, razón por la cual tiene un coeficiente más alto para todas las condiciones atmosféricas estudiadas.

4.3.4. Análisis de las superficies desgastadas mediante la técnica de difracción de Rayos X

El objetivo del análisis de las superficies desgastadas de los contracuerpos mediante la técnica de difracción de Rayos X para las diferentes condiciones de temperatura y humedad, es la de identificar las fases cristalinas existentes, principalmente las de los óxidos superficiales.

Para ello se determinó el parámetro de red del acero masivo de la probeta ensayada a HR 70 % y Tª 40 °C y una estimación del porcentaje límite de los óxidos superficiales respecto a esta fase mayoritaria.

La tabla 4.6 enumera los distintos picos de Bragg determinados sobre el difractograma de la probeta M1 (HR 70 % y T^a 40 °C) medido con el tubo de Cu (M1). En las siguientes columnas se detallan los valores de la posición e intensidad observada, así como las distancias interplanares e intensidades relativas derivadas.

Tabla 4.6. Parámetros de los picos de Bragg observados en el difractograma M1.

N°	Posición	Intensidad	Distancia	I[%]	Índices de Miller
	2θ [°]	I [cps]	d[Å]		h k l
1	32.970	6.982	2.7167	1.35	
2	35.706	7.367	2.5145	1.43	
3	44.577	515.926	2.0326	100	1 1 0
4	64.826	173.091	1.4382	33.55	2 0 0
5	82.183	281.520	1.1729	54.57	2 1 1
6	98.736	110.428	1.0158	21.40	2 2 0
7	116.080	336.828	0.9086	65.29	3 1 0

A partir de estos últimos valores de la tabla 4.6 se observa como las intensidades relativas de los dos primeros picos son muy inferiores a las correspondientes a los cinco restantes, indicando que estos se corresponden con las reflexiones del acero masivo mientras que aquellas están asociadas con el óxido superficial, cuya presencia se reduce por tanto a un 1-2 %.

A partir de los datos obtenidos, se ha realizado una búsqueda exhaustiva de posibles candidatos entre los compuestos de Fe, empleando las fichas cristalográficas PDF-2 pertenecientes a la base de datos cristalográfica del ICDD (International Centre for Diffraction Data versión 2004). Sin embargo, no se puede lograr un resultado definitivo debido al bajo número e intensidad de las reflexiones disponibles, aunque la presencia de hematita (α -Fe₂O₃), parece la opción más plausible.

Por otra parte, los cinco picos más intensos se pueden indexar (véase última columna) haciendo uso de una celda cúbica centrada en el cuerpo (BCC) cuyo parámetro derivado mediante mínimos cuadrados es: $a = 2.8706 (1) \text{ \AA}$; acorde con un acero ferrítico. Finalmente, se ha empleado un código de colores en la tabla para identificar cada uno de estos picos con su fase cristalina asociada: azul para las reflexiones del acero y verde para las del óxido. Este código es idéntico al empleado en el análisis del difractograma M1.

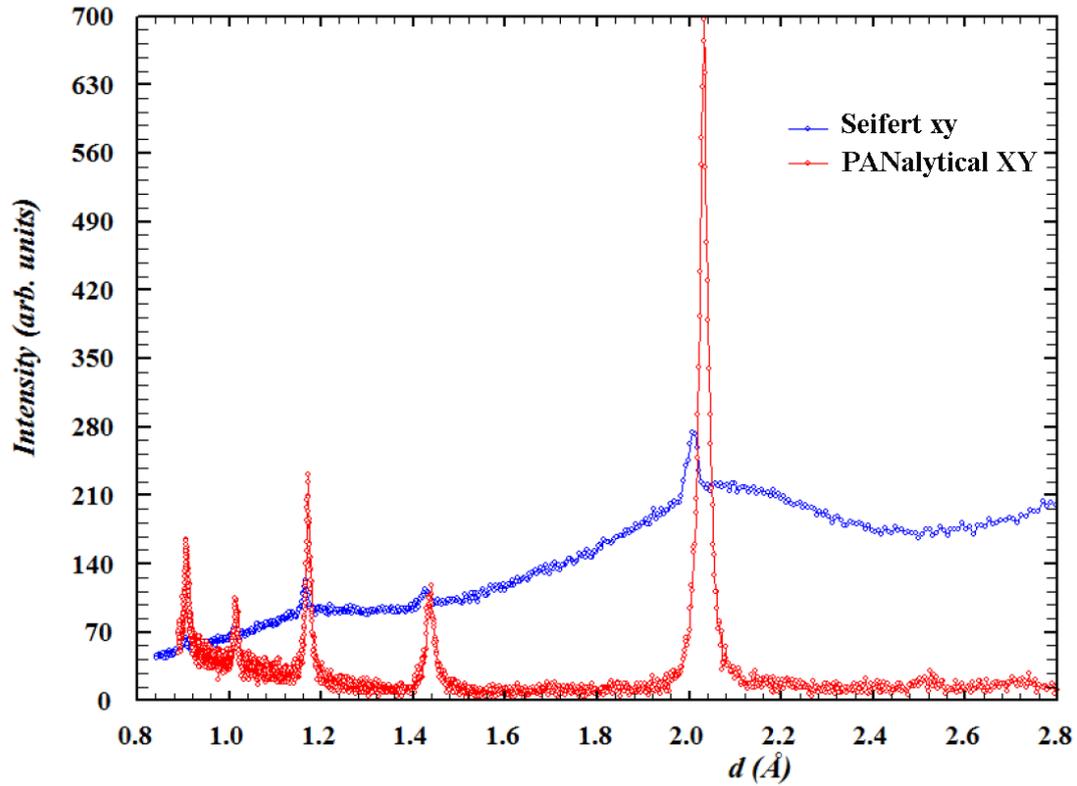


Fig. 4.46. Diffractograma para la muestra M1 medido con radiación de Mo y Cu en los equipos Seifert (puntos azules) y PANalytical (rojos) respectivamente.

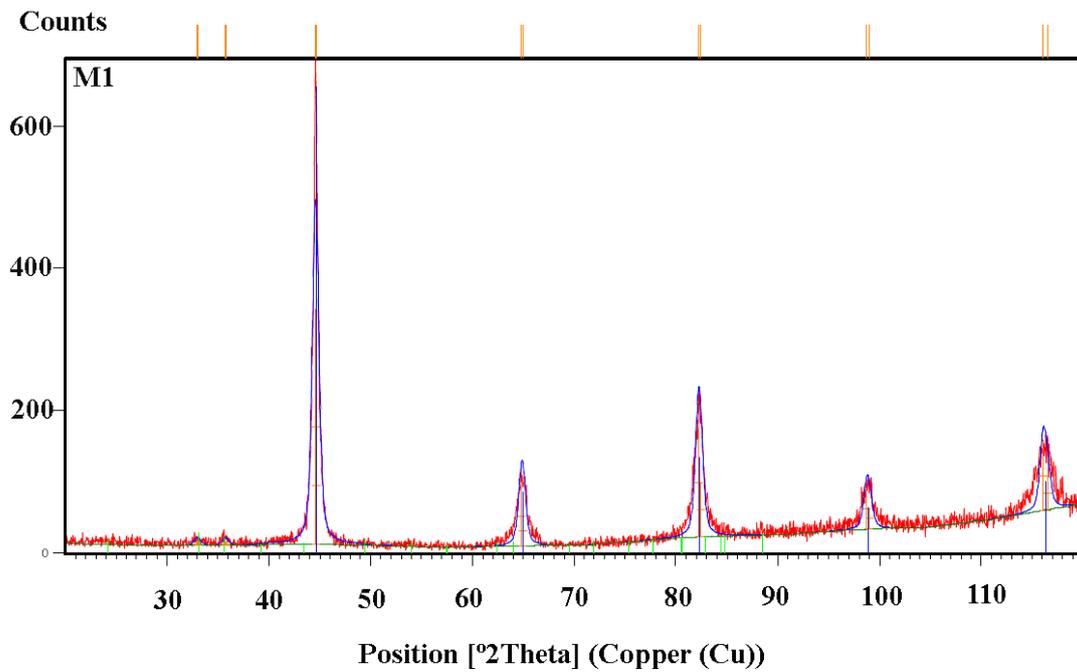


Fig. 4.47. Diffractograma M1(HR 70 %-T^a 40°C).

En la figura 4.46 que muestra el difractograma de la probeta M1, los puntos rojos señalan las intensidades medias y la línea azul se corresponde con el ajuste de perfil de los picos de Bragg cuya posición se señala mediante las líneas naranjas verticales exteriores de su margen superior (véase su descripción en la tabla 4.6). La identificación sugerida está descrita por las líneas verticales interiores: acero con estructura BCC (azul) y óxido superficial de tipo hematite (verde).

La conclusión es que el bajo porcentaje de óxidos (1-2 %) generados en el ensayo más severo M1 (HR70 %- Tª 40°C), hacen inviable identificar cierta precisión las fases de óxido presentes, por lo que se decide descarta realizar este análisis DRX en el resto de probetas.

Aunque no se puede lograr un resultado definitivo debido al bajo número e intensidad de las reflexiones disponibles, la presencia de hematita ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$) parece la opción más fiable [71].

Los resultados de este análisis coinciden con la investigación de Yi Zhu [75] que analizó el tercer cuerpo (capa interfacial entre la rueda y el carril), la cual estaba formada principalmente por partículas de desgaste oxidadas en la forma de Fe_2O_3 (óxido rojo). Esta investigación mostró también que la hematite ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$) era la sustancia dominante entre los óxidos de Fe de la superficie.

La justificación de que la cantidad de óxido superficial generado se reduzca a un porcentaje de apenas 1-2 %, de acuerdo con la investigación de Yi Zhu, es que la zona afectada por el ensayo pin-on-disc es demasiado pequeña para el ensayo de difracción de rayos X (DRX), el cual no puede realizarse para examinar áreas tan pequeñas, con la gran dificultad de poder conseguir identificar los enlaces químicos sin destruir las superficies.

Por lo tanto, la alta presión de contacto, la alta velocidad de deslizamiento y el movimiento deslizamiento puro del ensayo pin-on-disc, impide mantener los óxidos sobre la superficie, debido a lo cual la delgada capa de óxido generada no afectará al coeficiente de fricción entre las superficies.

4.3.5. Resultados de fricción

Las figuras 4.48 y 4.49 muestran la variación en el coeficiente de fricción con el tiempo y la humedad aplicada para el acero microaleado. Se observó que la evolución del coeficiente de fricción con el tiempo aumenta para la menor humedad relativa estudiada.

Al igual que la variación de humedad relativa tenía influencia sobre el comportamiento al desgaste, esta variación en la humedad aplicada también tiene una influencia notable sobre el coeficiente de fricción, el cual es mayor para la menor humedad relativa estudiada (HR 15 %).

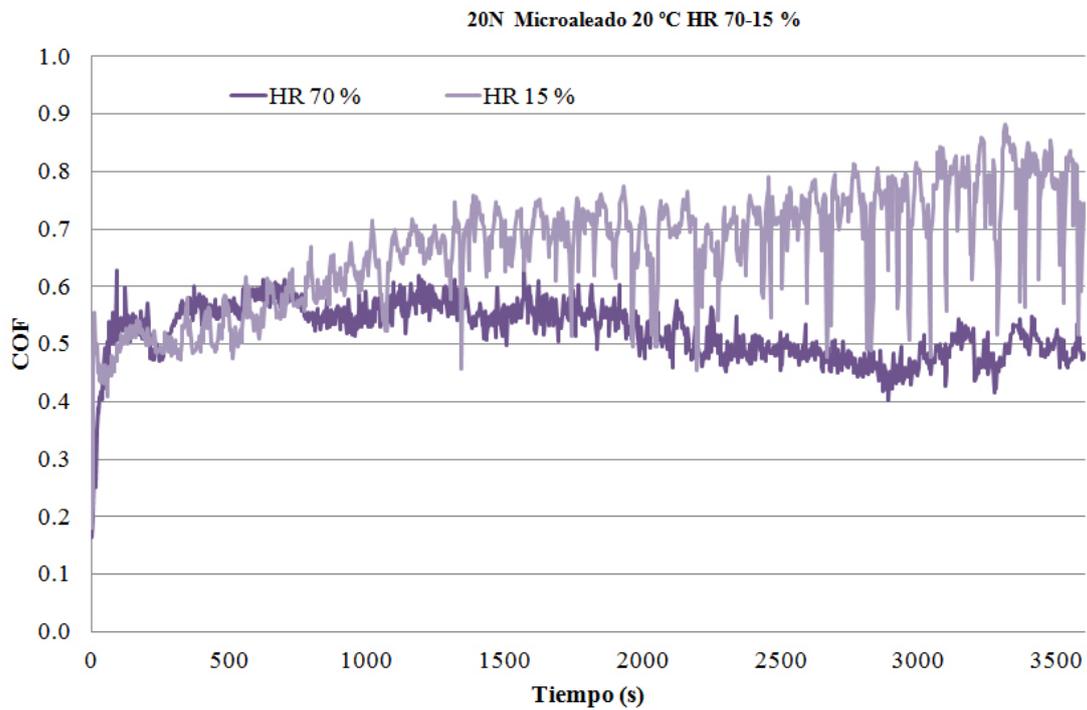


Fig. 4.48. Variación del coeficiente de fricción para el acero microaleado (20 °C).

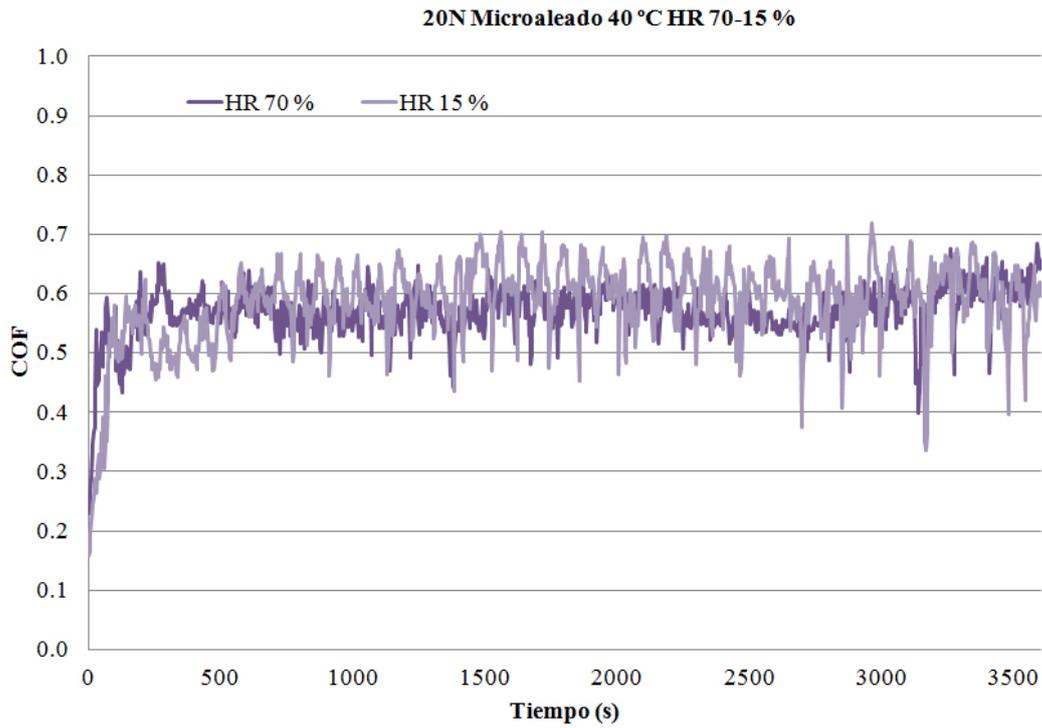


Fig. 4.49. Variación del coeficiente de fricción para el acero microaleado (40 °C).

Las figuras 4.50 y 4.51 muestran la variación del coeficiente de fricción con el tiempo y la temperatura aplicada en el acero microaleado.

Aquí al contrario que ocurría con la humedad, el comportamiento al desgaste para ambas temperaturas estudiadas (20 °C y 40°C) fue bastante semejante en las condiciones de ensayo utilizadas, al igual que ocurre con el coeficiente de fricción, donde no se observaron diferencias significativas en el mismo. La evolución del coeficiente de fricción con el tiempo fue similar para ambas temperaturas estudiadas.

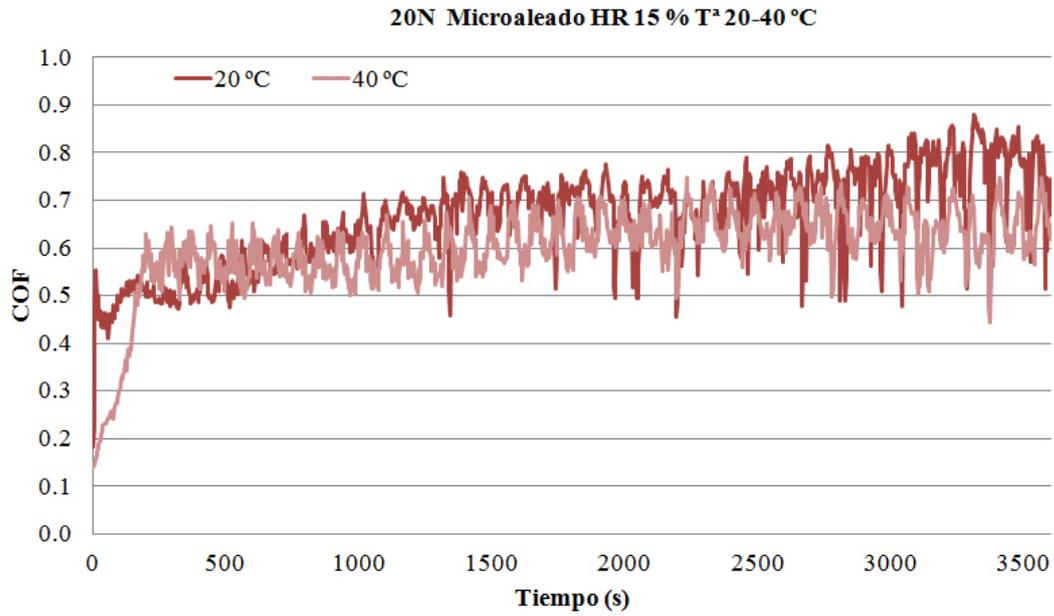


Fig. 4.50. Variación del coeficiente de fricción para el acero microaleado (HR 15 %).

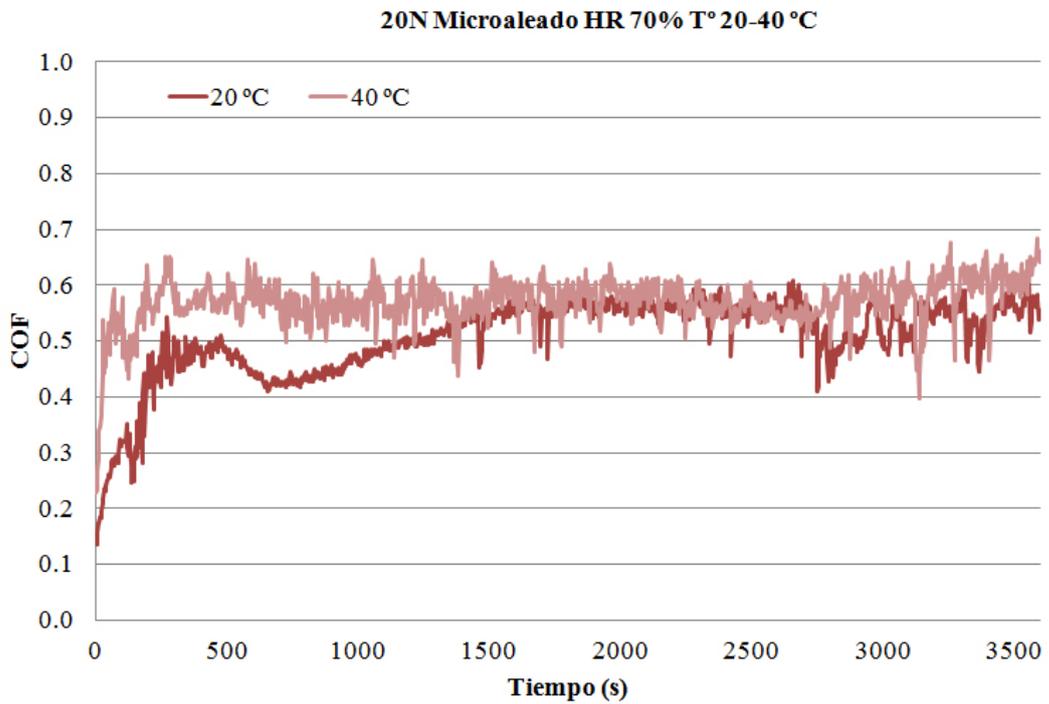


Figura 4.51. Variación del coeficiente de fricción para el acero microaleado (HR 70%).

La figura 4.52 muestra la comparativa de la variación del coeficiente de fricción con el tiempo a temperatura ambiente para las dos humedades relativas estudiadas (HR 15 y 40 %) para el acero R260 y la figura 4.53 muestra la comparativa de la variación del coeficiente de fricción con el tiempo para una HR 15 % para las dos temperaturas estudiadas (20 y 40 °C) para el acero R260.

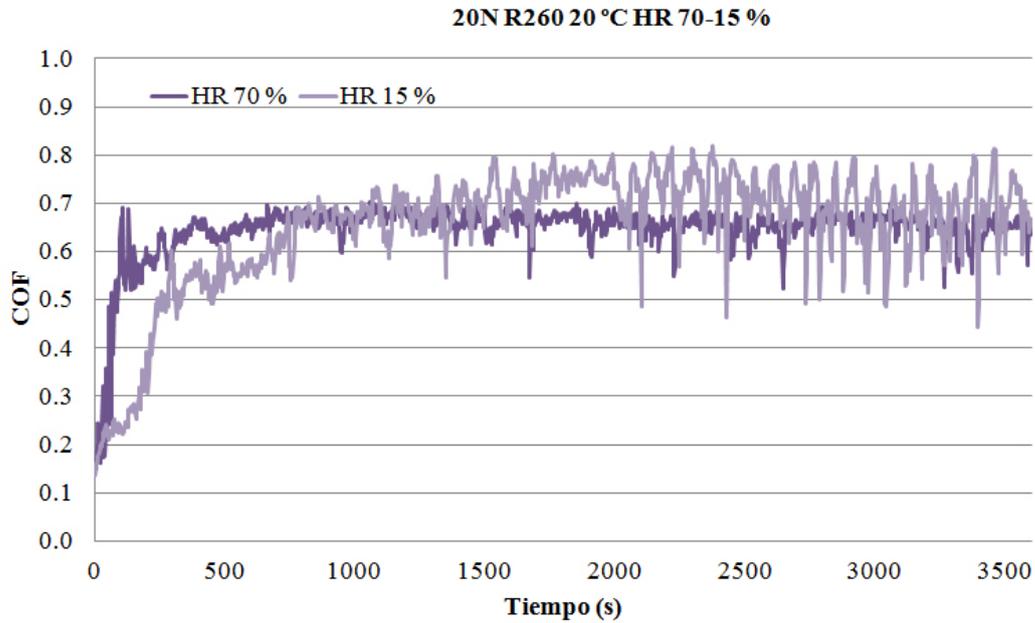


Figura 4.52. Variación del coeficiente de fricción para el acero R260 (20 °C).

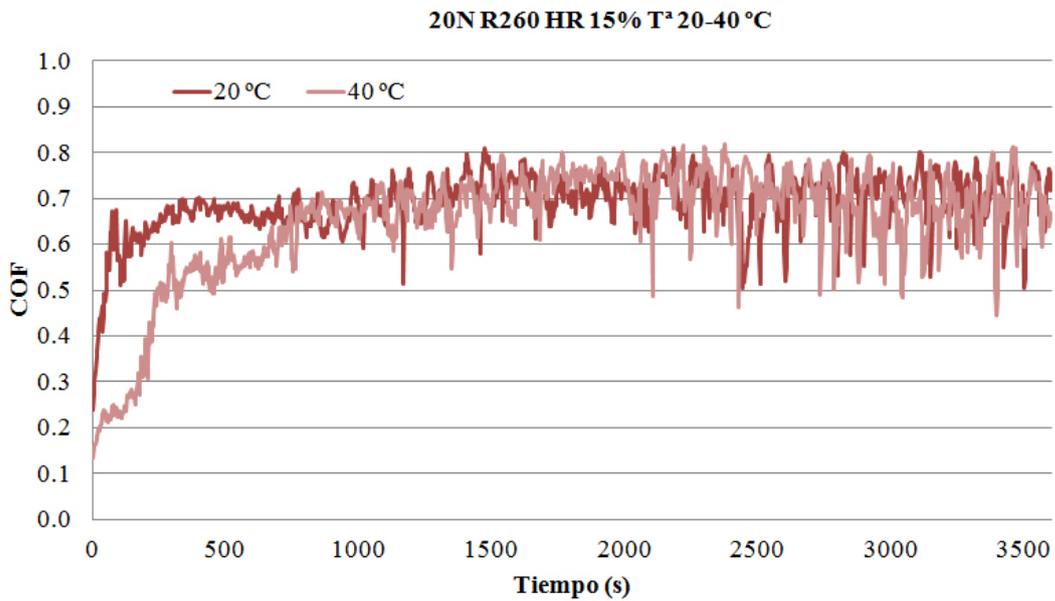


Figura 4.53. Variación del coeficiente de fricción para el acero R260 (HR 15%).

Además de que el comportamiento al desgaste para ambas humedades estudiadas fue bastante diferente en las condiciones de ensayo utilizadas para el acero R260, también se observaron pequeñas diferencias significativas en el coeficiente de fricción, el cuales mayor con la humedad más baja.

En resumen, los resultados mostraron que el acero R260 tiene un comportamiento análogo con el acero microaleado, donde la evolución del coeficiente de fricción con el tiempo fue similar para ambas temperaturas estudiadas (20 y 40 °C), mientras que el coeficiente de fricción es mayor con la humedad relativa más baja (HR 15 %), comportamiento muy parecido al del acero microaleado.

En la siguiente tabla podemos ver los diferentes coeficientes promedio para cada una de las condiciones atmosféricas estudiadas y los dos materiales ensayados.

Tabla 4.7. Medida del coeficiente de fricción promedio.

Aceros	Temperatura (°C)	Humedad relativa (%)	COF
Microaleado	20 °C	70% (húmedo)	0.575
Microaleado	20 °C	15% (seco)	0.727
Microaleado	40 °C	70%	0.642
Microaleado	40 °C	15%	0.593
R260	20 °C	70%	0.605
R260	20 °C	15%	0.672
R260	40 °C	70%	0.632
R260	40 °C	15%	0.639

Según la tabla 4.7, no se pueden apreciar grandes diferencias entre los diferentes resultados de los coeficientes de fricción promedio en función de las condiciones atmosféricas aplicadas y para los dos tipos de aceros estudiados, y tampoco se puede concluir que la variación de las condiciones atmosféricas influya sobre el coeficiente de fricción promedio.

Según las figuras anteriores 4.48-4.53, para las condiciones de temperatura y humedad ensayadas, el coeficiente de fricción crece rápidamente hasta valores entre 0.5-0.7 y al final de los ensayos el coeficiente promedio alcanza el valor de 0.6. Este resultado fue también observado por Dayot [103]. El coeficiente de fricción promedio obtenido de 0.6 durante los ensayos fue ligeramente superior al valor de 0.45 obtenido en estudios previos (ensayos ball-on-disc) bajo similares condiciones [104].

El análisis de difracción de rayos X anteriormente realizado sobre la superficie desgastada, mostraba que la hematita ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$) probablemente era el óxido dominante de la superficie, Godfrey [71] señaló que este óxido de hierro aumentaba la fricción porque genera una capa más dura y menos protectora, aunque por el otro lado el aumento de la cantidad de vapor, inhibe la formación de óxidos, debido a que el vapor ocupa la atmósfera circundante.

Como se puede observar en los gráficos anteriores, la evolución del coeficiente de fricción con el tiempo aumenta para el valor más bajo de humedad estudiado. En función de los resultados anteriores la variación en humedad relativa tiene una influencia en la resistencia al desgaste y también un marcado efecto sobre el coeficiente de fricción, el cual es mayor cuanto más baja sea la humedad relativa estudiada (HR 15 %) fenómeno causado fundamentalmente por el agua condensada.

Agua condensada podría tener un efecto significativo en la lubricación límite sobre las superficies en contacto, que sucede cuando las superficies friccionadas están separadas entre sí por una delgada película de agua condensada. Esta película de agua en altos niveles de humedad (HR 70 %) puede mantener los óxidos en la superficie, y reducir el coeficiente de fricción [75].

Por tanto, se puede establecer en conclusión que el óxido generado en la superficie, hematita ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$), tiende a aumentar el coeficiente de fricción, que se contrarresta con los efectos de lubricación límite de la película de agua condensada formada, que puede reducir el coeficiente de fricción. Cuando ninguno de los dos efectos es dominante, el coeficiente de fricción se estabiliza, tal y como parece suceder en la presente investigación, donde no se aprecian variaciones significativas en el coeficiente de fricción promedio al cambiar las condiciones atmosféricas [75].

La formación de la hematita generada sobre la superficie de contacto rueda-carril, ayuda a mantener el coeficiente de fricción estable evitando la disminución del mismo en condiciones atmosféricas húmedas (HR 70%). Resulta difícil establecer una correlación entre la oxidación del acero y el coeficiente de fricción, ya que el proceso de oxidación depende de muchos factores, tales como la temperatura, el tiempo, el pH y la humedad.

4.3.6. Análisis y estudio de la huella del pin mediante SEM y EDS

Con el fin de analizar los distintos mecanismos de desgaste para diversos ambientes, se ha observado la topografía superficial de la huella de desgaste de los pines mediante un microscopio electrónico de barrido (SEM) y se realizaron microanálisis superficiales por espectrometría de energía dispersiva (EDS) mediante el microscopio MEB JEOL-6610LV con microanálisis.

En las figuras 4.54-4.61 se muestra las imágenes de SEM de las superficies de desgaste de los pines microaleados después de los ensayos tribológicos para diferentes temperaturas (ambiente y 40 °C) y humedades (HR 15 % y HR 70 %).

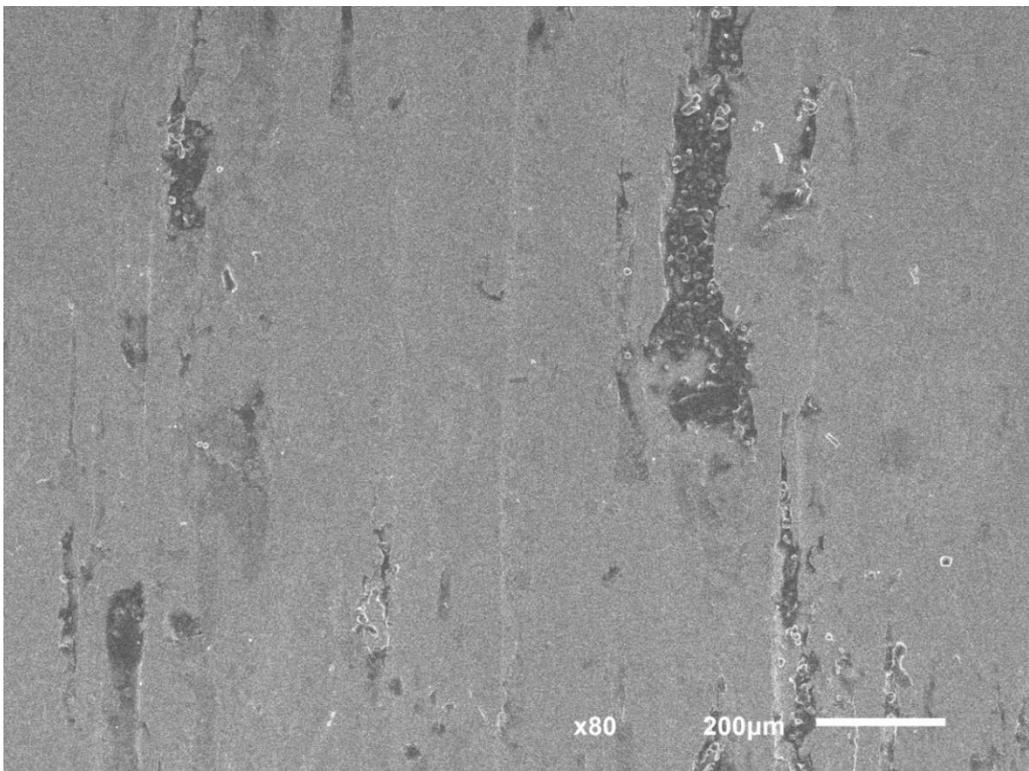


Figura 4.54. Acero microaleado HR 70 % y 40 °C, 80X.

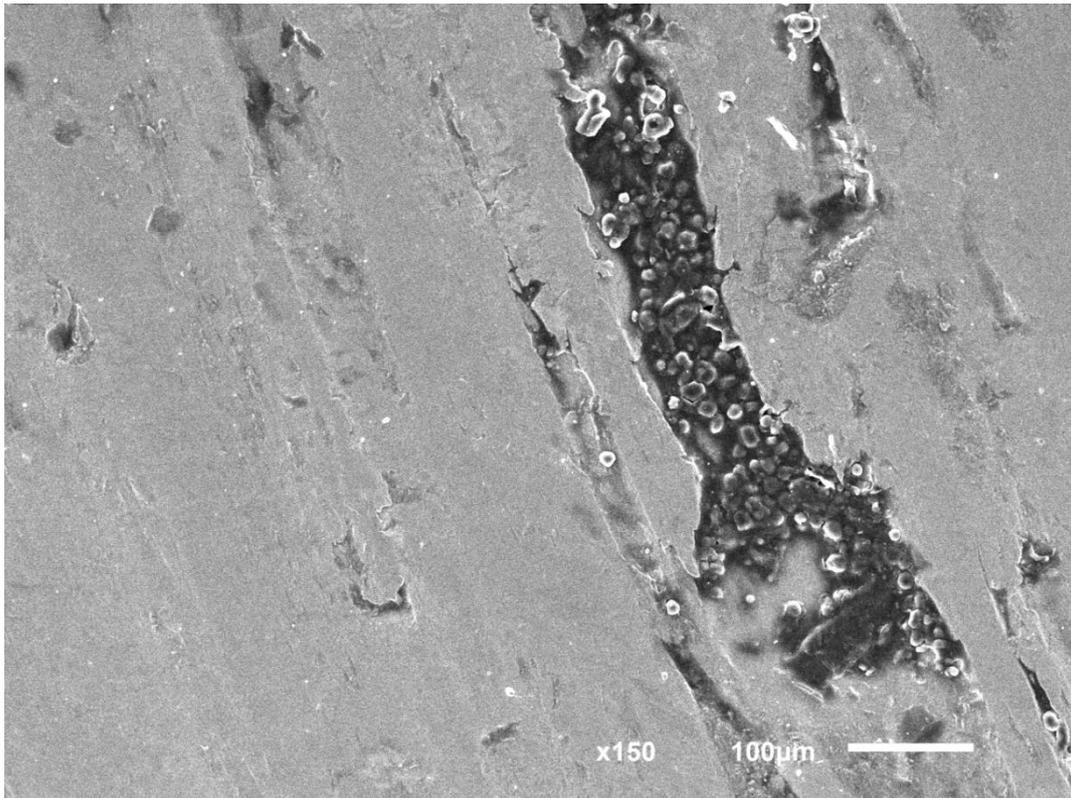


Figura 4.55. Acero microaleado HR 70 y 40 °C, 150X.

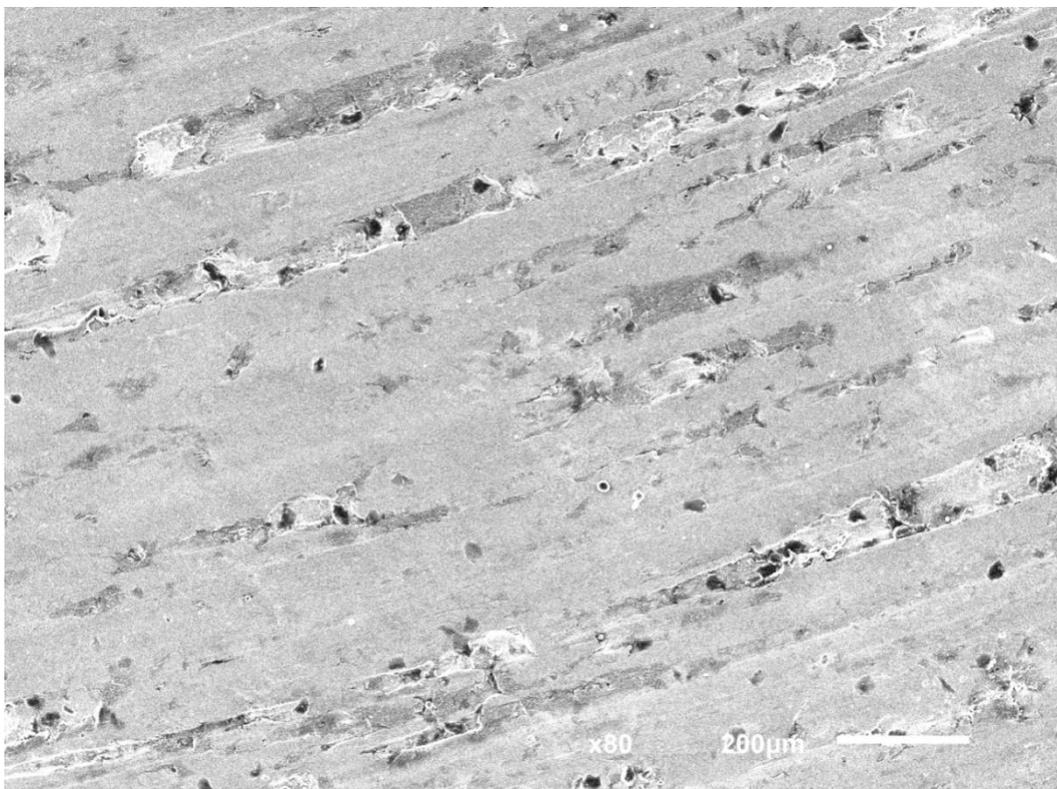


Figura 4.56. Acero microaleadoHR 15 % y 40 °C, 80X.

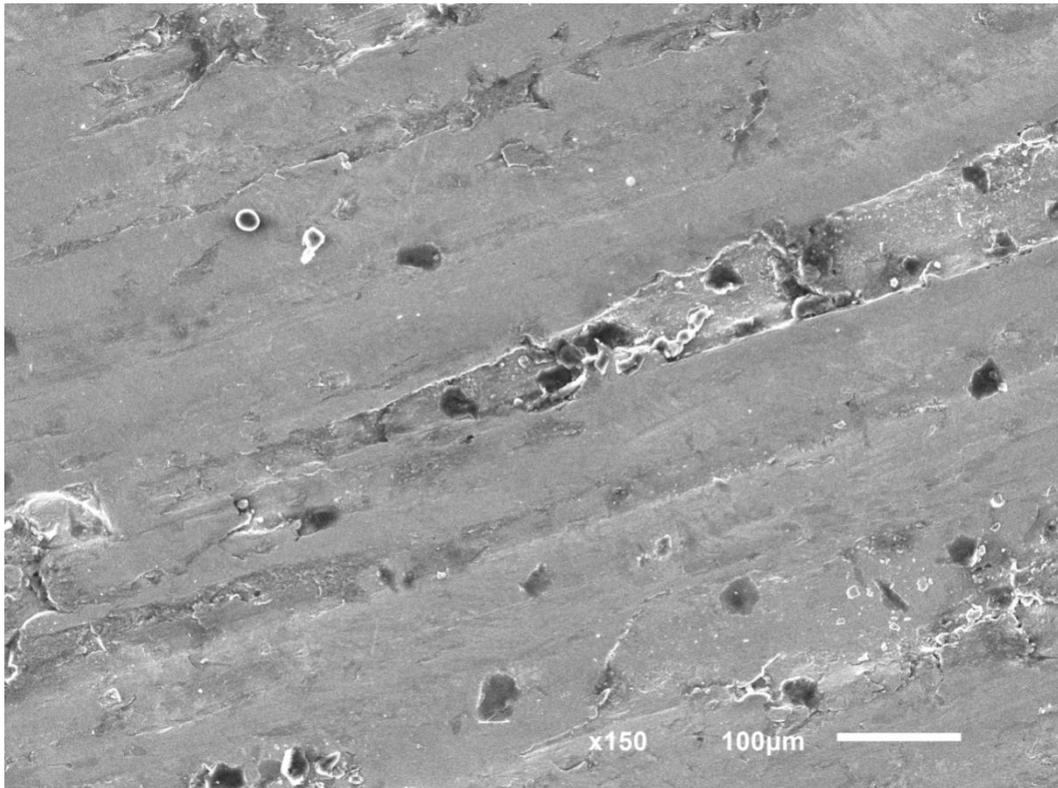


Figura 4.57. Acero microaleado HR 15 % y 40 °C, 150X.

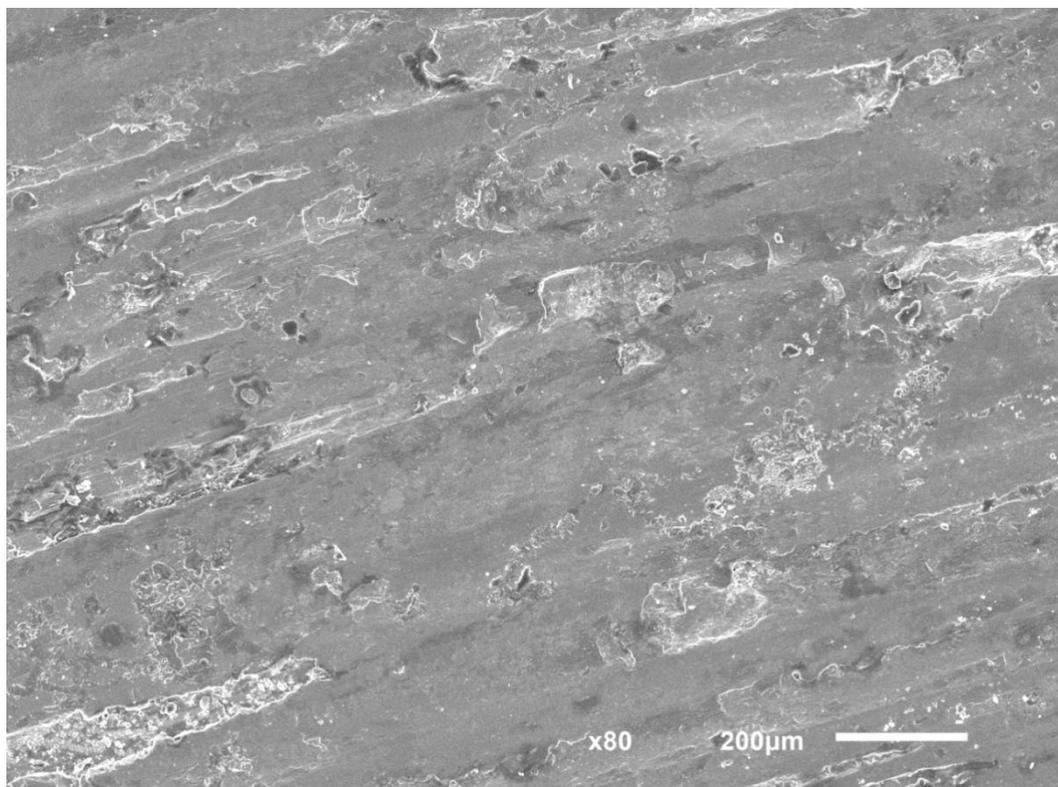


Figura 4.58. Acero microaleado HR 70 % y 20 °C, 80X.

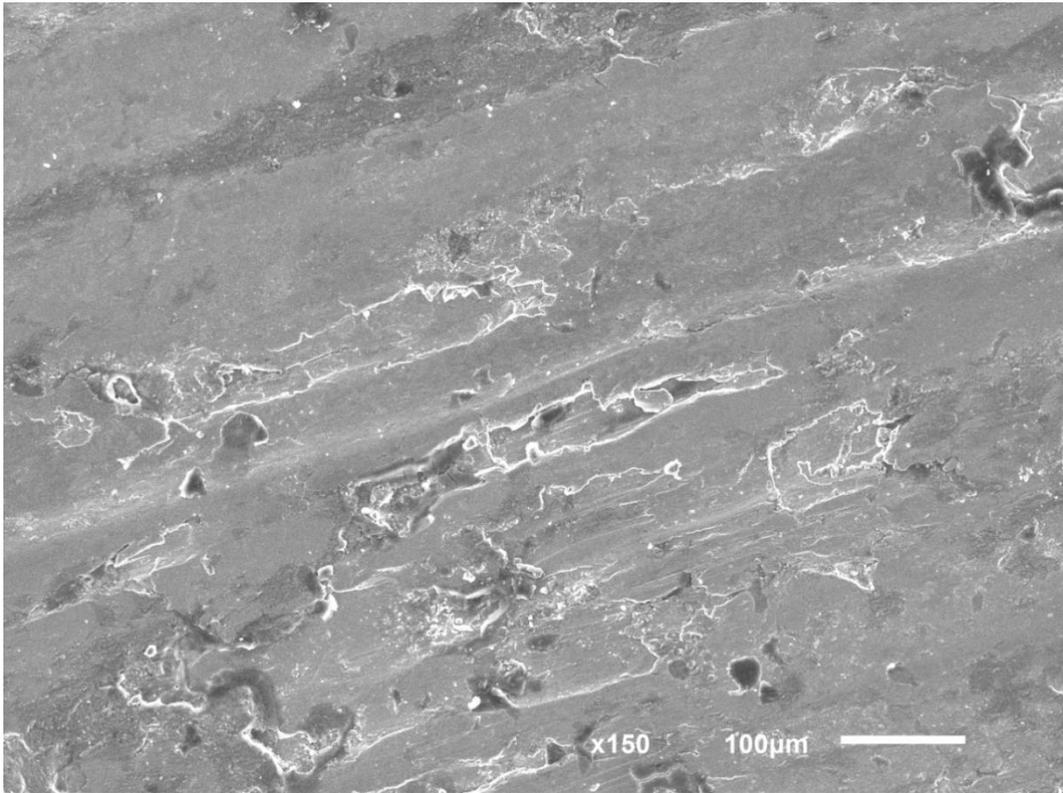


Figura 4.59. Acero microaleado HR 70 % y 20 °C, 150X.

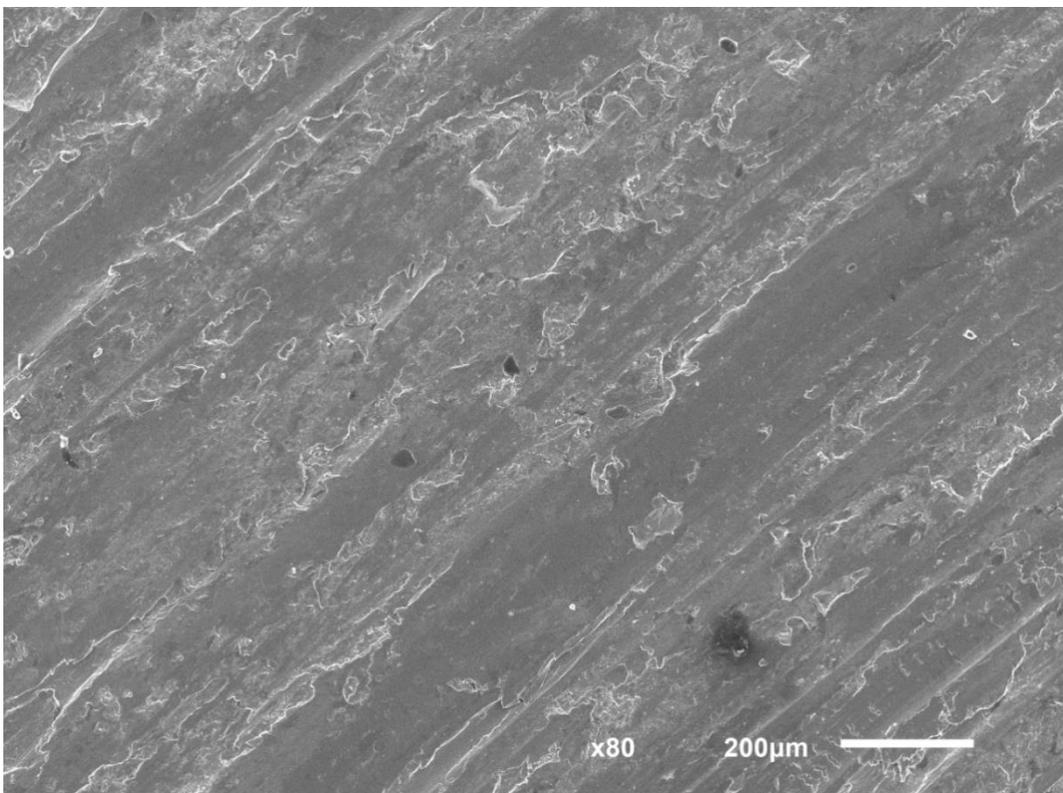


Figura 4.60. Acero microaleadoHR 15 % y 20 °C, 80X.

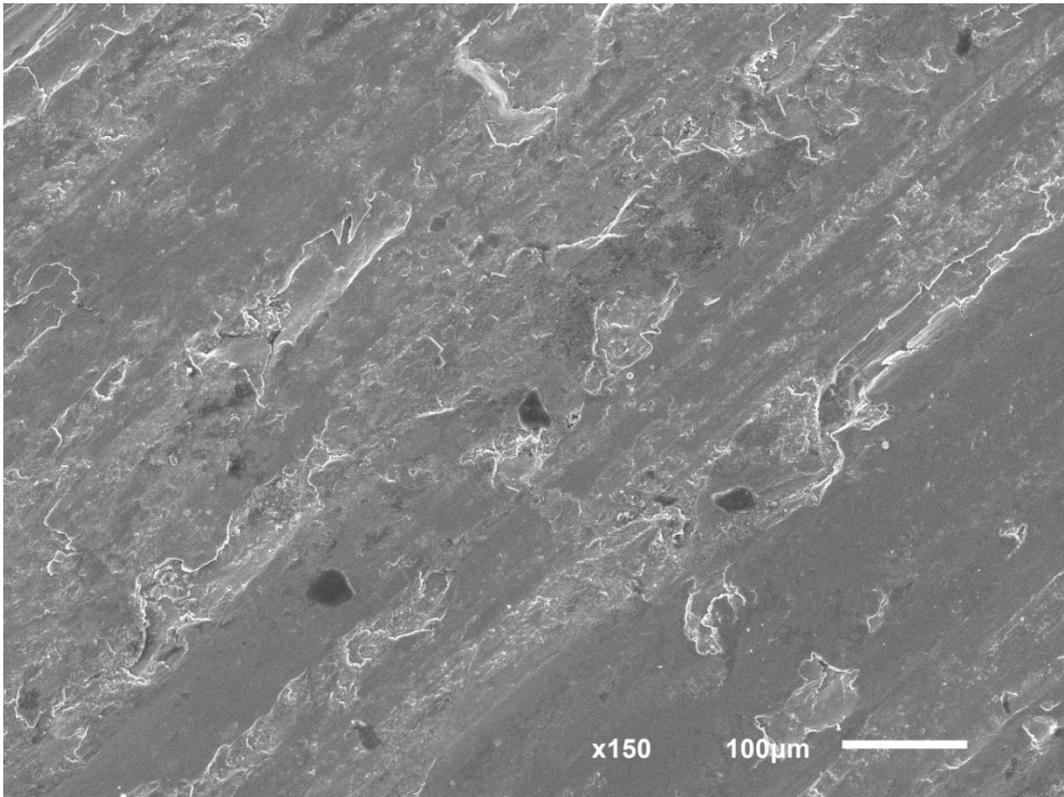


Figura 4.61. Acero microaleadoHR 15 % y 20 °C, 150X.

Las figuras anteriores 4.54-4.61 muestran que el mecanismo de fallo predominante es el desgaste adhesivo, el cual es el mismo en todos los pines analizados, ya que se trata de dos materiales dúctiles en deslizamiento (acero microaleado-acero R260), en los puntos de contacto individual (puntas de las asperezas) se generan altas presiones y una deformación plástica, la cual es causante del desprendimiento del material por el deslizamiento relativo de las superficies. La rotura de material ocurre en las regiones más débiles en cualquier parte de la interfase o en uno de los cuerpos unidos. Después de romper los contactos existentes, se forman unos nuevos contactos.

El desgaste adhesivo se produce cuando una superficie se adhiere a otra, produciéndose la rotura del material como consecuencia del movimiento relativo. Esto se produce sobre todo en materiales de semejantes propiedades mecánicas, como es el caso del contacto rueda-carril.

La investigación reciente realizada por Lyu [78] donde analizaba la influencia de las variaciones de las condiciones de temperatura y humedad sobre los mecanismos desgaste, llegaba a unos resultados semejantes a los obtenidos en el presente trabajo: el mecanismo de desgaste predominante es el adhesivo, y con la humedad alta y a T^a ambiente se generan escamas de óxido, las cuales protegen a los pines contra el desgaste severo.

En menor medida en la figura siguiente (Figura 4.62) también se puede observar desgaste abrasivo, ya que durante el deslizamiento de una superficie respecto a otra, ocurre un proceso de corte entre estos dos puntos de adhesión que generan fragmentos de los materiales en contacto, los cuales contribuyen a aumentar la fricción entre superficies. Cuando la fricción está dominada por la presencia de fragmentos sueltos entre las dos superficies, este mecanismo de fallo se conoce como fricción por impurezas abrasivas [32].

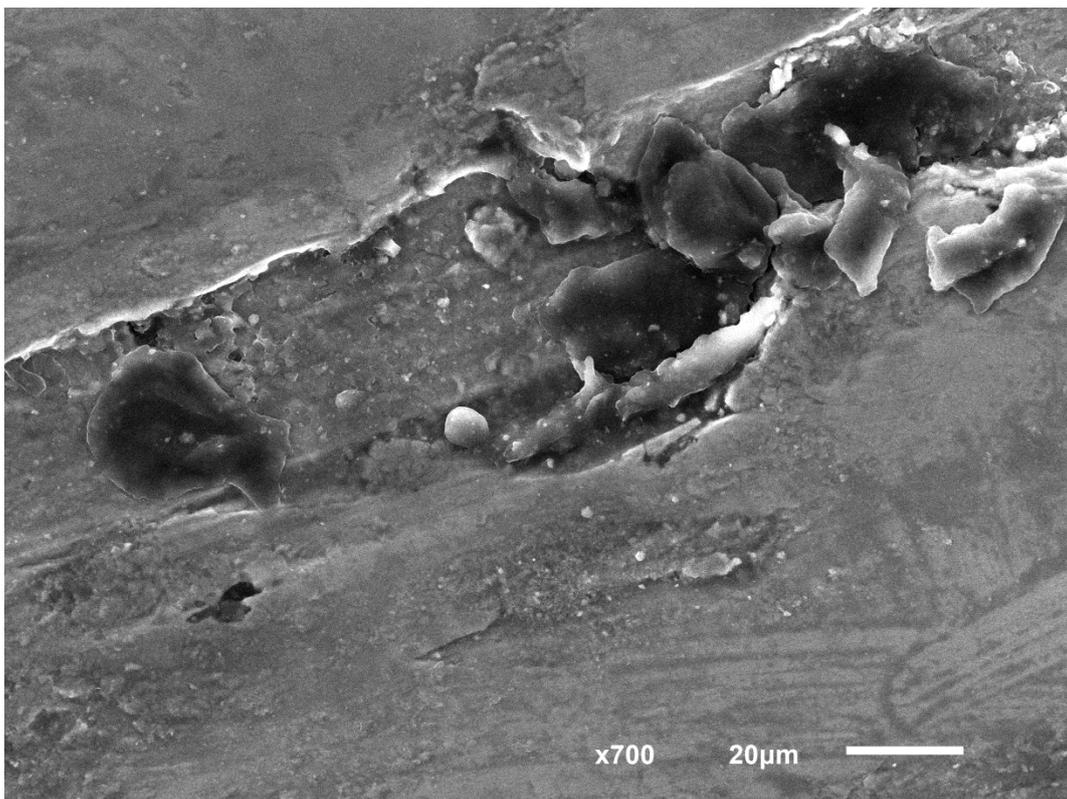


Figura 4.62. Fricción por impurezas abrasivas.

Como puede verse en la figura 4.63, las tensiones cada vez mayores conducen a la formación de microfisuras (inicio del daño), las cuales con el tiempo se propagan a la superficie, y se unen con otras grietas, hasta que pequeñas cantidades de material se desprenden, provocando el picado de la superficie (“pitting”) o el desconchamiento de la misma. La figura 4.63 muestra claramente el desgaste adhesivo causado por la deformación plástica.

En esta figura 4.63 también se puede observar las marcas de corte relacionadas con la propagación de grietas paralelas a la dirección de deslizamiento.

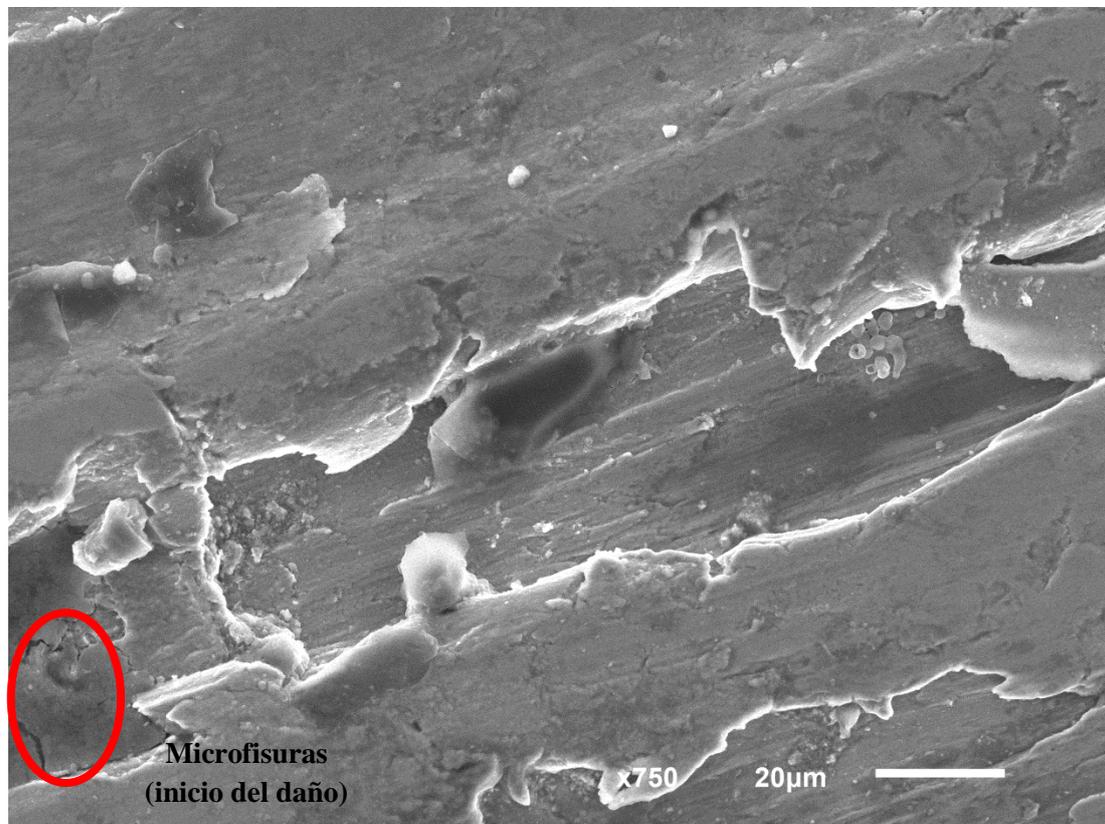


Fig. 4.63. Superficie de desgaste de los pines microaleados (HR 70 % y 20 °C).

La figura 4.64 muestra una fotografía con restos de la contra probeta del disco adherida al material del pin además también se observa la formación de juntas de adhesión (características del desgaste adhesivo).

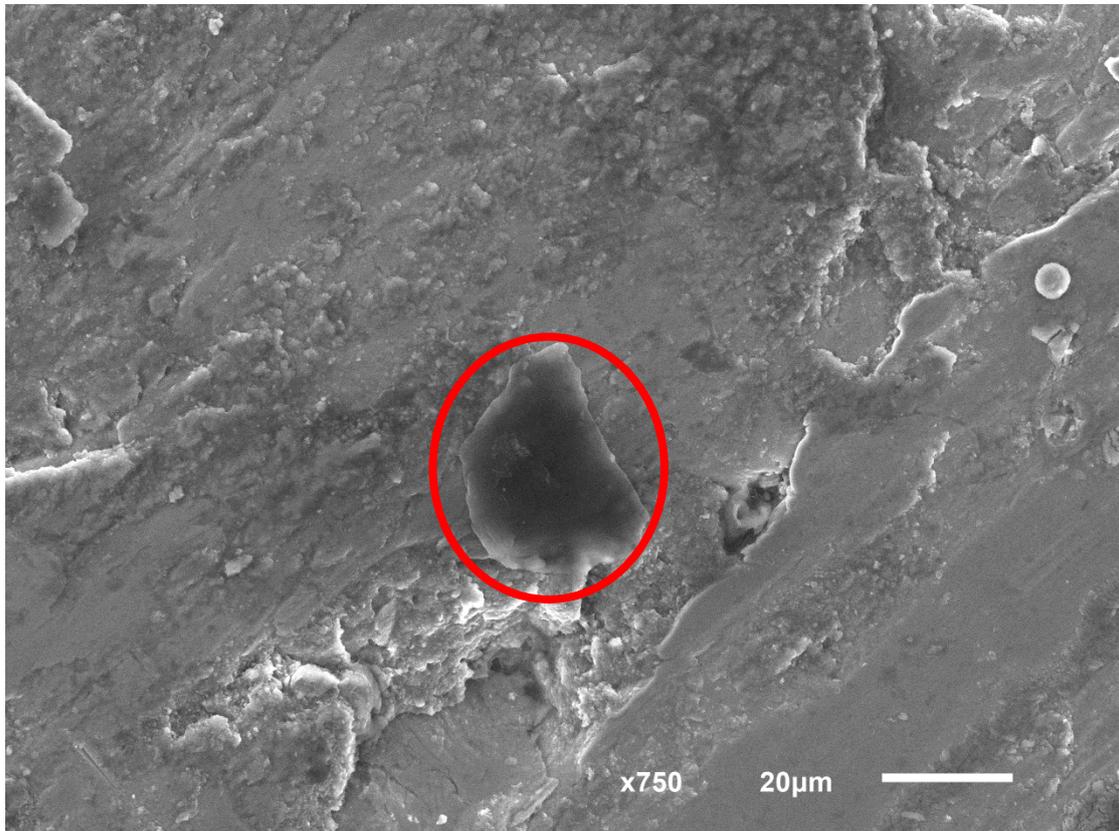
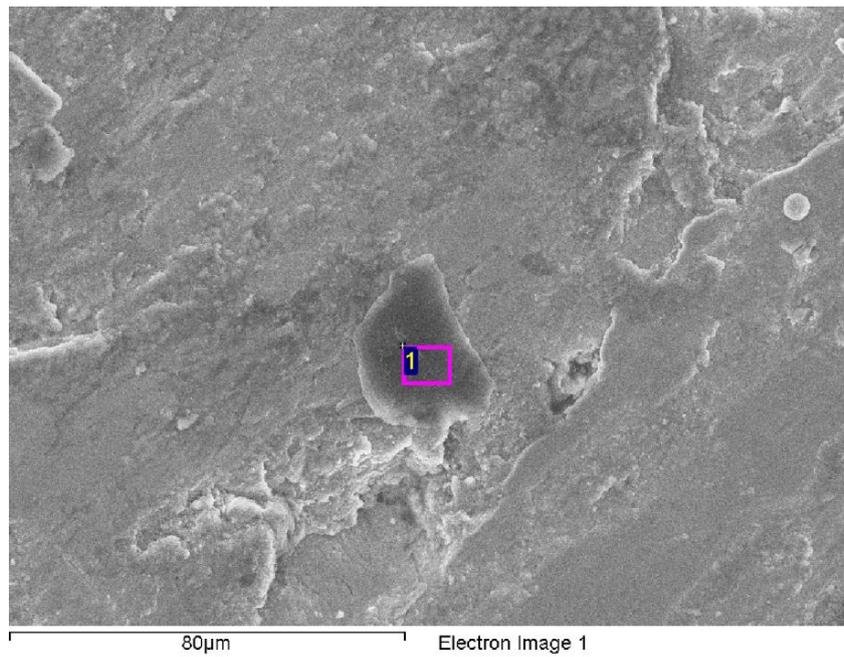
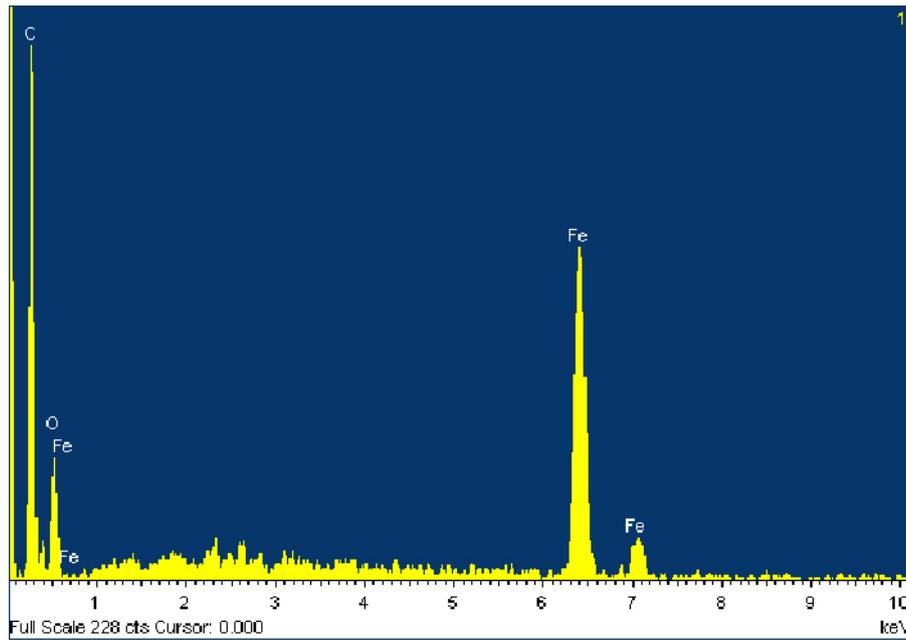


Fig. 4.64. Juntas de adhesión y material transferido desde el disco.





Punto	C (%)	O (%)	Fe (%)	Total (%)
1	13.80	2.18	84.02	100

Fig. 4.65. Análisis elemental semicuantitativo del punto marcado sobre el material adherido.

La figura 4.65 muestra el micro-análisis del material adherido a la superficie de desgaste, donde los elementos químicos encontrados son los presentes en la composición del acero, lo que prueba que la muestra adherida no son impurezas si no que material transferido desde el disco.

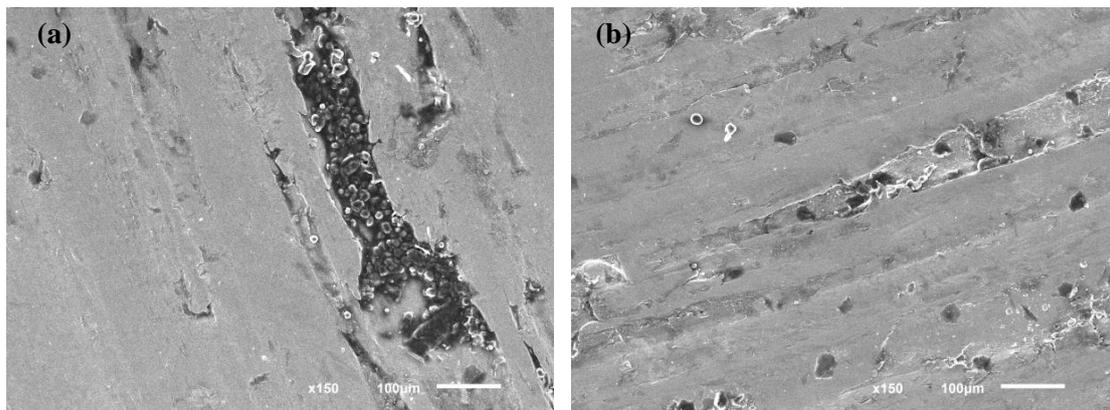


Fig. 4.66. Acero microaleado (a) HR 70 % y 40 °C (b) HR 15 % y 40 °C.

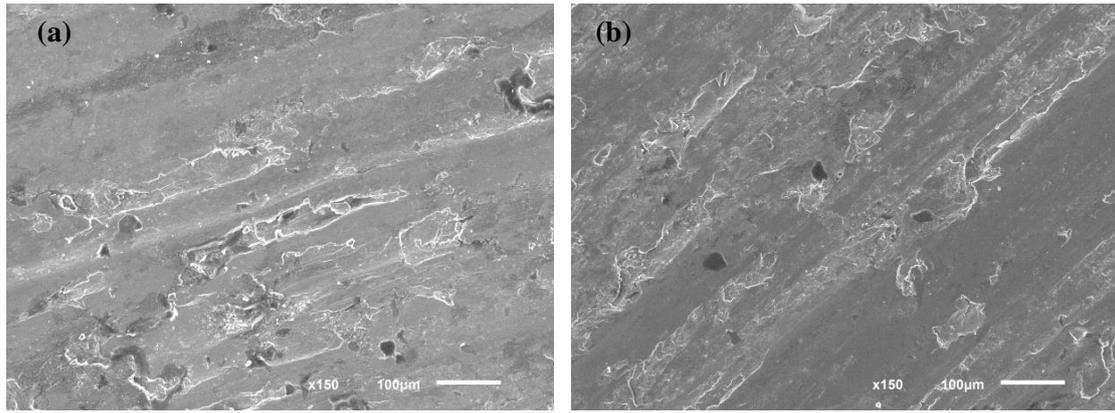


Fig. 4.67. Acero microaleado (a) HR 70 % y 20 °C (b) HR 15 % y 20 °C.

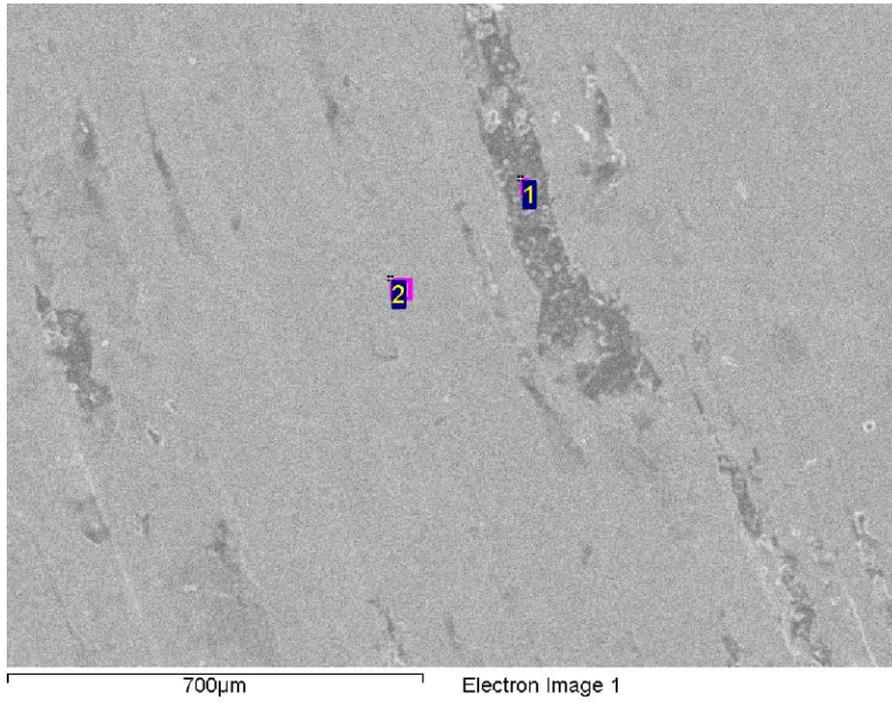
Como se observa en las figuras 4.66-4.67, la aparición de juntas de adhesión fue observada sobre las superficies de desgaste para las dos humedades ensayadas, sin embargo, el incremento de la humedad relativa en el ambiente produce un aumento en la severidad del desgaste (mayor deformación plástica y formación de grietas en superficie). La mayor humedad relativa en el ambiente también provoca un mayor arrancamiento y desprendimiento de material, además de que la anchura de las grietas sea mayor.

En la figura 4.66-4.67, también se puede observar a simple vista que el desgaste sufrido por el aumento de temperatura apenas es relevante dentro del rango estudiado, o lo que es lo mismo, el aumento de temperatura apenas tiene influencia sobre la resistencia al desgaste de los aceros ferroviarios, en el rango térmico que aquí se ha evaluado.

En conclusión, el análisis de la superficie desgastada y los resultados de los ensayos tribológicos anteriormente realizados, muestran que la tasa de eliminación de material de la superficie aumenta con el incremento de la humedad relativa y que el aumento de temperatura apenas tiene influencia en el desgaste de las probetas.

Este aumento del desgaste en ambientes con alta humedad relativa, se justifica por el hecho de la oxidación que sufren las probetas, una mayor humedad relativa implica una mayor cantidad de óxido, lo que provoca mayor fragilidad de las muestras ensayadas.

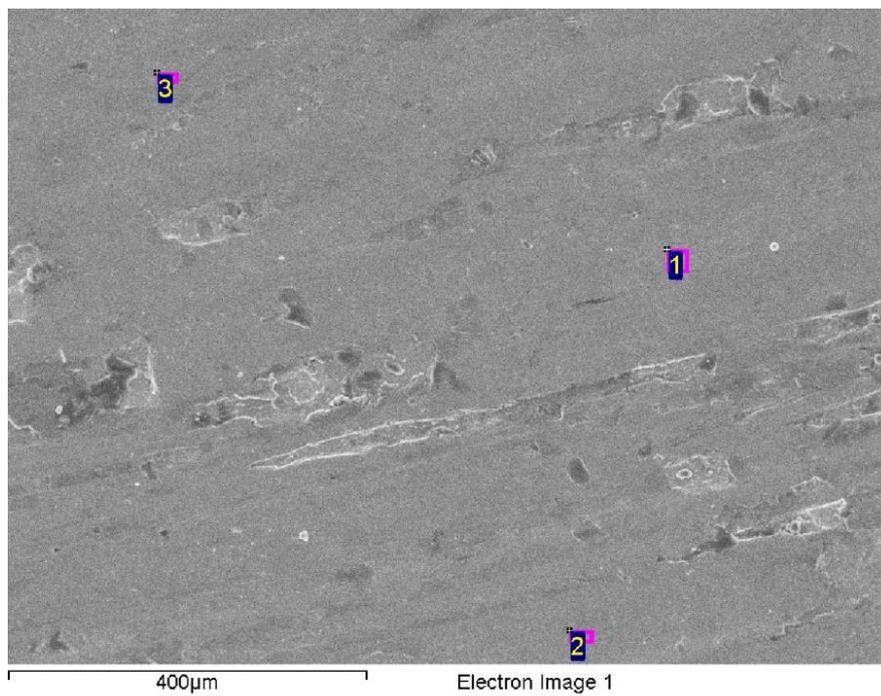
En las figuras 4.68-4.70 se muestra el microanálisis de la superficie desgastada obtenido mediante espectroscopia de energía dispersiva (EDS) donde solamente los elementos presentes en el acero fueron encontrados.



Microanálisis químico elemental semicuantitativo

Punto	C (%)	O (%)	Fe (%)	Total (%)
2	15.69	2.18	82.12	100

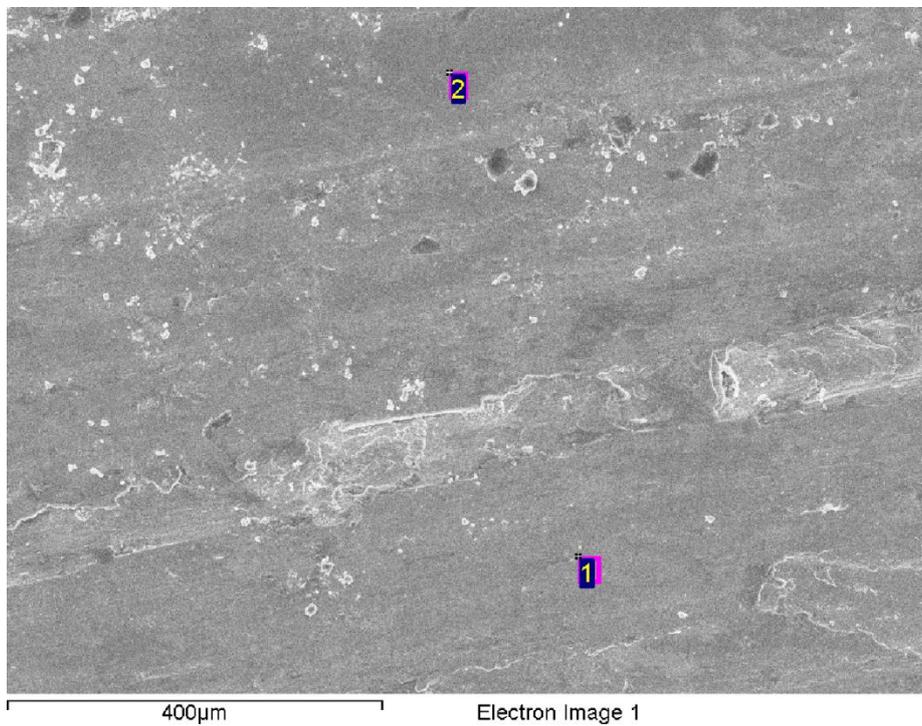
Fig. 4.68. Acero microaleado HR 70 % y T^a 40 °C.



Microanálisis químico elemental semicuantitativo

Punto	C (%)	O (%)	Fe (%)	Total (%)
1	15.26	2.69	82.05	100
2	22.47	5.79	71.74	100
3	10.67	1.01	88.31	100

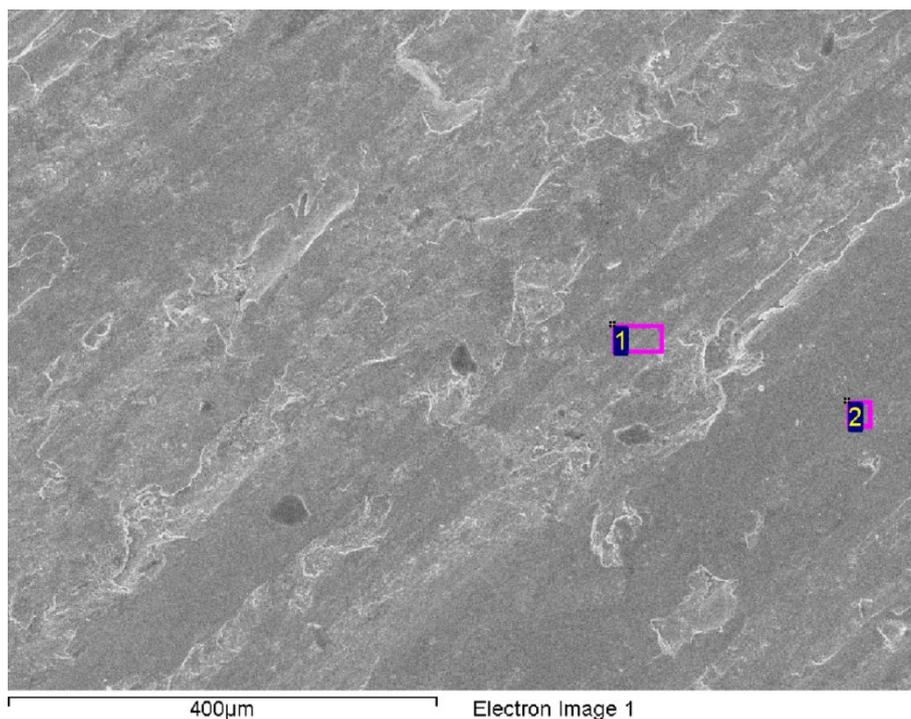
Fig. 4.69. Acero microaleado HR 15 % y T^a 40 °C.



Microanálisis químico elemental semicuantitativo

Punto	C (%)	O (%)	Fe (%)	Total (%)
1	10.86	5.12	84.02	100
2	13.24	2.63	84.13	100

Fig. 4.70. Acero microaleado HR 70% y T^a 20 °C.



Microanálisis químico elemental semicuantitativo

Punto	C (%)	O (%)	Fe (%)	Total (%)
1	11.78	4.26	83.96	100
2	12.25	2.97	84.78	100

Fig. 4.71. Acero microaleado HR15 y % Tª 20 °C.

En relación a estos resultados, del micro-análisis de la superficie de desgaste obtenido por espectroscopia de energía dispersiva (EDS), donde todas las muestras analizadas solamente fueron encontrados los elementos presentes en el acero (C, Fe y O), pero la conclusión más importante es que todas las probetas estudiadas presentan oxidación, la cual queda demostrada con la presencia de un pequeño porcentaje de oxígeno en cada una de la muestras (1-6 % de O).

Del análisis de difracción de rayos X se concluía que la cantidad de óxido generada es muy pequeña en todas las probetas estudiadas (independientemente de las condiciones ambientales presentes), lo cual se corresponde con la baja cantidad de oxígeno detectada en los análisis EDS (Figuras 4.68-4.71).

CAPÍTULO V – CONCLUSIONES

A partir de los resultados y consideraciones anteriores, y atendiendo a los objetivos planteados en el Capítulo 1, apartado 1.5, se concluye:

- Los aceros de carril microaleado tienen mejores propiedades mecánicas resistentes (dureza, límite elástico y resistencia última) que los aceros de carril C-Mn debido a su mayor contenido en carbono y elementos aleantes (especialmente manganeso y vanadio). Por otro lado, el alargamiento a rotura del acero carril microaleado es menor que el del acero de carril C-Mn.
- Los aceros microaleado tienen mayor resistencia al desgaste que los aceros C-Mn, basado en sus propiedades mecánicas (tales como dureza, límite elástico, y resistencia mecánica). Esto está asociado con la menor distancia interlaminar, porque la concentración de carbono, manganeso y cromo en el acero microaleado, le confieren una microestructura de perlita más fina.
- Los pines de acero R260 exhibieron un mayor desgaste que los pines de acero microaleado para las tres cargas aplicadas (20, 30 y 40N), y ambos aceros muestran la misma tendencia al aumento de desgaste con el incremento de la carga aplicada, con lo que el uso de aceros microaleados sometidos a altas cargas mejora el comportamiento antidesgaste del carril, en relación al comportamiento antidesgaste de los aceros convencionales.
- El coeficiente de desgaste (k) para el carril de acero microaleado no es sensible al aumento de la carga aplicada, mientras que el coeficiente de desgaste del carril de acero R260 disminuye con el aumento de la carga aplicada.
- Los dos aceros de carril ensayados a humedades relativas altas han mostrado una mayor pérdida de masa que los ensayados a humedades relativas más bajas, siendo ambos aceros igualmente sensibles al incremento de humedad.
- Por otro lado, el incremento de temperatura prácticamente no influye sobre el desgaste de los aceros microaleados y R260 dentro del rango de temperaturas estudiadas (20- 40 °C).
- La cantidad de óxido superficial generado durante el ensayo de desgaste apenas llega al 1-2 %, y aunque no se puede derivar un resultado concluyente, la presencia de hematita ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$) en la superficie del acero de carril parece la opción más plausible.

- No se producen cambios significativos en la fricción en el contacto estudiado al aumentar la carga aplicada o la temperatura de ensayo.
- El coeficiente de fricción es mayor con la humedad relativa más baja (HR 15 %) que con mayores humedades relativas (HR 70 %) para los dos aceros estudiados, debido a la condensación de agua.
- La aparición de las juntas de adhesión fue observada en las superficies de desgaste de ambos aceros ensayados. El incremento de la carga aplicada provoca un aumento en la severidad del desgaste (mayor deformación plástica y mayor número de grietas en la superficie). El desgaste adhesivo es el principal mecanismo de desgaste observado en ambos aceros, aunque en menor medida también se observa un mecanismo de desgaste abrasivo, siendo más severo en el acero R260.
- El uso de aceros de carril microaleado frente a los aceros de carril C-Mn en condiciones severas de la vía dan como resultado una mayor esperanza de vida útil del carril y la previsión de un incremento de los tiempos entre operaciones de mantenimiento.

CAPÍTULO VI – LÍNEAS FUTURAS DE INVESTIGACIÓN

Los estudios presentados en esta tesis dejan abiertas distintas líneas de investigación que pueden permitir caracterizar de forma más completa la actuación de la presencia de un tercer cuerpo abrasivo en el contacto rueda-carril (arena), así como acercarlos resultados aquí obtenidos a aplicaciones prácticas.

Algunas de las posibles líneas futuras de investigación se citan a continuación:

a) Correlacionar los datos obtenidos en laboratorio mediante los ensayos pin-on-disc, con los datos reales de desgaste en servicio y los ensayos a gran escala.

Una línea de investigación que tiene por objetivo desarrollar un modelo de predicción del comportamiento en servicio de aceros ferroviarios. La finalidad de dicho modelo sería la de su utilización como herramienta de decisión en fase de diseño de una infraestructura ferroviaria, en relación con la elección de materiales más acordes a las condiciones ambientales y de servicio previstas.

Para realizar este modelo de predicción es necesario comparar los resultados de los ensayos tribológicos de laboratorio (pin-on-disc) con los ensayos de contacto rueda-carril a gran escala y los datos reales de desgaste en servicio.



Fig. 6.1. Detalle del contacto rueda-carril en un ensayo a gran escala.



Fig. 6.2. Banco de pruebas de gran escala (Foto por gentileza de la Fundación ITMA).

b) Estudiar el comportamiento tribológico de aceros ferroviarios mediante ensayos tribológicos twin-disc para evaluar el problema de desgaste por fatiga por rodadura (RCF) de las líneas de alta velocidad.

A medida que aumenta la velocidad en el transporte ferroviario, el volumen de desgaste es bajo, pero el mecanismo de daño más severo es la fatiga de contacto por rodadura.

Los ensayos realizados con un tribómetro con una configuración twin-disc son los más fiables para analizar la fatiga en el contacto de rodadura (RCF) sobre los carriles, porque entre otras cosas permite el contacto de rodadura casi pura, y por tanto usados para el estudio del comportamiento tribológico de los carriles para vías de alta velocidad.

El objeto de dichos ensayos es generar la aparición de grietas por fatiga de contacto (RCF: Rolling Contact Fatigue) sobre los carriles. Así, a partir de paradas programadas y mediante técnicas de ensayos no destructivos (partículas magnéticas), se inspecciona la aparición de grietas superficiales o subsuperficiales indicativas del fenómeno.

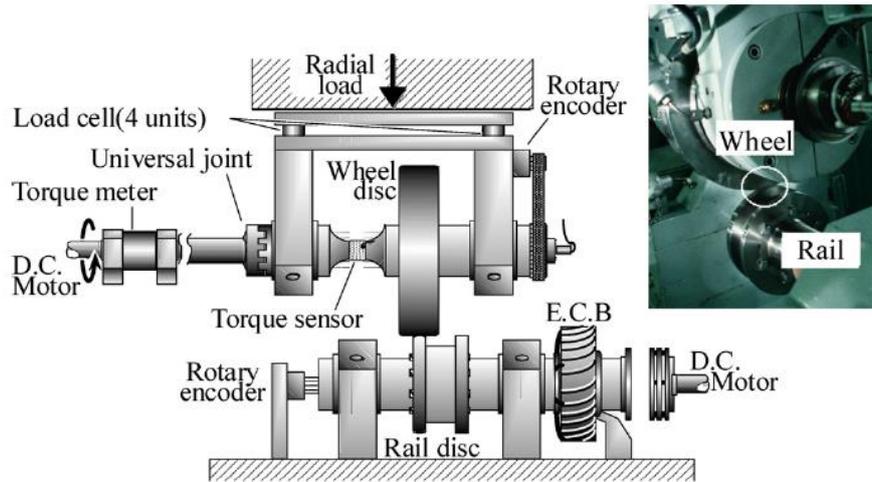


Fig. 6.3. Esquema de la máquina twin-disc, para analizar el RCF.

c) Estudiar y comparar el comportamiento tribológico de los aceros ferroviarios de alta capacidad de nueva fabricación, como son los bainíticos, los de cabeza endurecida y los microaleados.

Los carriles del futuro cada vez están sometidos a condiciones más severas, por eso los fabricantes deberán mejorar las características mecánicas de los mismos, tales como:

- Resistencia al desgaste.
- Resistencia a la fatiga.
- Resistencia a la deformación plástica.
- Reducción de las tensiones residuales.
- Aumento de la tenacidad.

Estas características son impensables hace unos años, pero hoy son posibles de alcanzar gracias al avance de nuevas técnicas y tecnologías de fabricación, de ahí los nuevos aceros de alta capacidad anteriormente mencionados. El objetivo de esta investigación es el conocimiento de las propiedades de cada uno de los nuevos aceros investigados, que nos permitirá seleccionar con más criterio cuales son los aceros de carril más adecuados para cada una de las condiciones ambientales y de servicio previstas en las infraestructuras ferroviarias.

Analizar las diferencias existentes entre los aceros de cabeza endurecida y los aceros microaleados porque poseen la misma microestructura de perlita fina.

d) Analizar y cuantificar la severidad el efecto abrasivo de la arena eólica, así como de las condiciones ambientales extremas, en el desgaste de los aceros de carril.

El objetivo de esta línea de investigación es estudiar, a partir de ensayos tribológicos de desgaste acelerado, el comportamiento antidesgaste de aceros ferroviarios de alta capacidad, así como la influencia que, en dicho comportamiento, tiene la temperatura, la humedad y la presencia de un tercer cuerpo abrasivo en el contacto rueda-carril (arena), además de determinar cuáles de los carriles anteriormente estudiados tienen mejor resistencia al desgaste y menor coeficiente de fricción en infraestructuras ferroviarias con las características del entorno y del clima desértico, tales como: elevadas temperaturas, humedad baja y la presencia de arena.

Los carriles para las líneas de alta velocidad que atraviesen un desierto se deberán enfrentar a la dilatación por los cambios bruscos de temperatura y, lo que es peor, hacer frente a la arena, ya que nunca se han enfrentado al desgaste que supone el constante golpeteo de las ventiscas de arena sobre la superficie de los carriles.

El interés de esta investigación es que las líneas de alta velocidad que atraviesan los desiertos, se deben enfrentar con dos problemas, por un lado que la fatiga de contacto por rodadura es el principal daño en los carriles usados en líneas de alta velocidad, por lo que convendría usar carriles de acero más resistentes a la fatiga, pero por otro lado tenemos el daño producido por la erosión y el desgaste producido en la superficie del carril por la arena del desierto, por lo que necesitaríamos usar carriles de acero más resistentes al desgaste. Pues en esta investigación sería necesario evaluar cual de los dos daños sufridos por los carriles de acero utilizados en líneas de alta velocidad que atraviesan desiertos es predominante, para poder seleccionar el acero más acorde a las condiciones de servicio previstas.

e) Estudiar el desarrollo de una solución tendente a mitigar los efectos abrasivos de la arena eólica sobre una infraestructura ferroviaria de una línea de alta velocidad, en particular aplicado al reto tecnológico asumido en la línea de alta velocidad “Medina – La Meca” (la primera de alta velocidad que atravesará un desierto).

Según el estudio general desarrollado por BMT Fluid Mechanics en 2009-2010 por Al Rajhi Alliance (Contratista de los Trabajos de la Fase 1), sobre los efectos del viento en las zonas arenosas del trazado de la Línea de Alta Velocidad La Meca-Medina “, señala la existencia de 20-25 km de la línea con un alto riesgo de invasión de la plataforma por avance de dunas de arena, pudiéndose extender los problemas de contaminación de la superestructura de vía y material móvil, por arrastre de arena y polvo a unos 200 Km a lo largo de toda ella [105].



Figura 2.3 Imagen de la plataforma en obras del 2014 (Chema Moya- EFE).

El objetivo general de esta investigación es al desarrollo de una solución para mitigar los efectos negativos de la arena sobre la infraestructura ferroviaria, que se puede alcanzar a través de uno, o varios, de los siguientes métodos de actuación:

Métodos Pasivos o generalmente de Barrera: Conjunto de métodos basados en la adopción de medidas que protejan la superestructura ferroviaria de la invasión y contaminación de la arena del desierto. Estas medidas van encaminadas a evitar la deposición de partículas sólidas sobre la infraestructura de la vía a partir, generalmente, de barreras.

Métodos Activos: Conjunto de métodos tendentes a eliminar las partículas de arena depositadas sobre la infraestructura ferroviaria, debido al fallo de los “métodos pasivos”, o por ausencia de éstos. Estos “métodos activos” asegurarían la limpieza de la vía y, por tanto, evitaría el pernicioso efecto abrasivo derivado del fenómeno conocido como “tercer cuerpo” en el contacto, tales como locomotoras con características especiales para circular por terrenos desérticos.

Métodos de Actuación sobre el carril: Conjunto de métodos tendentes a actuar sobre la superficie del carril para mejorar su resistencia al desgaste, sistemas cuya finalidad es reducir el desgaste de los carriles y prolongar la vida de los mismos para soportar las grandes erosiones y el desgaste al que se verá sometido por efecto de la presencia de arena en el contacto rueda-carril.

Los métodos más importantes pueden ser: la modificación con láser sobre un acero de carril perlítico y los modificadores de fricción.

La modificación con laser puede ser bajo dos diferentes condiciones: láser de endurecimiento y fusión láser (deposición de una fina capa superficial), y los modificadores de fricción son aquellos que generan una delgada película que disminuye la fricción entre la rueda y el carril.

f) Estimar la vida útil en servicio, por desgaste, del acero de carril sometido a las condiciones ambientales del desierto.

Esta línea de investigación propone cuantificar la severidad del efecto abrasivo de la arena eólica, así como de las condiciones ambientales extremas, en el desgaste de aceros comúnmente usados en infraestructuras ferroviarias. El objetivo del mismo es, a partir de dichos resultados, estimar la vida útil en servicio, por desgaste, del carril de acero sometido a las condiciones ambientales del desierto.

Los resultados de dicha investigación, en relación con el proyecto de construcción de la LAV “Medina – La Meca”, permitirán a los fabricantes tomar las acciones correctoras que se consideren necesarias, asignando los recursos estrictamente necesarios, y todo ello en una fase preliminar del proyecto, atenuando la incertidumbre y minimizando las consecuencias de los riesgos técnico-económicos asociados a esta singular infraestructura.

CAPÍTULO VII – REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Perez-Unzueta AJ. Wear resistance of pearlitic rail steel. PhD Thesis 1992. University of Leicester, Leicester (U.K.).
- [2] Carrascosa Hernández A. La vía férrea: Teoría y práctica de la construcción y conservación del ferrocarril. Createspace Independent Platform 2014.
- [3] AREMA (The American Railway Engineering and Maintenance-of-Way Association). Manual for railway engineering 2016; Vol. 1 Track: Ch. 4 – Rail.
- [4] GB 2585-2007. Hot-rolled steel rails for railway.
- [5] BS 11: 2015. Specification for dimensional properties and associated tolerances of railway rails
- [6] UNE-EN 13674-1:2012. Aplicaciones ferroviarias. Vía. Carriles. Parte 1: Carriles Vignole de masa mayor o igual a 46 kg/m.
- [7] GOST - Gosudarstvenny Standart State Standard Gost (Russian).
- [8] UNE 25122-2:1986. Perfil de carriles vignole. Carril tipo UIC 54. Características.
- [9] BS EN 13674-1: 2011. Railway applications. Track. Rail. Vignole railway rails 46 kg/m and above.
- [10] Pero-Sanz JA. Ciencia e Ingeniería de Materiales. Dossat 2000.
- [11] Álvarez Mántaras D, Luque Rodriguez P. Ferrocarriles. Ingeniería e infraestructura de los transportes. Universidad de Oviedo 2003.
- [12] Ortega Lester E. Simulación del contacto rueda-carril con Pro/Engineer. Proyecto fin de carrera. Universidad Carlos III de Madrid 2012. Departamento de Ingeniería Mecánica.
- [13] Transport RailCorp. Engineering Manual Track. TMC226 Rail defect handbook 2012.
- [14] D4.5.5. Guidelines for Management of Rail Grinding. Innotrack Deliverable Report 2006.
- [15] Lluch MC, Barron LC, Ramos MG, Ortiz AV. La generación de empleo en el transporte terrestre sostenible de mercancías. Instituto Sindical de Trabajo, Ambiente y Salud 2012.

- [16] Jeong DY. Progress in rail integrity research. Internal Report U.S. Department of Transportation 2001.
- [17] Robles FC, Demas NG, Gonzales K, Polycarpou A. Correlation between laboratory ball-on disk and full scale rail performance test. *Wear* 2011; 270: 479-491.
- [18] Tracy A. Broken rails are leading cause of train derailments. *Scientific American* 2015.
- [19] Wang WJ, Guo HM, Du X, Guo J, Liu QY, Zhu MH. Investigation on the damage mechanism and prevention of heavy-haul railway rail. *Engineering Failure Analysis* 2013; 35: 206-218.
- [20] Perez-Unzueta AJ, Beynon J. Microstructure and wear resistance of perlitic steel rails. *Wear* 1993; 162: 173-182.
- [21] Vila AM. Modelado del crecimiento del desgaste ondulatorio en carriles ferroviarios. Tesis Doctoral de la Universidad Politécnica de Valencia 2015.
- [22] Bakowski H, A. Posmyk A, Krawczyk J. Tribological properties of rail steel in straight moderately loaded sections of railway tracks. *Archives of Metallurgy and Materials* 2011; 56: 813-822.
- [23] Maps high speed in the world. International Union of Railways (UIC). Passenger & High Speed Department 2013. Acceso el 01 de Febrero del 2015.
- [24] Olofsson U, Zhu Y, Abassi S, Lewis R, Lewis S. Tribology of the wheel-rail contact aspects of wear, particle emission and adhesion. *Vehicle System Dynamics* 2013; 51: 1091-1120.
- [25] López Pita A. Infraestructuras ferroviarias. Ediciones Universidad Politécnica de Cataluña 2006.
- [26] AREMA. Practical Guide to Railway Engineering 2015. Chapter 6. Railway Track Design.
- [27] Palacios M, Rivera S, Belzunce FJ, Lezcano R. Influencia de la orientación en el comportamiento a fatiga y fractura de aceros perlíticos para carril. *Anales de Mecánica de la Fractura* 2008; 25: Vol. 1.
- [28] Australian Rail Track Corporation LTD. Rail Defects Handbook. Engineering Practices Manual Civil Engineering 2006.

- [29] Kumar S. Study of Rail Breaks: Associated Risks and Maintenance Strategies. Technical report of Division of Operation and Maintenance Engineering Luleå Railway Research Center (JVCT) 2011, Luleå, Sweden.
- [30] Zhong W, Hu JJ, Shen P, Wang CY, Lius QY. Experimental investigation between rolling contact fatigue and wear of high-speed and heavy-haul railway and selection of rail material. *Wear* 2011; 271: 2485-2493.
- [31] Jihua L, Wenjuan J, Shuiyou Ch, Qiyue L. Effects of rail materials and axle loads on the wear behavior of wheel/rail steels. *Advances in Mechanical Engineering* 2016; 8(7): 1–12.
- [32] Windarta, Sudin MB, Fuad K. Influence of applied load on wear characterizations of rail material. *Journal of Applied Sciences* 2011; 11: 1636-1641.
- [33] Jungwon S, Seokjin K, Deonghyeong L. Effects of surface defects on rolling contact fatigue of rail. *Procedia Engineering* 2011; 10: 1274–1278.
- [34] Garnham JE, Davis CL. Very early stage rolling contact fatigue crack growth in pearlitic rail steels. *Wear* 2011; 271:100-112.
- [35] Viáfara CC, Castro MI, Vélez JM, Toro A. Unlubricated sliding wear of pearlitic and bainitic steels. *Wear* 2005; 259: 405-411.
- [36] Sundh J, Olofsson U. Seizure mechanisms of wheel–rail contacts under lubricated conditions using a transient ball-on-disc test method. *Tribology International* 2008; 41: 867–874.
- [37] Stock R, Eadie DT, Elvidge D, Oldknow K. Influencing rolling contact fatigue through top of rail friction modifier application. A full scale wheel- rail test rig study. *Wear* 2011; 271: 134–142.
- [38] Brouzoulis J, Torstensson PT, Stock R, Ekha M. Prediction of wear and plastic flow in rails. Test rig results, model calibration and numerical prediction. *Wear* 2011;271: 92–99.
- [39] Stock R, Pippan R. Rail grade dependent damage behavior – Characteristics and damage formation hypothesis. *Wear* 2014; 314: 44–50.
- [40] Stock R, Pippan R. RCF and wear in theory and practice-The influence of rail grade on wear and RCF. *Wear* 2011; 271: 125–133.

- [41] Robles FC, Demas NG, Davis DD, Polycarpou AA, Maal L. Mechanical properties and wear performance of premium rail steel. *Wear* 2007; 263:766-722.
- [42] Shariff SM, Pal TK, Padmanabham G, Joshi SV. Influence of chemical composition and prior microstructure on diode laser hardening of railroad steels. *Surface & Coatings Technology* 2013; 228: 14–26.
- [43] Ozsarac U, Aslanlar, S. Wear behavior investigation of wheel/rail interface in water lubrication and dry friction. *Industrial Lubrication and Tribology* 2008; 60: 101-107.
- [44] Sund J, Olofson U. Relating contact temperature and wear transitions in a wheel-rail contact. *Wear* 2011; 271: 78-85.
- [45] Abbasi S, Olofsson U, Zhu Y, Sellgren U. Pin-on-disc study of the effects of railway friction modifiers on airborne wear particles from wheel–rail contacts. *Tribology International* 2013; 60: 136-139.
- [46] Shariff SM, Pal TK, Padmanabham G, Joshi SV. Sliding wear behavior of laser surface modified pearlitic steel rail. *Surface Engineering* 2010; 26: 199-208.
- [47] Liu H, Cha Y, Olofsson U, Ingemar LT, Jönsson PG. Effect of the Sliding Velocity on the Size and Amount of Airborne Wear Particles Generated from Dry Sliding Wheel–Rail Contacts. *Tribol. Lett.* 2016; 63:30.
- [48] Windarta M, Sudin B, Baharom MB. Prediction of Contact Temperature on Interaction between Rail and Wheel Materials Using Pin-on-Disc Method. *Journal of Applied Sciences* 2012; 12: 2424-2429.
- [49] Khalladi A, Elleuch K. Effect of surface topography with different groove angles on tribological behavior of the wheel/rail contact using alternative machine. *Friction* 2016; 4(3): 238–248.
- [50] Smith W, Hashemi J. *Fundamentos de Ciencia e Ingeniería de Materiales*. Mc Graw-Hill 2014, México.
- [51] Bhadeshia H, Honeycombe R. *Steels: Microestructura and Properties*. Butterworth-Heinemann 2006.

- [52] Carril. Programa de venta Arcelor Mittal 2009.
- [53] Gil Sevillano J. Fractura de aceros perlíticos. *Anales de Mecánica de Fractura* 1993; 10: 43-55.
- [54] González Fueyo JL. Influencia de la microestructura en el comportamiento mecánico de aceros utilizados en la fabricación de carril. Tesis Doctoral de la Universidad de Oviedo 1997. Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación.
- [55] Perez-Unzueta AJ, Beynon J. Microstructure and wear resistance of perlitic steel rails. *Wear* 1993; 162: 173-82.
- [56] Ordóñez R, García CI, De Ardo A, Kalay S, Robles FC. Advanced metallurgical alloy design and thermomechanical processing for Steel rails for North American heavy haul use. *Wear* 2011; 271: 364-73.
- [57] Panda B, Balasubramaniam R, Vajpei AC, Srikanth S, Bhattachary A. Characterization of rust on microalloyed steel rail exposed to coastal location in India. *Engineering, Science and Technology* 2009; 44: 275-279.
- [58] Panda B, Balasubramaniam R, Moon A. Microstructure and mechanical properties of novel steel rails. *Materials Science and Technology* 2009; 25: 1375-1382.
- [59] Panda B, Balasubramaniam R, Dwived G, Mahapatra S. Corrosion of novel rail steels in 3.5 % NaCl solution. *Transactions of the Indian Institute of Metals* (2008); 61: 177-181.
- [60] ASTM G59- 97(2014). Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements.
- [61] Zhong W, Hu JJ, Li ZB, Liu QY, Zhou ZR. A study of rolling contact fatigue crack growth in U75V and U71Mn rails. *Wear* 2011; 271: 288-392.
- [62] Moon AP, Balasubramaniam R, Panda B. Hydrogen embrittlement of microalloyed steel rails. *Materials Science and Engineering* 2010; 527: 3259-3263.
- [63] Ren A, Yu J, Zhou G, Yuan Z, Han B, Li Y. Hot Deformation Behavior of V-Microalloyed Steel. *Journal of iron and steel research international* 2010; 17(8): 55-60.

- [64] Ramalho A, Esteves M, Marta P. Friction and wear behavior of rolling–sliding steel contacts. *Wear* 2013; 302: 1468-1480.
- [65] Zapata Orozco DA. Efecto de la microestructura sobre la resistencia al desgaste por rodadura-deslizamiento de aceros ferroviarios. Trabajo de Grado de Maestría Ingeniería Materiales y Procesos. Universidad Nacional de Colombia (Medellín) 2011.
- [66] Lewis R, Olofsson U. *Wheel-rail interface handbook*. 1st Edition. Woodhead Publishing in Mechanical Engineering (2009).
- [67] Chiddick K., Eadie D. Wheel/rail friction management solutions. Presented at 14th Int. Conference on current problems in rail vehicles 1999. Prorail 99, Prague.
- [68] Koan-Sok B, Kyogokua, K, Nakaharaa T. An experimental study of transient traction characteristics between rail and wheel under low slip and low speed conditions 2008; *Wear* 265: 1417–1424.
- [69] Chen, H., Ban, T., Ishida, M., Nakahara, T. Experimental investigation of influential factors on adhesion between wheel and rail under wet conditions. *Wear* 2008; 265: 1504–1511.
- [70] Meehan PA, Bellette PA, Horwood RJ. Does god play dice with corrugations? Environmental effects on growth. *Wear* 2014; 314: 254-260.
- [71] Godfrey D. Iron oxides and rust in tribology. *Journal of the society of tribologists and lubrication engineers* 1999; 55(2): 33-37.
- [72] Ishida M, Aoki F, Sone Y, BanT, Shirouzu K. Rail corrugations caused by low coefficient of friction in a submarine railway tunnel. *Proceedings of the World Tribology Congress III* 2005; 931-932.
- [73] Suzumura J, Yasutomo S, Ishizaki A, Yamashita D, Nakajima Y, Ishida M. In situ X-ray analytical study on the alteration process of iron oxide layers at the railhead surface while under railway traffic. *Wear* 2011; 271: 47-53.
- [74] Lewis S, Lewis R, Olofsson U, Eadie DT, Cotter J, Lu X. Effect of humidity, temperature and railhead contamination on the performance of friction modifiers: Pin-on-disk study. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit* 2013; 227: 115-127.

- [75] Zhu Y, Olofsson U, Chen H. Friction between Wheel and Rail: A Pin-On-Disc Study of Environmental Conditions and Iron Oxides. *Tribology Letters* 2013; 52: 327-339.
- [76] Olofsson U, Sundvall K. Influence of leaf, humidity and applied lubrication on friction in the wheel-rail contact: Pin-on-disc experiments. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit* 2004; 218: 235-242.
- [77] Zhu Y, Lyub Y, Olofsson U. Mapping the friction between railway wheels and rails focusing on environmental conditions. *Wear* 2015; 324-325: 122-128.
- [78] Lyu Y, Zhu Y, Olofsson U. Wear between wheel and rail: A pin-on-disc study of environmental conditions and iron oxides. *Wear* 2015; 328-329: 277-285.
- [79] Chen H, Ishida M, Namura A, Baekb KS, Nakaharac T, Leband B, Paud M. Estimation of wheel/rail adhesion coefficient under wet condition with measured boundary friction coefficient and real contact area. *Wear* 2011; 271: 32-39.
- [80] Samal S, Bhattaacharyya A, Mitra SK. Study on Corrosion Behavior of Pearlitic Rail Steel. *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering* 2011; 10(7): 573-581.
- [81] UNE-EN ISO 14284:2008. Aceros y fundiciones. Toma de muestras y preparación de las mismas para la determinación de la composición química. (ISO 14284:1996).
- [82] UNE-EN ISO 6506-4:2015. Materiales metálicos. Ensayo de dureza Brinell. Parte 4: Tabla de valores de dureza.
- [83] Propiedades mecánicas de los carriles de tren. Carriles Arcelor Mittal. Acceso el 15 de Febrero del 2015. (<http://rails.arcelormittal.com/es/propiedades-mecanicas.html>).
- [84] UNE-EN 10002-1:2002. Materiales metálicos. Ensayos de tracción. Parte 1: Método de ensayo a temperatura ambiente.
- [85] Underwood EE. *Quantitative Stereology*. Addison-Wesley Reading 1970, Massachusetts.
- [86] Saltykov SA, *Stereometric Metallography*, 2nd ed., Metallurgizdat, Moscow, 1958 (Armed Services Technical Information Agency rough-draft translation ADC 267-700 and 267-701).

- [87] Czichos H. Tribology. A systems approach to the science and technology of friction, lubrication and wear. Elsevier 1978: 11-12.
- [88] Lansdown AK, Price AL. Materials to resist wear. Ed. Pergamon 1986. Press, Gran Bretaña.
- [89] Rabinowicz E. Friction and Wear of Materials. New York 1965: 236.
- [90] García Cuervo D. Influencia de lubricantes minerales y sintéticos en el fallo de fatiga de elementos en contacto de rodadura. Tesis Doctoral de la Universidad de Oviedo 1995.
- [91] ASTM G99-95. Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus.
- [92] Windarta, Baharom MB. Experimental prediction of wear rate on rail and wheel materials at dry sliding contact. MATEC Web of Conferences 2014; 13:03013.
- [93] United Arabian Emirates climate. Whether online (2014).

<http://www.weatheronline.co.uk/reports/climate/United-Arabian-Emirates.htm>. Acceso Febrero 2015.
- [94] Archard JF, Hirst W. Wear of metals under unlubricated conditions. Proc. R. Soc. London Part A 1956: 236: 3–55.
- [95] Tabla de conversión de durezas y resistencia a la tracción. Aceros Griñón.

Fuente: <http://www.acerosgrinon.com/productos/utilidades/TABLA-CONVERSION-DUREZAS-Y-RESISTENCIA-A-TRACCION>
- [96] Jendel T. Prediction of wheel profile wears methodology and verification, Licentiate Thesis, TRITA-FKT 2000: 9. Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden.
- [97] Hervás AS. Desarrollo de un Modelo Teórico para la Interpretación de Difractogramas de Rayos X de Alta Resolución. Tesis Doctoral E.T.S.I. Telecomunicación 1995, Madrid.
- [98] Bermúdez J. Métodos de difracción de Rayos X: principios y aplicaciones. Ediciones Pirámide 1981, Madrid.
- [99] Hammond C. The basics of crystallography and diffraction. Oxford University Press 2000.

- [100] Qi J, Zhu W, Yang C, Ou T, Chen J, Liu Y. MnS inclusion behavior in heavy rail steel during heating process. *Heat Treatment of Metals* 2013; 38: 40-42.
- [101] El-Shabasy AB, Lewandowski JJ. Effects of load ratio, R, and test temperature on fatigue crack growth of fully pearlitic eutectoid steel (fatigue crack growth of pearlitic steel). *International Journal of Fatigue* 2004; 26: 305-309.
- [102] González B, Matos JC, Toribio J. Relación microestructura-propiedades mecánicas en acero perlítico progresivamente perfilado. *Anales de Mecánica de la fractura* (2009); 26(1): 142–147.
- [103] Aniolek K, Herian J. The structure, properties and a resistance to abrasive wear of railway sections of steel with a different pearlite morphology. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 2012; 22.
- [104] Dayot C, Saulot A, Godeau C, Berthier Y. Tribological behavior of pearlitic and bainitic steel grades under various sliding conditions. *Tribology International* 2012; 46: 128-136.
- [105] Myung LK, Polycarpou AA. Wear of conventional pearlitic and improved bainitic rail steels. *Wear* 2005; 259: 391–399.
- [106] López-Tello LF. Propuesta de medidas ecológicas de defensa de la plataforma de vía frente a la acción del viento. *Vía libre. Técnica e investigación ferroviaria* 2016; 11: 31-48.