



Universidad de Valladolid



ESCUELA DE INGENIERÍAS  
INDUSTRIALES

# **REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA Y ANÁLISIS DE LAS ALTERNATIVAS DE REDUCCIÓN DE LA EMISIÓN DE PARTÍCULAS DE POLVO FINO EN DISCOS DE FRENO**

**UNIVERSIDAD DE VALLADOLID**

**ESCUELA DE INGENIERÍAS INDUSTRIALES**

**GRADO EN INGENIERÍA MECÁNICA**

**AUTOR**

Botrán Gómez, David

**TUROR(A)**

De Tiedra Frontaura, María del Pilar

Departamento: CMEIM/EGI/IGGF/IPF

**Valladolid Julio de 2023**

## AGRADECIMIENTOS

A mi familia, amigos y amigas, por todo el apoyo en los buenos y malos momentos, sin ellos esto nunca habría sido posible, de ninguna forma.

A mi pareja Sara, con quién quiero compartir todos mis logros.

A todos los compañeros y compañeras con los que he tenido el placer de compartir gran cantidad de tiempo tanto dentro como fuera de las aulas.

A mi tutora Pilar por guiarme y enseñarme de la mejor manera posible.

A todos los profesores y profesoras que me han enseñado y guiado en mi camino universitario.



## RESUMEN

La reducción de las emisiones contaminantes siempre ha sido una de las principales preocupaciones de la industria automovilística, nuevos estudios e investigaciones, han afirmado, que el desgaste del sistema de frenado de los automóviles hace que se emitan al ambiente, partículas en forma del polvo fino y aerosol, dañinas para la salud y el medio, este tipo de emisiones reciben el nombre de emisiones sin escape.

Como consecuencia de esto, la empresa de Lingotes Especiales SA, situada en Valladolid, quien lleva desarrollando su actividad industrial más de 50 años, se encuentra investigando y recopilando los métodos de fabricación alternativos para conseguir reducir el desgaste, y con ello las emisiones de partículas nocivas, manteniendo las propiedades mecánicas que caben esperar de dichos sistemas. En este artículo, realizado en colaboración con la misma, y que surge como continuación de la tarea asignada en la asignatura de prácticas en empresa, se recogerán y compararán, desde el punto de vista de la viabilidad, algunas de las alternativas y procesos existentes para la solución de dicho problema.

## PALABRAS CLAVE

Microemisión de partículas, EURO 7, sistema de frenado, fundición, recubrimientos, laser cladding, aerosol frío, HVOF, APS, tratamientos térmicos, desgaste



## ABSTRACT

The reduction of pollutant emissions has always been a major concern in the automobile industry. Recent studies and research have been stated that the wear's braking systems results in the emisión of the fine dust and aerosol particles into the environment, which are harmful to health and the environment. This type of emissions are commonly referred to as non exhaust emissions.

As a result of this, Lingotes Especiales SA, a company located in Valladolid with over 50 years of industrial activity, is conducting research and collecting alternative manufacturing methods to reduce wear and, consequently, the emissions of harmful particles while maintaining the expected mechanical properties of such systems. This article, carried out in collaboration with the company as a continuation of the assigned task during the practical training in the company, will gather and compare, from a feasibility standpoint, some of the existing alternatives and processes to address this issue.

## KEYWORDS

Microparticle emission, EURO 7, braking system, casting, coatings, laser cladding, cold spray, HVOF, APS, heat treatments, wear



## INDICE

ÍNDICE DE FIGURAS .....	5
ÍNDICE DE GRAFICAS .....	6
ÍNDICE DE TABLAS .....	7
1.-INTRODUCCIÓN.....	8
1.1.- Antecedentes .....	8
1.2.-Objetivos .....	8
2.- DESCRIPCIÓN DE LA EMPRESA LINGOTES ESPECIALES S.A. ....	9
3.-DESCRIPCIÓN DEL PROCESO DE FABRICACIÓN DE UN DISCO DE FRENO .....	11
3.1.- OBTENCIÓN DE MATERIA PRIMA DEL PROCESO .....	11
3.2.-TRANSPORTE HACIA LOS HORNOS .....	12
3.3-PROCESO DE ELABORACIÓN DEL CALDO A TRAVÉS DE LA MATERIA PRIMA .....	12
3.3.1- INCORPORACIÓN DE ADITIVOS EN EL PROCESO DE FUSIÓN .....	12
3.3.2.- FUSIÓN EN EL HORNO .....	12
3.3.3- RETIRADA DE LA ESCORIA DEL CALDO.....	12
3.4.- ANALISIS QUÍMICO Y DE LA COMPOSICIÓN DEL CALDO.....	13
3.5.-PROCESO DE MOLDEO .....	13
3.5.1.-TRANSPORTE DEL CALDO .....	13
3.5.2.-CREACIÓN DEL MOLDE E INSERCIÓN DEL CALDO .....	14
3.6 MECANIZADO DEL DISCO DE FRENO. ....	14
4.-FUNCIONAMIENTO DE UN DISCO DE FRENO. ....	15
4.1.-PARTES DE UN DISCO DE FRENO .....	16
4.2.-SOLICITACIONES DE UN DISCO DE FRENO .....	17
5.-PROBLEMAS Y PLANTEAMIENTO .....	19
6.-OBTENCIÓN DE RECUBRIMIENTOS.....	20
6.1.-REVESTIMIENTO LASER (LASER CLADDING) .....	20
6.2.-AEROSOL FRIO.....	26
6.3.-HVOF .....	30
6.4.-ATMOSFERIC PLASMA SPRAY (APS) .....	35
6.5- HVOF VS APS .....	37
6.6.-COMBINACIÓN DE LASER CLADDING CON APS Y HVOF .....	38
6.7.-BREVE CONCLUSIÓN SOBRE LOS RECUBRIMIENTOS SUPERFICIALES. ....	39
7.-TRATAMIENTOS TERMICOS.....	40
7.1.-NITROCARBURACIÓN .....	40
7.1.1-NITROCARBURACIÓN CON PLASMA.....	43



7.2.-TEMPLADO (BONIFICADO) .....	44
7.3.-ENDURECIMIENTO LASER.....	50
7.4.-CRIOGENIZACIÓN .....	53
7.5.-BREVE CONCLUSIÓN SOBRE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....	55
8.-ALTERNATIVAS DEL MATERIAL.....	57
8.1.-RESPECTO A LOS RECUBRIMIENTOS.....	57
8.2.-MATERIAL CERAMICO .....	58
8.3-FUNDICIONES GRISES DE MATRIZ MARTENSITICA Y DE GRAFITO LAMINAR.....	59
8.4- ALUMINIO .....	59
8.5.- APLICACIONES CON GRAFENO Y GRAFITO. ....	60
8.6.-BREVE CONCLUSIÓN SOBRE LAS ALTERNATIVAS DE MATERIAL.....	62
9.-CONCLUSIÓN.....	64
10.-LINEAS DE FUTURO .....	65
11.-BIBLIOGRAFIA UTILIZADA.....	66



## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1:	10
Figura 2:	10
Figura 3:	11
Figura 4:	13
Figura 5:	13
Figura 6:	15
Figura 7:	16
Figura 8:	17
Figura 9:	23
Figura 10:	24
Figura 11:	25
Figura 12:	27
Figura 13:	28
Figura 14:	29
Figura 15:	30
Figura 16:	34
Figura 17:	48
Figura 18:	52



## ÍNDICE DE GRAFICAS

Gráfica 1:.....	20
Gráfica 2:.....	21
Gráfica 3:.....	22
Gráfica 4 :.....	24
Gráfica 5:.....	33
Gráfica 6: .....	41
Gráfica 7:.....	42
Gráfica 8:.....	46
Gráfica 9:.....	47
Gráfica 10:.....	47
Gráfica 11:.....	51
Gráfica 12: .....	52
Gráfica 13: .....	53
Gráfica 14: .....	55
Gráfica 15: .....	58
Gráfica 16: .....	60
Gráfica 17: .....	61
Gráfica 18: .....	62



## ÍNDICE DE TABLAS

<i>Tabla 1:</i> .....	18
<i>Tabla 2:</i> .....	28
<i>Tabla 3:</i> .....	33
<i>Tabla 4:</i> .....	36
<i>Tabla 5:</i> .....	36
<i>Tabla 6:</i> .....	37
<i>Tabla 7:</i> .....	38
<i>Tabla 8:</i> .....	38
<i>Tabla 9:</i> .....	42
<i>Tabla 11:</i> .....	44
<i>Tabla 12:</i> .....	46
<i>Tabla 13:</i> .....	50
<i>Tabla 14:</i> .....	54
<i>Tabla 15:</i> .....	54
<i>Tabla 16:</i> .....	57
<i>Tabla 17:</i> .....	58



## 1.-INTRODUCCIÓN

### 1.1.- Antecedentes

Durante más de 30 años, la Unión Europea y la Organización Mundial de la Salud han estado trabajando para reducir la contaminación del aire de diferentes fuentes. Una de estas, son las llamadas emisiones sin escape [1], en las que se encuentran incluidas las emitidas por los sistemas de frenado de los vehículos siendo las más importantes de dicha categoría.

Como método de regulación de dichas emisiones, la Unión Europea, se encuentra planteando una ley que limite de forma legal el máximo de emisiones que puedan emitir dichos componentes, por lo que han de plantearse nuevos métodos y soluciones desde el sector industrial encargado de la fabricación de dichos sistemas de frenado, y asegurarse de que cumplan con los requisitos esperados de estos sistemas (alta resistencia térmica y corrosiva, un coeficiente de fricción adecuado, un desgaste uniforme, propiedades tribológicas adecuadas y una vida útil adecuada...)

La entidad de Lingotes Especiales S.A. una de las principales empresas del sector de la fabricación de discos de frenado para la automoción, se encuentra recopilando e investigando diferentes alternativas para que dichos sistemas de frenado solucionen esta problemática fruto de dichas emisiones sin escape.

Hay que destacar, que este trabajo de fin de grado nace a partir de la experiencia adquirida en las prácticas al trabajar en esta tarea de recopilación para la empresa de Lingotes Especiales S.A.

### 1.2.-Objetivos

El objetivo principal de este documento consiste en la recopilación bibliográfica sobre el estado del arte de los tratamientos, tecnologías y alternativas que se están proponiendo que conllevan a la solución de esa problemática asociada a las anteriormente mencionadas emisiones sin escape.

Se expondrán varias de las vías más destacadas al momento como son, la obtención de recubrimientos de alta dureza, la utilización de tratamientos térmicos para endurecer el disco de freno y algunas de las alternativas de cambio de material.

Toda la información obtenida para la realización de esta recopilación ha sido seleccionada a partir de las bases de datos científicas (formadas por artículos de revistas científicas) que la Universidad de Valladolid ha facilitado, así como varios de los artículos presentados en la convenciones de Eurobrake facilitados por la empresa de Lingotes Especiales S.A. e información previa recogida por el departamento de I+D de esta anteriormente mencionada empresa.



## 2.- DESCRIPCIÓN DE LA EMPRESA LINGOTES ESPECIALES S.A.

Lingotes Especiales S.A. es una entidad especializada en el suministro, fabricación y diseño de diferentes piezas y componentes de fundición gris y esferoidal para varias aplicaciones diferentes así como de la fabricación de prototipos y la realización de pruebas de validación, siendo uno de los fundidores de referencia en el continente europeo.

Esta entidad es fundada en el 20 de julio de 1968, siendo una de las empresas más longevas y de más renombre de la ciudad de Valladolid. En 1998 la empresa Frenos y Conjuntos S.A. filial de la anterior, se dedica a la mecanización, procesos de acabado, pinturas y otros añadidos de piezas destinadas a la automoción así como a los recambios originales.

La compañía trabaja para varios sectores desde automoción, la obra civil, el cableado submarino, electrodomésticos y de industria en general. En cuanto al sector del automóvil, sus discos de freno representan el 12% del mercado del continente europeo y el 3% del mercado mundial.

En cuanto a sus instalaciones, la compañía cuenta con las más avanzados sistemas de producción, desde hornos que permiten fundir 170000Tm hasta novedosas instalaciones que permiten conseguir un buen control sobre el acabado, así como los sistemas de moldeo vertical DISAMATIC capaces de trabajar en medianas y grandes series, también cuentan con líneas específicas de producción de machos a gran volumen, las cuales permiten la fabricación de piezas de gran tecnología y seguridad (muy frecuente usadas para la fabricación de frenos).

Se encuentran totalmente homologados para suministrar a cualquier fabricante en cualquier zona del mundo, lo que les permite exportar entre el 70-80% de la producción. La compañía tiene en posesión las autorizaciones exigidas en el entorno medioambiental como son la norma internacional ISO-14001 del sistema de gestión ambiental e ISO50001 del sistema de eficiencia energética.

Es importante destacar que esta empresa apuesta por la economía circular, diseñando productos sin deshechos que faciliten su desmontaje y recirculación sin convertirse en residuos, así como la utilización de materia prima para la realización de piezas como los frenos de discos, a partir de material sobrante de la fabricación de algunos elementos como son chapa de automoción o conservas.

Lingotes Especiales S.A. tiene su propio departamento de I+D+i el cual se encuentra colaborando estrechamente con empresas del sector como son CIDAUT o AZTERLAN, así como un estrecho vínculo con la escuela de ingenieros industriales de la Universidad de Valladolid [2].

La filial Lingotes especiales S.A. se encuentra ubicada en la ciudad de Valladolid, y consta de 3 sedes :

<b>Oficinas y Administración</b>	<b>Planta Productiva – Fundición</b>	<b>Mecanizado y Montaje</b>
Calle Colmenares, Nº 5, Piso 1º C.P 47004, Valladolid (España).  Telf.: (0034) 983 305249 Fax.: (0034) 983 302772 Email: <a href="mailto:lines@lingotes.com">lines@lingotes.com</a>	Carretera Fuensaldaña, Km 2 C.P 47009, Valladolid (España). Telf.: (0034) 983 340011 Fax.: (0034) 983 373017 Email: <a href="mailto:lingotes@lingotes.com">lingotes@lingotes.com</a>	Avenida de Burgos Nº 53 C.P 47009, Valladolid (España).  Telf.: (0034) 983 341225 Fax.: (0034) 983 337110 Email: <a href="mailto:lingotes@lingotes.com">lingotes@lingotes.com</a>



Figura 1: Factoría de Lingotes Especiales [2]



Figura 2: Factoría de frenos y conjuntos, donde se aplican los tratamientos superficiales [2]

### 3.-DESCRIPCIÓN DEL PROCESO DE FABRICACIÓN DE UN DISCO DE FRENO

En este apartado, se describirá, el proceso de fabricación seguido en la factoría de Lingotes Especiales S.A ,[3,4].

La creación de estos componentes del sistema de frenado se realiza mediante molderería con la forma diseño y características típicas de un disco de freno. Se comienza con la obtención de la materia prima en forma de caldo o colada. Los procesos, por tanto, son los siguientes:

#### 3.1.- OBTENCIÓN DE MATERIA PRIMA DEL PROCESO

Para la creación del caldo que conformará los discos de freno, la principal materia prima será el hierro, en Lingotes Especiales S.A [3,4]. parte de esta materia prima, viene de residuos, o sobrantes de otros procesos industriales de fabricación, así como en algunos casos materia prima conformada en Lingotes, algunos de los ejemplos son los siguientes:

- Recortes sobrantes de la fabricación de envases de conservas, latas de refresco sin ningún tratamiento o pintura provenientes de la fabricación inicial.
- Chapa sobrante de la fabricación de las carrocerías de la industria del automóvil

Estas dos anteriores materias primas, son conformadas en forma de cubos para facilitar su almacenaje y posterior transporte a los hornos de la factoría este proceso se ilustra en la *figura 3*



*Figura 3: entrada de chapa reciclada de la industria automotriz y alimentaria reciclada como materia prima para elaborar los discos de freno [3]*

- Virutas de los procesos de mecanizado de la propia factoría.
- Material sobrante de los procesos de fundición de la propia factoría, como mazarotas o bebederos, los cuales son añadidos directamente al proceso de fusión para conformar el caldo.



### 3.2.-TRANSPORTE HACIA LOS HORNOS

Mediante un imán de notables dimensiones, y aprovechando las propiedades magnéticas de la materia prima, se procede a atrapar el material con el anterior insertándolo en una tolva, que posteriormente introducirá esta materia prima a los hornos de fusión; este imán, puede transportar una carga de materia prima de hasta 700kg.

### 3.3-PROCESO DE ELABORACIÓN DEL CALDO A TRAVÉS DE LA MATERIA PRIMA

Para cambiar a estado líquido toda la materia prima, esta se concentrará en hornos que llevarán a cabo este proceso, Lingotes Especiales S.A. cuenta con hornos de inducción eléctrica capaces de alcanzar una temperatura media de 1500°C y son capaces de fundir 18 toneladas a la hora.

#### 3.3.1- INCORPORACIÓN DE ADITIVOS EN EL PROCESO DE FUSIÓN

Como en muchos de los procesos de fusión, para que el caldo tenga las propiedades que posteriormente definirán las piezas que se formarán con este, se añadirán una serie de aditivos en pequeñas cantidades que variarán la composición química del caldo. Los aditivos más añadidos son ferroaleantes como silicio o titanio, además de grafito importante en las fundiciones grises, manganeso, fósforo, cromo o molibdeno.

#### 3.3.2.- FUSIÓN EN EL HORNO

A partir del horno, lleno con las materias primas y los aleantes deseados se obtendrá el caldo, este proceso tarda alrededor de unos 45 minutos en cambiar de estado los componentes sólidos que conforman el caldo, este proceso se lleva a cabo a una temperatura de 1500°C.

#### 3.3.3- RETIRADA DE LA ESCORIA DEL CALDO.

En los procesos de fundición, debido a que toda materia prima, tiene un porcentaje de impurezas, que al someter a esta a las altas temperaturas de fusión a la que es fundida, hacen que los elementos no metálicos adheridos a las materias primas se separen en el proceso de fusión, quedando esta escoria encima del caldo, (debido a que su densidad es mucho menor), aprovechando esto, es posible eliminarla del caldo muy fácilmente mediante el uso de unas pinzas accionadas mediante una grúa industrial.



Figura 4: Grúa industrial encargada de recoger la escoria resultante del proceso de fundición [4]



Figura 4: Proceso de recogida de la escoria de proceso de fundición [4]

### 3.4.- ANALISIS QUÍMICO Y DE LA COMPOSICIÓN DEL CALDO

Antes de que todo este caldo pase a las etapas de solidificación para conformar los discos de freno, es necesario analizar la composición para ver si es la deseada y cumple con las especificaciones necesarias, en caso de no ser la deseada, el caldo se corrige mediante diferentes aditivos.

### 3.5.-PROCESO DE MOLDEO

#### 3.5.1.-TRANSPORTE DEL CALDO

A través de unos recipientes industriales, se transportará el caldo hacia la zona de moldeo, mediante una cuchara o crisol, que permite mantener el caldo a la temperatura



de salida del horno, 1500°C. Esta temperatura es superior a la de moldeo para que así se garantice que llegue a la etapa de moldeo a la temperatura adecuada.

### 3.5.2.-CREACIÓN DEL MOLDE E INSERCIÓN DEL CALDO

Los moldes asociados a la fabricación de frenos, son realizados en arena a la que se le añade un conjunto de resinas y aditivos, debido a la geometría de un disco de freno, para definir los canales de ventilación propios de un disco de freno, se utilizará a la hora de realizar el molde, un componente conocido como macho, el cual se trata de una pieza intermedia (en negativo) en la zona donde se encontrarán dichos canales, con orificios que, una vez introducido el material en fase líquida creado anteriormente, se llenarán.

Una vez realizado el molde que conformará el macho, se procede a inyectar en estos un gas que lo endurecerá, posteriormente, se le dará un tratamiento superficial térmico con una pintura refractaria, por último estos moldes, son introducidos en un horno para reducir la humedad que pudiera encontrarse en esta pintura aplicada anteriormente.

Por último para realizar el molde completo, a partir de 2 placas con la preforma del disco a fabricar: una de la parte superior, y otra de la parte inferior ambas con los canales y bebederos necesarios para que el caldo fluya por todo el espacio abarcado por el interior del molde, el macho descrito anteriormente y arena con un contenido de bentonita, se procederá a su fabricación.

Para finalizar, se introducirá el caldo en el molde y al solidificar, retirando la arena de este, obtendremos el disco de freno.

### 3.6 MECANIZADO DEL DISCO DE FRENO.

Para mejorar la calidad superficial del disco de freno confeccionado, se procederá a su mecanizado, este proceso se lleva a cabo en la factoría de la matriz Frenos y Conjuntos S.A., en cuanto al mecanizado de la pieza, se hace de forma más intensiva en las zonas más críticas del freno, donde se encontrará la pastilla de freno, o donde se encontraron apoyada la pinza de freno, también, se realizarán mediante una fresa, los taladros específicos para poder insertar el disco de frenado en el vehículo, y por último se realizará el equilibrado de la pieza final y el pintado del disco.

#### 4.-FUNCIONAMIENTO DE UN DISCO DE FRENO.

La principal finalidad de un sistema de frenos es conseguir una deceleración suficiente, en las condiciones que precise en ese momento el conductor del automóvil, existen múltiples sistemas de frenado, sin embargo, este proyecto, está centrado en el sistema de frenado de disco [5,6,7].

En la actualidad, los 2 sistemas de frenos de disco más usados son:

- **De sistema fijo:** el disco se encuentra en la mitad de una pinza, la cual se encuentra cubierta por un estribo, con un embolo y pistón, que a la hora de frenar accionan hidráulicamente la pinza haciendo que se produzca la deceleración. Este tipo de sistema es muy utilizado en automóviles pesados y rápidos debido a su buen funcionamiento.
- **De sistema flotante:** existiendo 2 tipos dentro de estos:
  - **Porta pinza flotante:** La pinza posee dos pistones, uno que acciona directamente sobre uno de las pastillas de freno y otro que acciona la otra pastilla por medio de la porta pinza.

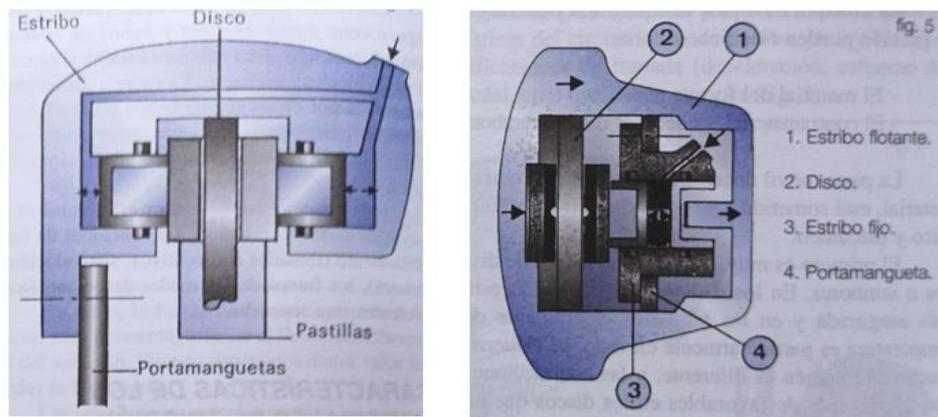


Figura 5: Esquema de frenos de portapinza flotante [5]

- **Pinza flotante:** Es el más utilizado de todos, su funcionamiento consta de dos fases: una en la que hidráulicamente se empuja la pastilla contra el disco de freno, y una segunda fase en donde el pistón no puede avanzar más y por medio de un estribo desplazado por la reacción del propio disco en movimiento empuja la segunda pastilla contra este, además de ser el más seguro, debido a que en caso de que una de las dos fases falle, la frenada está asegurada.



Figura 6: Esquema de frenos con pinza flotante (los más típicos en automoción) [5]

#### 4.1.-PARTES DE UN DISCO DE FRENO

La geometría de los discos de frenado siempre suele ser la misma, independientemente de las modificaciones o el material base del que estén fabricados, sus partes son las siguientes [6,7]:

- **Pista/superficie de fricción:** es la superficie en la que tendrá lugar la acción de fricción entre las pastillas y el disco que hará que se produzca el frenado, esta zona ha de tener una buena potencia de disipación/unidad de superficie su valor máximo suele ser de  $750 \text{ w/cm}^2$ , ya que a partir de estos pueden aparecer daños en el disco, en algunas ocasiones pueden tener diferentes tipos de geometría para aumentar la potencia disipada así como la fricción para asegurar una mejor frenada. Existen en los discos de freno dos superficies de pista, la superior y la inferior, estas, se encuentran separadas por los canales de enfriamiento.
- **Canales de enfriamiento:** formados por aletas, debido a las altas temperaturas a las que el disco está sometido en el proceso de frenado, se encargan de refrigerar mediante el aire que entra por ellas parte del calor generado en este proceso.
- **Fijación/superficie de adaptación:** Está situada en la parte central del disco, consta de un taladro donde se acoplará el buje y un chaflán en la parte trasera para que el ajuste del disco sea perfecto, alrededor del taladro del buje, están otra serie de orificios donde se acoplarán los pernos de anclaje de la rueda.
- **Campana:** es el cilindro que une la superficie de pista, con el plano de fijación, en algunos casos suele acoplarse aquí el freno de estacionamiento.
- **Ranura térmica:** se incluye en algunos modelos con el fin de limitar el calor que pasa de la pista hacia la campana para evitar así el calentamiento excesivo de la llanta y por consiguiente el del neumático.

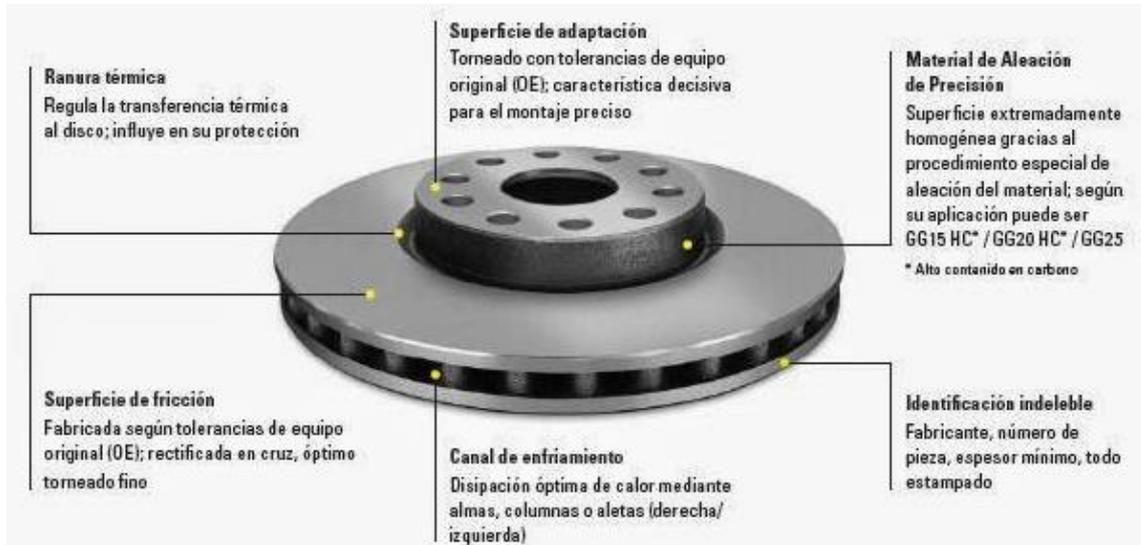


Figura 7: Esquema de las diversas partes que componen un disco de freno [8]

#### 4.2.-SOLICITACIONES DE UN DISCO DE FRENO

Habitualmente, un disco de freno está sometido a altas temperaturas de hasta 800 y 900 °C, y las presiones aplicadas en el sistema de frenado para poder detener el vehículo en las mayores condiciones son de un mínimo de 13 bar dependiendo de si el sistema cuenta o no con servofreno; como se recoge en la tabla 1,

Tenemos que sumar a estas, las solicitaciones que vienen de la mano del ambiente, los discos de freno deben ser capaces de trabajar en la mayor parte de condiciones climáticas posibles, ambientes húmedos y fríos, algo que puede desembocar en la corrosión de dicho componente, algo que se debe tener muy en cuenta a la hora de su diseño.

Como consecuencia de estas solicitaciones aparece el desgaste, debido tanto a la fricción generada por la fuerza que ha de ser aplicada en el disco de frenos para proceder a la parada del vehículo como a su posible corrosión.



Tabla 1: Conjunto de presiones alcanzadas en un sistema de freno en función de las fuerzas aplicadas desde el pedal [9]

Presiones alcanzadas en el circuito hidráulico con y sin servofreno		
Fuerza sobre el pedal (kg)	Presión en el circuito <b>CON</b> servofreno (bar)	Presión en el circuito <b>SIN</b> servofreno (bar)
0	0	0
10	30	13
20	65	24
30	104	34
40	118	44
50	130	53
60	140	63
70	150	75
80	160	86
90	170	100
100	180	113

## 5.-PROBLEMAS Y PLANTEAMIENTO

En un sistema de frenado, las condiciones de contacto entre sus componentes son extremas, con altas fuerzas de sujeción y con temperaturas en el disco que pueden alcanzar hasta los 700°C [10], lo que hace que como consecuencia, existan altos desgastes en muchos de sus componentes, como en el disco de freno, emitiendo partículas de polvo fino potencialmente peligrosas para la salud de las personas, los llamados aerosoles poli dispersos primarios, estas partículas se mezclan rápidamente en el aire, y tienen un amplio rango de tamaño. El método más adecuado y general usado en regulaciones y guías es clasificar dichas partículas según su diámetro aerodinámico<sup>1</sup>:

- PM10: (todas las partículas con un diámetro inferior a 10 micras)
- PM2.5: (todas las partículas con un diámetro inferior a 2,5 micras)
- PM0.1: (todas las partículas con un diámetro inferior a 0.1 micras)

Para evitar o reducir la emisión de dichos compuestos en los discos de freno, se plantea el endurecimiento de los mismos [1,10], mediante diferentes métodos y alternativas, típicamente, el material utilizado para la fabricación de estos componentes es la fundición gris (GCI), la cual ha presentado un buen desempeño en estas condiciones, sin embargo, no son lo suficientemente duras como para evitar el desgaste masivo que tiene como consecuencia la emisión de dichas partículas mencionadas anteriormente. Por lo que es necesario, aplicar bien recubrimientos superficiales que hagan que la zona sometida a fricción sea lo más resistente al desgaste posible, someter a nuestro disco a algún tratamiento térmico, o alguna alternativa económica de un nuevo material.

Actualmente, la Unión Europea se encuentra desarrollando la nueva normativa para automóviles, EURO 7 que sucederá a la anterior EURO 6, entre otros parámetros, también restringirá la emisión de estas partículas de polvo fino emitidas en el frenado.

---

<sup>1</sup> **Diámetro aerodinámico:** diámetro de una partícula supuestamente esférica con una densidad de 1000 kg/m<sup>3</sup> con la misma velocidad de sedimentación que la partícula considerada real.

## 6.-OBTENCIÓN DE RECUBRIMIENTOS

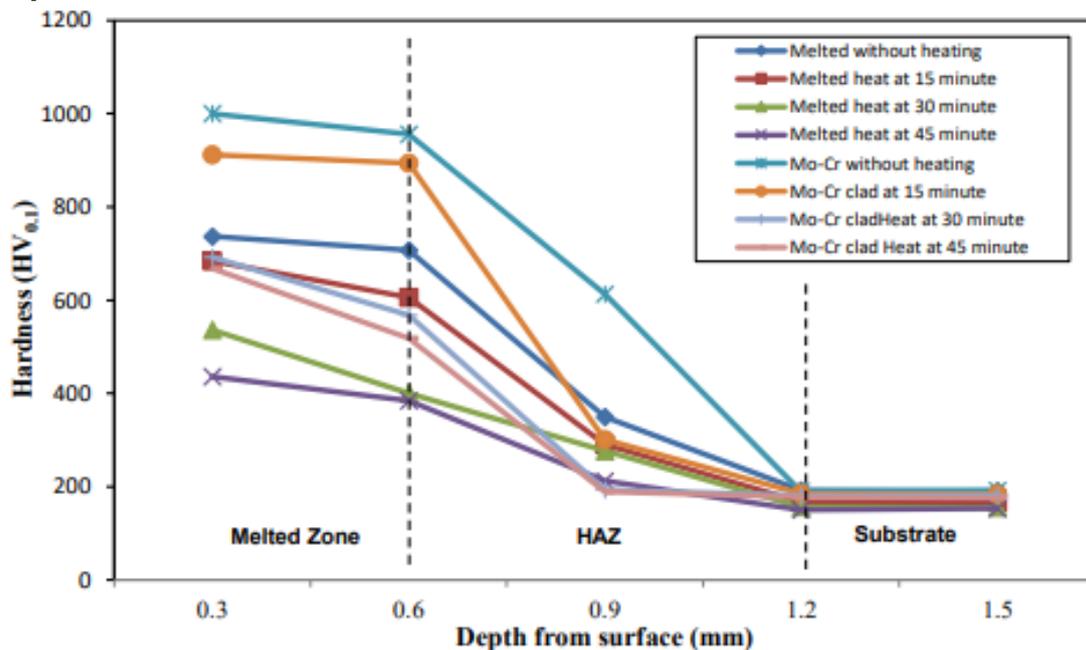
### 6.1.-REVESTIMIENTO LASER (LASER CLADDING)

Los tratamientos superficiales mediante laser cladding están incrementándose en los últimos tiempos para aplicaciones que necesitan minimización en el desgaste y para mejorar la resistencia a la corrosión. Este proceso permite la deposición de revestimientos sin poros ni grietas de hasta 2mm con un fuerte revestimiento de sustrato y una buena unión metalúrgica [11].

B. Norhafzan, de la Universidad de Malasia [12], en su artículo sobre el endurecimiento por revestimiento láser con adición de polvo de Mo-Cr, comparó las propiedades de una fundición gris obtenida mediante un proceso de moldeo, con otra probeta de una fundición gris con este tratamiento, en entornos de existencia de altas cargas térmicas cíclicas.

Para ello, se prepararon ambas muestras, cortándolas con un disco de diamante y posteriormente la superficie de ambas se sometió a un proceso de lijado, con papeles abrasivos de grano 400, 800 y 1200 y por último fueron pulidas con fieltro rojo y terciopelo con pasta de diamante de 6 y 1 micrómetros, este proceso se realizó antes y después de exponer a ambas probetas a la fatiga térmica, antes del proceso de calentamiento, se aplicó nital durante 5 segundos para poder observar los límites de grano, así como las fases de ambas probetas, posteriormente, estas muestras se calentaron en un horno a 650°C en tiempos de 15, 30 y 45 minutos, por último se procedió a su estudio metalográfico y se midió su dureza en la escala Vickers con una carga de 100KN.

Como conclusión, se observó que la adición polvo de Mo-Cr mediante recubrimiento por láser en una matriz perlítica con hojuelas de grafito, mejora la dureza llegando a los 1000HV. Sin embargo a partir de 650°C después de un tiempo de calentamiento de 45 minutos disminuyeron las propiedades de la dureza de la superficie de la capa revestida a unos 668HV. [11]



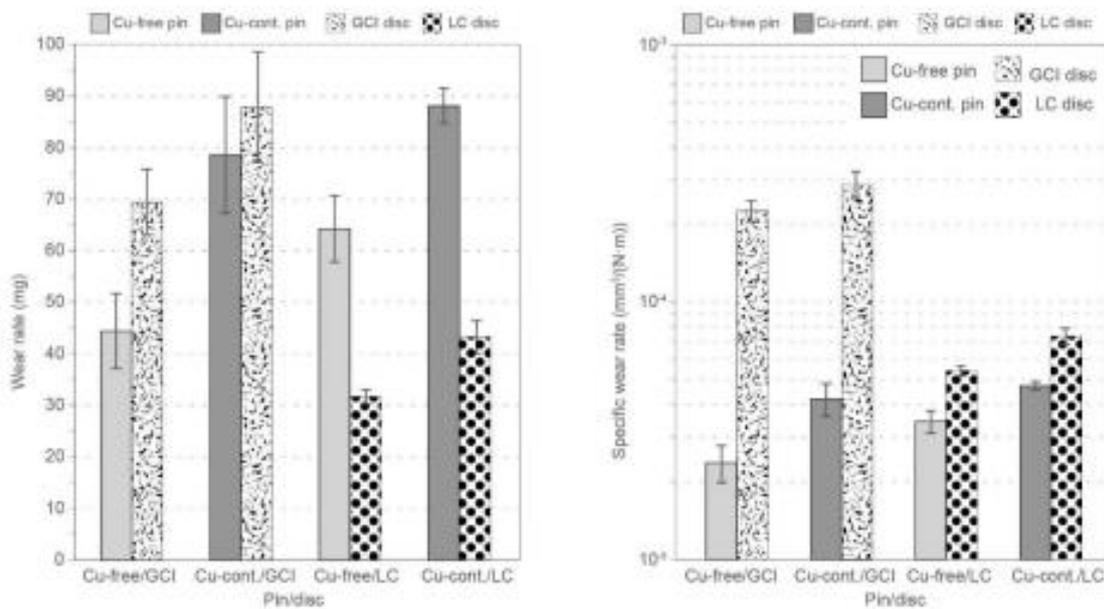
Gráfica 1: : Dureza en función del tratamiento de laser cladding y el tiempo al que es sometido [12]

El Real Instituto de Suecia, S. Ditzar et al, en un artículo escrito por varios autores [13], estudiaron un disco de freno automotriz de fundición gris comercial y además revestido con láser con un mezcla en polvo de aleación de Ni + 60% de carburo de tungsteno W<sub>3</sub>C.

Para ello, sometieron a varias probetas obtenidas a partir de un freno automovilístico convencional, a las pruebas tribológicas de pin-on-disk, para apreciar el desgaste y el número de partículas emitidas por ambas.

Los discos que se integrarán en el tribómetro, serán las probetas mencionadas anteriormente, las cuales, han sido obtenidas de frenos de fundición gris a los que se les aplicó el tratamiento superficial utilizando un láser de diodo acoplado a fibra de 7 kW y aplicando el polvo al proceso mediante una boquilla de polvo coaxial, que permite aplicar el revestimiento con una distancia de separación de 16-17mm y un tamaño de punto de 2 a 5 mm de diámetro, para la realización de este tratamiento superficial, se parametrizó el punto láser a un diámetro de 2 mm y a una potencia de 950 w, con una velocidad de desplazamiento de 8mm/s y una velocidad de alimentación del polvo de 7g/min. El revestimiento alcanzó una dureza de 58 HRC. Como elemento de fricción con estos discos, se realizaron unos pasadores (pins) a partir de pastillas de freno con y sin contenido en cobre, con un diámetro de 10mm que deslizarán sobre los discos de un radio de 25mm. La distancia total de deslizamiento será de 14,4Km a una velocidad de deslizamiento de 2m/s, girando el disco 91673 revoluciones.

Se observó en el ensayo de desgaste como la emisión de partículas y el desgaste se redujeron mediante el uso de discos revestidos con láser en comparación con la fundición gris.



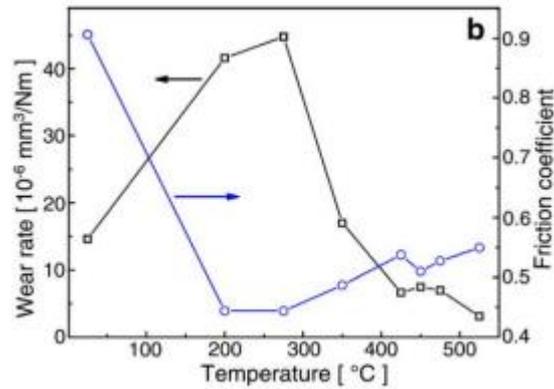
Gráfica 2: Desgaste de pin y disco de toda la duración de la prueba con una presión de desgaste de 0,6MPa durante 2h[13]

- Se logró reducir a la mitad el desgaste por pérdida de masa.
- El coeficiente de fricción aumentó del nivel 0,5 al nivel 0,6.
- La concentración de emisión de partículas disminuyó alrededor de un 30%, de más de 100 a 70 partículas/cm<sup>3</sup>.
- La partición de tamaño de partículas por debajo de 7 μm se redujo aproximadamente a la mitad.

Sin embargo, cabe destacar el peligro de la existencia de poros y grietas, las cuales pueden originar problemas de concentraciones de tensiones, o una zona inicial donde comience la corrosión, poniendo en peligro la vida del disco de freno.

En el siguiente artículo de la universidad de Groningen realizado por V. Ocelík, et al [14] el objetivo fue crear recubrimientos a base de Co depositados en la fundición gris utilizando revestimiento láser de alta potencia y posteriormente se estudió la resistencia al desgaste de estos.

Para ello, se realizaron en varias probetas de fundición gris, recubrimientos de 1 a 3,3mm, se hizo un análisis microestructural a partir de un microscopio de barrido y posteriormente un análisis tribológico a una velocidad de 10cm/s y una carga de 10N desde temperatura ambiente hasta 525°C. consiguiéndose durezas de entre 50 y 60 HV.



Gráfica 3: Dependencia de la temperatura de la tasa de desgaste y el coeficiente de fricción del recubrimiento [14].

No obstante, se observaron grietas en el interior del revestimiento debido a las tensiones internas que se acumularon gradualmente durante el proceso, pudiéndose preparar recubrimientos hasta un máximo de 3mm que garanticen la no existencia de grietas y poros.

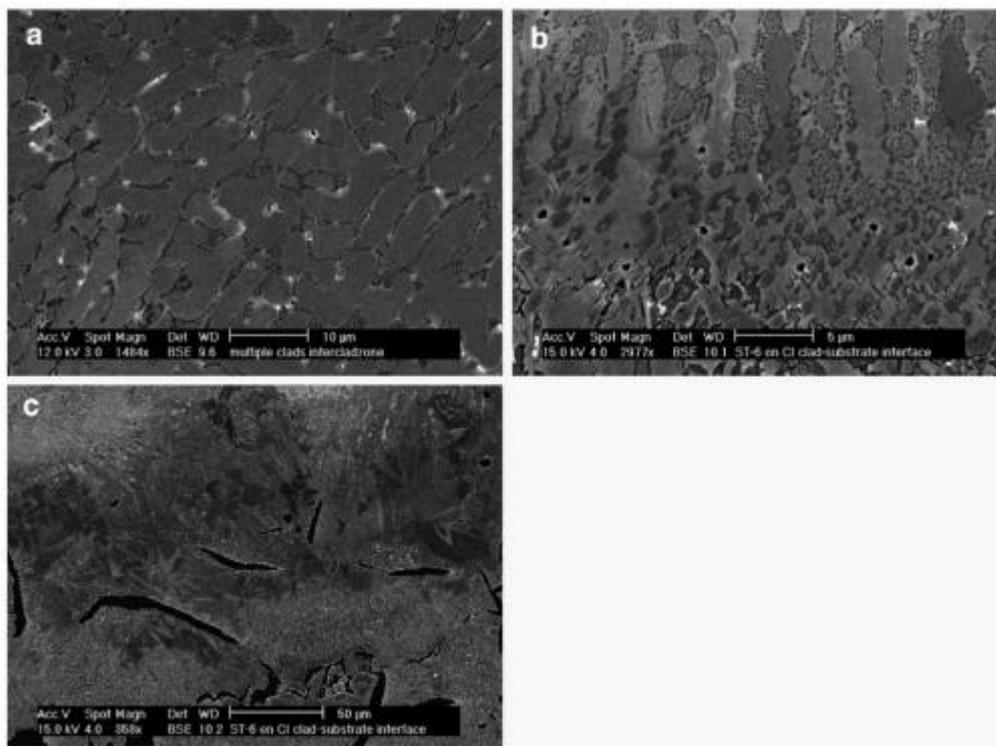
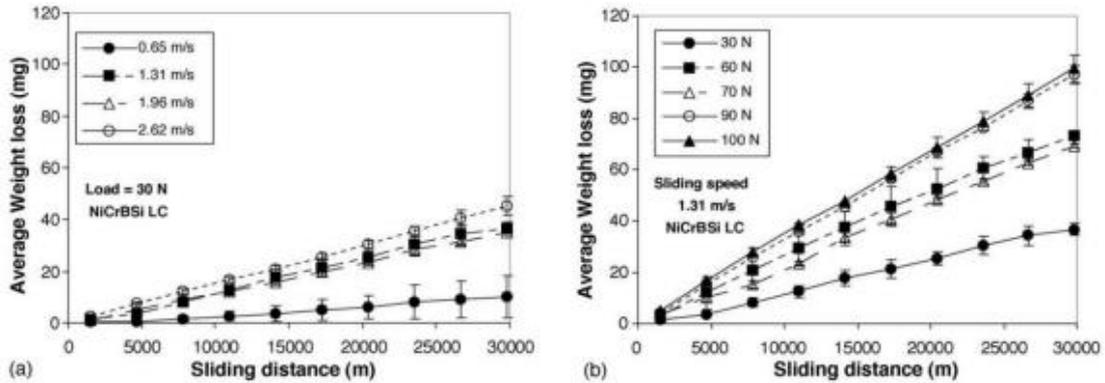


Figura 8: Imágenes obtenidas en el análisis metalográfico de los recubrimientos de aleación en base de Co sobre los sustratos de fundición gris (a): Microestructura del recubrimiento de Co, de dendritas y Co rodeado por compuesto eutéctico y carburos duros.(b) Imágenes del límite entre recubrimiento y sustrato, donde la microestructura cambia gradualmente, remarcándose el comienzo de la existencia de microporos y partículas de grafito no disueltas,(c) Microestructura afectada por el calor [14].

Un agrietamiento similar también se observó en el estudio realizado por E. Fernández et al [15]. El objetivo de su estudio fue determinar el desgaste por deslizamiento en seco e los recubrimientos de NiCrBSi depositados sobre fundición gris DIN GG30 aplicado mediante recubrimiento láser (laser cladding).

Para la realización de este estudio, se trabajó como material para el recubrimiento un polvo de aleación de NiCrBSi con un tamaño de partículas de 74 micrómetros de grano esférico, aplicado en unas probetas de fundición gris DIN gg30 de dimensiones 15,75x10x6,35mm, el revestimiento se realizó con un láser de CO<sub>2</sub> que operaba con una potencia de 1900W a una velocidad de haz de 200mm/min con un flujo de alimentación de polvo de 9 g/min usando Ar como gas portador, el revestimiento alcanza un grosor de 4,2mm. Se procedió a la medición de la dureza Vickers a lo largo de la línea vertical de la superficie de revestimiento con una carga de 300 gf.

Para el ensayo tribológico, se realizó mediante el método Block on ring, con la probeta ya con su recubrimiento y posteriormente rectificado teniendo posteriormente una rugosidad media Ra= 0,74µm, como contracuerpo para este ensayo se colocó un anillo de acero AISI1043 templado y revenido de diámetro exterior 50mm y de una dureza media de 820HV con una precarga de 300gf, se sometió a cargas de 30,60,70,90 y 100N y a velocidades de deslizamiento de entre 0,65 y 2,62m/s con una carga constante de 30 N siendo la distancia total de desplazamiento de 30Km.



Gráfica 4 :variación del desgaste con la distancia de deslizamiento frente a (a):la velocidad (b): la carga [15]

Después de observar las micrografías de 2 secciones se determinó que la superficie, se encontraba prácticamente libre de poros, no obstante, aparecieron grietas debido a las tensiones internas acumuladas, para mantener este número de grietas al mínimo, se realizó un tratamiento posterior precalentando las probetas a 250 °C en un horno, y dejándolas enfriar levemente. El recubrimiento tiene una dureza media de 900HV con una precarga de 300gf, y se obtuvieron buenos resultados tribológicos, con menor desgaste para la superficie recubierta.

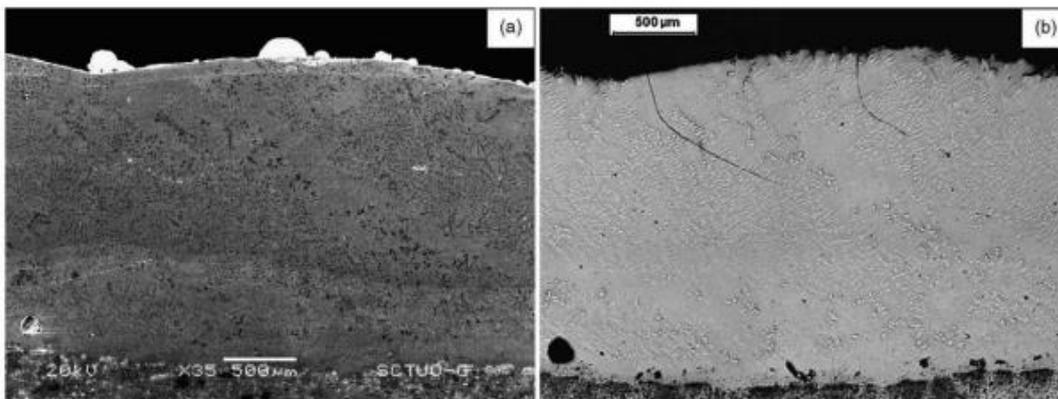


Figura 9: Micrografías de la sección (a): sin grietas, (b): con grietas 4 meses después [15]

K.Van Ackerÿ, D. et al [16] en su estudio, investigaron el contenido de volumen máximo de Co y Ni, respectivamente, en composites de WC-Co y WC-Ni depositados por láser cladding.

Para ello se utilizaron revestimientos que consisten en una matriz en la que se incrustan partículas de WC y W<sub>2</sub>C. Se revistieron en una placa de acero bajo en carbono, se colocó sobre este sustrato de forma coaxial, partículas de polvo de WC y Ni, el recubrimiento se realizó con un láser de CO<sub>2</sub> de 6KW, dando un revestimiento de una capa compuesta de una matriz metálica bien densa y adherente, formada por carburos de tungsteno de durezas de en torno a los 3000 y 4000 HV además de poseer una buena estabilidad térmica.

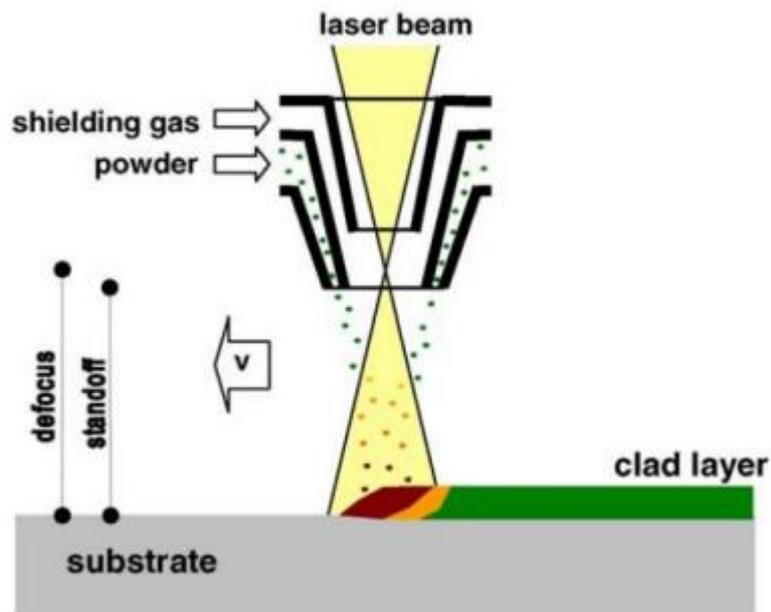


Figura 10: Esquema ilustrativo del proceso de laser cladding [16]

Posteriormente, se realizaron las pruebas de desgaste, para así poder observar 3 tipos de mecanismos de desgaste, y como estos recubrimientos son afectados por estos. El recubrimiento ha sido rectificado anteriormente de la realización de las pruebas, caracterizándolos de esta forma con una rugosidad  $R_a=0,35$ .

La primera prueba, se realiza mediante una bola sobre el disco de la probeta, que analizará el desgaste en seco del disco, la bola tiene las siguientes características:  $Al_2O_3$  (99,99%), de 5,4 mm de diámetro, dureza aproximada 2000 HV, con una velocidad de deslizamiento de 0,5m/s y una carga de 10N, la distancia de prueba fue de 0,8792km dando 10000 vueltas.

La segunda prueba, fue la de la resistencia al desgaste por abrasión, evaluada mediante una prueba de microescala de abrasión o de formación de cráteres. Mediante una bola giratoria y la superficie de la muestra, donde se suspende agua con una concentración de partículas abrasivas del 20% en volumen con densidad de la disolución de 800g/l, y se gotea constantemente en el contacto de ambas superficies, la bola de acero 100Cr6 que está en contacto con la superficie es de 25mm de diámetro a una velocidad de 76rpm con una carga de 0,2N.

Por último en la tercera prueba se evaluó la abrasión, para ello se sometió a otra probeta, al ensayo pin on disc, en la que el pasador estaba formado por la probeta, sometido a un disco formado por lija de grano 180(SiC), teniendo el pasador una velocidad relativa de 0,26m/s y una carga de y 30N.

Los autores concluyeron que el contenido de volumen máximo para Co es 35% y Ni es 45% en el compuesto, ya que se encontró que los valores más altos dan como resultado poros grandes, grietas y mala adherencia.

Recientemente, S. Zhou, et al, [17] de la División de Ciencia y Tecnología Láser de la república popular china, realizaron un estudio cuyo objetivo fue el análisis del agrietamiento en recubrimientos de WC a base de Ni.

Para ello, estos tratamientos se realizaron con polvos compuestos por una mezcla de 20% de WC y 80% en peso de Ni60A que formaron el revestimiento, el material de sustrato será acero dulce A3, la probeta tendrá una dimensión de 120x50x8mm. El láser utilizado en el proceso será un láser de CO<sub>2</sub> de onda continua Rofin-TR050 de 5KW. Se trabajó en el intervalo de potencia de 2,5 a 5KW, una velocidad de entre 480-720mm/min, con una boquilla que emitirá el polvo de 4mm, el caudal de polvo es de 22g/min.

Después del revestimiento, las muestras se sometieron a un análisis metalográfico con una disolución formada por HNO<sub>3</sub> del 75% en vol y HCL de 25% vol, para poder revelar la microestructura y así observarla en un microscopio óptico. Las pruebas de microdureza fueron realizadas utilizando una punta Vickers-1000 y por último se sometió a la probeta a un análisis de líquidos penetrantes para detectar el agrietamiento.

Concluyendo que la exposición a excesivo calor durante el tratamiento láser puede conducir a la descarburación de WC a W<sub>2</sub>C, lo que genera porosidad y formación de grietas. Vencer a las limitaciones mencionadas anteriormente, junto con el hecho de que los recubrimientos revestidos con láser son fácilmente susceptibles al agrietamiento [16].

Después de analizar estos estudios, puede destacarse que, el proceso de laser cladding, permite obtener recubrimientos con durezas cercanas a 1000HV, y en algunos casos, reducir en un 30% la emisión de partículas.

Este método permite adherir varias combinaciones de sustrato/recubrimiento, pudiendo crear capas de recubrimiento tanto en aceros como fundiciones grises dando buenos resultados en ambas combinaciones.

## 6.2.-AEROSOL FRIO

El rociado dinámico de gas frío (CGDS), también conocido como rociado en frío, es un proceso de depósito de polvo sólido partículas a velocidades muy altas, típicamente en el rango de 800 a 1200 m/s, utilizando un sistema convergente-divergente (de Laval) boquilla. Durante su deposición, las partículas de polvo se calientan utilizando una mezcla de gases de Helio (He) o Nitrógeno (N<sub>2</sub>) o aire comprimido y propulsado en el sustrato [10,18]. El tamaño típico de partículas de polvo es del rango de 5 a 50 μm de diámetro. Como su nombre indica, este proceso es caracterizado por una temperatura de proceso baja en comparación con otros procesos de pulverización térmica.

Las partículas que forman el polvo están muy por debajo de su punto de fusión y se deforman plásticamente al impactar debido a la alta energía cinética creando así un "splat". Para que se produzca la unión de salpicaduras, las partículas deben tener una cierta velocidad de impacto, conocida como velocidad crítica. Esta velocidad crítica es altamente dependiente de las propiedades del material, la temperatura de las partículas, y también las propiedades del sustrato. La principal ventaja del proceso de pulverización en frío es su temperatura de proceso más baja, lo que minimiza el riesgo de la oxidación de partículas del polvo [18].

En el estudio realizado por R.S Lima et al [19], se prepararon probetas con recubrimientos de WC—Co a partir de este método, con el fin de compararlos y evaluarlos.

Para la realización de este estudio, se roció mediante WC—12%Co Metco AE7923 utilizando como sustrato aceros con bajo contenido, el tamaño de las partículas en forma de Aerosol era de en torno a 10 y 43mm, justo antes de la deposición el sustrato fue granallado con alumina.

Finalmente, se obtuvo un espesor de recubrimiento de 10mm. Posteriormente, se analizó la sección del revestimiento mediante un microscopio óptico y otro de barrido.

Se procedió a medir la microdureza de Knoop, mediante la aplicación de una carga de 10g durante 15s, se eligió este método debido a que tiene menor penetración que el método de microdureza Vickers, dando como resultados para las partículas de polvo de WC-Co sin haberse sometido aun al proceso de una microdureza de 42 kgf/mm<sup>2</sup> y una vez, han formado el respectivo recubrimiento. Por último la muestra se analizó mediante el método de rayos X con el fin de proporcionar información microestructural sobre los tamaños de grano a lo largo de la muestra.

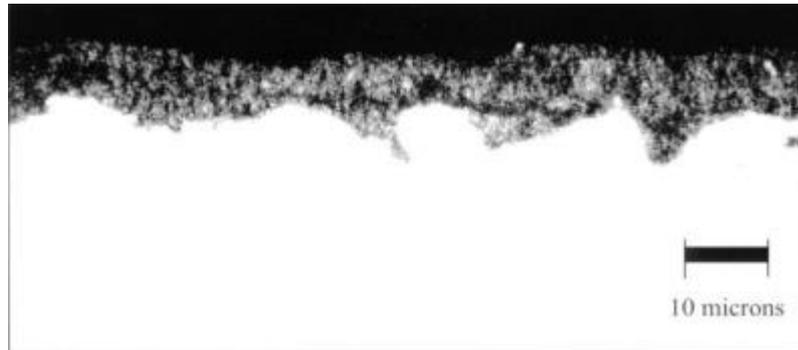


Figura 11: Sección transversal del recubrimiento [19]

Como conclusión, este recubrimiento rociado con aerosol frío, puede dar recubrimientos de durezas adecuadas, no obstante, la mejora de la micro dureza depende mucho más de la velocidad de impacto de las partículas en el proceso, que de la propia micro dureza de las partículas utilizadas en el método.

A la hora de hablar, sobre el comportamiento de desgaste por deslizamiento, principal desgaste de un disco de freno, debemos mencionar el estudio realizado por A.Sima et al [20]. en el cual se observa como el efecto de la morfología del WC y Ni proyectados con este método, influye en las propiedades tribológicas y de desgaste. En función de si el WC se deposita fundido (cast), o aglutinado (agg).

Para la parte experimental del estudio se utilizaron polvos de materia prima de Ni atomizado con agua pura comercialmente para rociado en frío y un sistema de alimentación conjunta con dos tolvas de polvo para rociar recubrimientos compuestos con varios contenidos de WC. Se recubrieron cuatro sustratos de acero de 3 × 1 pulgada con dos revestimientos compuestos (uno que usa WC fundido y otro que usa WCNi aglomerado) de aproximadamente 30% en volumen de WC. Los revestimientos se depositaron sobre placas de acero utilizando un sistema de pulverización en frío disponible comercialmente y se cortaron y rectificaron mecánicamente y se pulieron usando pastas de diamante de diferentes tamaños.

La morfología y la microestructura de los recubrimientos depositados se observaron mediante microscopía electrónica de barrido (SEM).

Los dos recubrimientos seleccionados para el presente estudio contenían 28 % en volumen de WC fundido y 30 % en volumen de WC en forma de WCNi aglomerado, con designaciones asignadas de Ni-castWC y Ni-aggWC, respectivamente. Para caracterizar las propiedades mecánicas de los recubrimientos rociados en frío, se utilizaron pruebas de nanodureza y microdureza. Las pruebas de desgaste por deslizamiento se en aire seco utilizando un tribómetro

alternativo plano. Los revestimientos se pulieron antes de la prueba de desgaste y se utilizaron esferas de WC-Co como superficie de contacto. Las pruebas de desgaste se realizaron con cargas normales de 5 y 12 N, velocidad de deslizamiento de 3 mm/s y longitud de vía de 5 mm. Se realizaron pruebas a 10, 50, 100, 500 y 1000 ciclos. Se midieron las fuerzas de fricción con un sensor piezoeléctrico y se calculó el coeficiente de fricción promedio. El volumen de material eliminado se midió multiplicando el área de la sección transversal del material eliminado por la longitud de la pista de desgaste. Se utilizó una ecuación para calcular la tasa de desgaste. Las superficies desgastadas y las secciones transversales de las pistas de desgaste se examinaron con un SEM equipado con espectroscopía de rayos X de dispersión de energía para estudiar los mecanismos de desgaste.

Tabla 2: Diversos datos sobre los recubrimientos fundidos y aglutinados [20]

Designación de la muestra (este documento)	Designación de la muestra en [13]	WC en materia prima (vol %)	WC en revestimientos (vol %)	Porosidad (%)	Dureza (HV 1kg)	Dureza matrices Ni (GPa)
Ni	Ni	-	-	3,8 ± 0,5	345 ± 17	4,8 ± 0,9
Ni-castWC	Ni-30WC/Ni	80	28 ± 4	0,3 ± 0,1	431 ± 26	5,1 ± 0,8
Ni-aggWC	Ni-28WC(30)	36	30 ± 5	0,5 ± 0,2	390 ± 27	4,5 ± 0,6

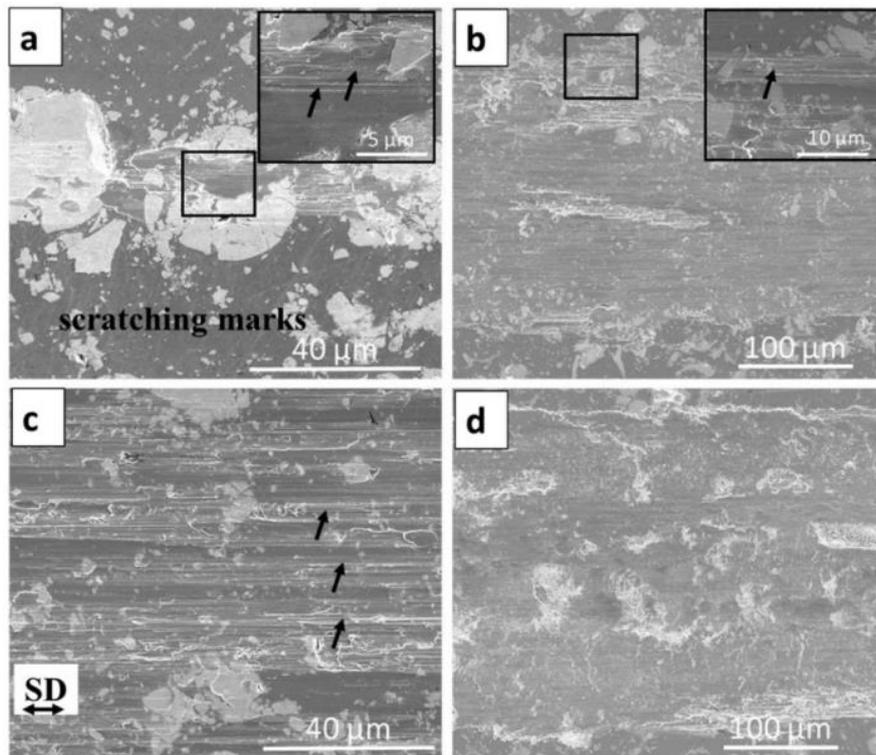


Figura 12: Topografía de la pista de desgaste de Ni-castWC después de 10 ciclos (a) y (c), 50 ciclos (b) y (d) a 5 y 12 N, respectivamente. Las flechas negras muestran marcas de arañazos [20]

Los resultados de dureza obtenidos fueron de  $431 \pm 26$  HV 1kg para el recubrimiento de NicastWC y de  $390 \pm 27$  HV 1kg para el recubrimiento de Ni-aggWC, así como, unos coeficientes de fricción en estado estacionario promediados de todas las pruebas fueron  $0,70 \pm 0,07$  y  $0,73 \pm 0,04$  para NicastWC, y  $0,63 \pm 0,03$  y  $0,73 \pm 0,02$  para Ni-aggWC, a 5 y 12 N.

Concluyendo que los dos tipos de recubrimientos con contenido similar de carburo de tungsteno (WC) pero con diferentes tamaños de partículas de WC y distribución de tamaño de las mismas, tuvieron un rendimiento tribológico diferente. El recubrimiento con WC fundido (Ni-castWC)

demonstró ser más resistente al desgaste en comparación con el recubrimiento con WC aglomerado (Ni-aggWC) debido a su capacidad para soportar la carga y resistir el desgaste. La resistencia al desgaste dependió significativamente de la microestructura inicial, incluyendo el tamaño, morfología y distribución de las partículas de WC en los recubrimientos. Por lo tanto, es importante considerar estos factores al diseñar o seleccionar polvos y condiciones de pulverización para compuestos de matriz metálica pulverizados en frío que contengan WC u otras fases duras.

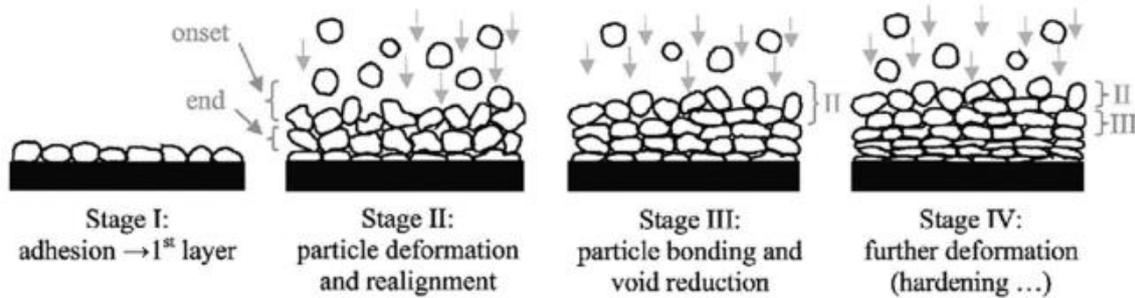


Figura 13: Esquema del proceso de aerosol frío [18].

La principal limitación de este proceso es que es adecuado solo para materiales que son dúctiles a bajas temperaturas, como metales y polímeros.

### 6.3.-HVOF

HVOF (High velocity oxy fuel) [11] es un proceso de pulverización térmica ampliamente utilizado tanto comercialmente como con fines de investigación en el que las partículas en forma de polvo se inyectan en una pistola rociadora acelerando la corriente de gas supersónico a alta temperatura para producir recubrimientos. La temperatura de llama típica en HVOF es alrededor de 3000 °C, suficiente para fundir los polvos metálicos y semifundir la materia prima de polvo cermet.

Como combustible se usa, típicamente propileno, propano, hidrógeno, acetileno, metano, etileno, queroseno SPRAL 29, MAPP (gas estabilizado con metilacetileno-propadieno), GLP, etc.

El sistema HVOF consta de una pistola rociadora, una unidad de alimentación de polvo, una unidad de caudalímetro y una unidad de suministro de aire y gas [22].

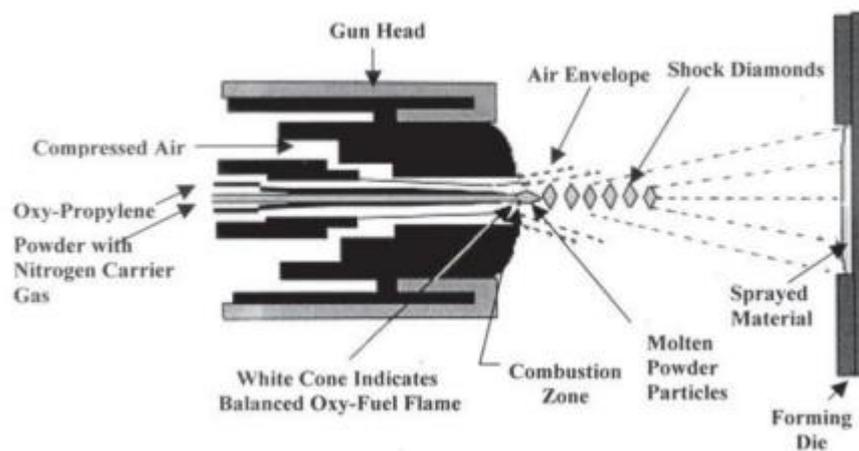


Figura 14: Esquema del proceso HVOF [21]

La unidad de alimentación de polvo comprende un conjunto de tolva, vibrador de aire, medidor de velocidad de alimentación y gabinete de control. El polvo deseado se alimenta desde la unidad de alimentación de polvo por medio de un gas portador a la pistola, donde se produce la combustión. La cantidad de polvo requerida para la deposición se puede regular utilizando el medidor de velocidad de alimentación de polvo. En la zona de combustión, el material en polvo ingresa a la llama, donde se vuelve fundido o semifundido, dependiendo de la temperatura de fusión y la velocidad de alimentación.[10,22]

La talla de las partículas de polvo de materia prima está típicamente en el rango de 10 a 63  $\mu\text{m}$  y las partículas pueden alcanzar velocidades hasta 800 m/s . El proceso se emplea comúnmente para depositar recubrimientos de metal y cermet con muy baja porosidad, alta dureza, buena fuerza cohesiva y adhesiva, junto con una excelente resistencia al desgaste. El proceso también ha demostrado ser capaz de proporcionar revestimientos que pueden ser un reemplazo prometedor para el cromado duro convencional [23,22].

Un estudio reciente realizado por G. Bolelli a et al [23] ha utilizado la técnica HVOF prominentemente WC-CoCr, para ello se ha contado con un polvo comercial de (WC-10Co4Cr) que se pulverizó mediante técnicas de pulverización térmica diferentes: una mezcla de combustible líquido (parafina). La microdureza de los recubrimientos se midió en secciones transversales pulidas mediante indentación Vickers de acuerdo con la norma ASTM E-384-10.

Las mediciones se realizaron utilizando un penetrador Vickers a tres cargas diferentes de 100 gf ( $\approx 1$  N), 300 gf ( $\approx 3$  N) y 500 gf ( $\approx 5$  N), con un tiempo de permanencia de 15 segundos.

Todos los recubrimientos se pulverizaron sobre placas de  $100 \times 50 \times 8$  mm de acero Domex 355 con bajo contenido de carbono (composición química, en % en peso: C b 0,10, Mn = 1,50, P b 0,025, S b 0,010, Fe = resto), que se chorrearon con arena antes de la deposición.

Concluyendo que; sobre recubrimientos de WC-10Co4Cr utilizando el proceso de pulverización HVOF su comportamiento tribológico se observó que la pérdida por desgaste de los recubrimientos estaba influenciada principalmente por características intralaminares, como la descarburación.

En comparación con otros procesos de pulverización, los recubrimientos obtenidos mediante HVOF mostraron una mayor incidencia de fenómenos de fractura por fragilidad, lo que resultó en una ligeramente mayor pérdida por desgaste. Esto podría atribuirse al hecho de que los recubrimientos HVOF, obtenidos a partir de polvos finos de materia prima, presentaban cierto grado de descarburación.

Además, se observó que los recubrimientos HVOF presentaban una reacción metalúrgica más intensa y una mayor pérdida de carbono en comparación con los recubrimientos obtenidos mediante otros procesos de pulverización, lo que resultaba en una menor presencia de  $(Co,Cr,W)7C3$ , un compuesto beneficioso en términos de resistencia al desgaste.

A temperatura ambiente, se encontró que el desgaste por deslizamiento en seco de los recubrimientos de WC-10Co4Cr estaba dominado por dos mecanismos simultáneos: el flujo dúctil, que provocaba la formación de labios "ondulados" con grano de WC sobresaliente, y la fractura frágil, que ocasionaba el desprendimiento directo de pequeñas porciones de material de la superficie del recubrimiento.

Sin embargo, a  $400$  °C, los granos de WC en la superficie de los recubrimientos se oxidaban a  $WO_3$ . Esto resultaba en un aumento significativo en las tasas de desgaste y en el coeficiente de fricción.

En general, se concluyó que los recubrimientos producidos mediante el proceso de pulverización HVOF, aunque mostraban una ligeramente mayor pérdida por desgaste debido a los fenómenos de fractura por fragilidad, aún exhibían propiedades tribológicas satisfactorias para aplicaciones industriales.

En otro estudio llevado a cabo por H. Klç [24], se realizaron pruebas con dinamómetro para conocer el comportamiento de fricción y desgaste del recubrimiento de cermet 20NiCrBSi-WC12Co acumulado en el disco de fundición gris por proyección de oxicombustible a alta velocidad (HVOF) y los resultados se compararon con los del disco sin recubrimiento.

En el procedimiento experimental se utilizaron discos de hierro fundido de OEM en las pruebas de frenado. La microestructura de los discos mostró una matriz perlítica con revestimientos de grafito y una alta densidad de ferrita libre. Los discos tenían 280 mm de diámetro, 140 mm de diámetro interior, 100 mm de diámetro de cubo, 24 mm de espesor y 44 mm de altura. También tenían canales de refrigeración por aire y propiedades de superficie estándar. Se utilizó un revestimiento con una alta densidad de aproximadamente  $2,5$  g/cm<sup>3</sup>. Las pastillas de freno comerciales utilizadas en los ensayos tenían la misma formulación y se prepararon según el procedimiento de prueba de control de calidad de pastillas de freno SAE-J661, con un espesor de aproximadamente 12 mm.

Se utilizó polvo de pulverización 20NiCrBSi-WC 12Co comercialmente disponible para formar el sistema de recubrimiento. El polvo de recubrimiento tiene una composición de Cr:17%, B:3,5%, Si:4%, C:1%, Fe:4%, Ni:balance, Co:<13,5%, C:<5,8%, Fe:<0,2%, W:balance, en porcentaje en peso. El análisis de difracción láser reveló una distribución del tamaño de partícula del polvo de recubrimiento entre 12 y 45  $\mu\text{m}$ .

Para comprobar la capacidad de frenado de los discos se utilizaron pinzas de freno de equipo original y recubrimientos de frenos comerciales. Se empleó un dinamómetro a escala real que cumplía con las especificaciones técnicas requeridas y estaba diseñado de acuerdo con el procedimiento de evaluación de efectividad de frenos SAE-J2430/BEEP.

Las pruebas de fricción de freno se llevaron a cabo en un dinamómetro de escala completa de un solo disco. Cada prueba se repitió en 312 ciclos de frenado sin que se produjera ninguna falla en la integridad estructural durante un período de 14 horas. Durante las pruebas, se registraron valores de eficacia de frenado, velocidad, presión, par y temperatura. El proceso de prueba en el dinamómetro se repitió tres veces bajo las mismas condiciones para cada disco y se tomaron los valores promedio obtenidos.

Para analizar las microestructuras del disco de freno y el polvo de recubrimiento se utilizó microscopía electrónica de barrido (SEM, JEOL-JSM 5910-LV) y difracción de rayos X (XRD, Bruker D8-Advanced) para examinar las microestructuras. Además, se realizó un análisis elemental de diferentes áreas de la sección transversal y las superficies del recubrimiento mediante microanálisis de rayos X de energía dispersiva (EDX, EX250) junto con el SEM. La microdureza se evaluó utilizando un probador de microdureza Vickers con una carga de 300 g durante 15 segundos en el disco de sustrato y el recubrimiento. Se tomaron 10 mediciones para cada muestra y se determinó el valor promedio de la dureza. La cantidad de desgaste de los discos y los forros se calculó midiendo la diferencia de masa y espesor después de las pruebas de freno. Además, se midieron los valores de rugosidad de la superficie utilizando un perfilómetro en dirección perpendicular a la dirección de deslizamiento antes y después de las pruebas, y se determinó el valor promedio de  $R_a$ .

Concluyendo lo siguiente:

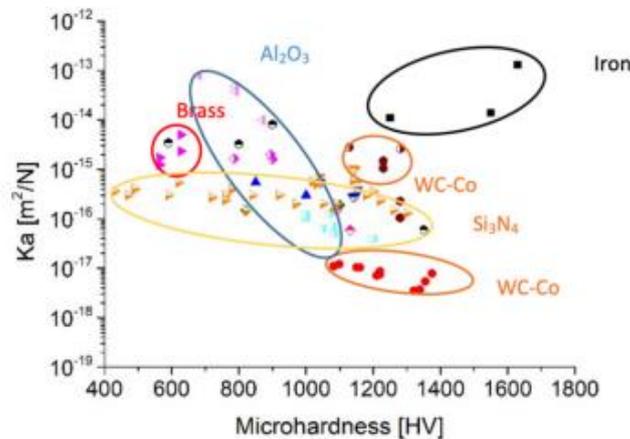
El recubrimiento cermet HVOF presenta una mayor microdureza y resistencia a la abrasión en comparación con el sustrato de hierro fundido, debido a su combinación de fase dura de carburo de tungsteno (WC) y matriz de níquel (Ni) suave, observándose una mayor eficiencia en el frenado en el disco con el recubrimiento HVOF. Ambos discos mostraron una buena disipación térmica, pero el disco revestido mostró una temperatura más baja y una mejor conducción de calor.

La superficie del freno del disco revestido experimentó una pérdida de espesor de 2,327 mm, mientras que la guarnición de freno del disco sin revestir tuvo una pérdida de espesor de 3,626 mm, encontrándose por último que; el recubrimiento cermet reduce el desgaste abrasivo en la superficie del disco de freno, lo que contribuye a una mayor vida útil y a una reducción de la emisión de material particulado al medio ambiente, gracias a su menor índice de desgaste del recubrimiento.

Tabla 3: Comparativa entre el disco con recubrimiento vs el disco sin recubrimiento [24]

Característica	Disco sin recubrimiento	Disco revestido
Dureza (HV0.3)	256 ± 15	928 ± 27
Pérdida de peso del disco (g)	4.10	0.70
Pérdida de peso del forro de freno (g)	5.90	3.69
Pérdida de espesor del disco (mm)	0.016	0.003
Pérdida de espesor del forro de freno (mm)	3.626	2.327
Rugosidad (Ra) del disco antes de la prueba (µm)	1.737	0.922
Rugosidad (Ra) del disco después de la prueba (µm)	0.623	0.385
Rugosidad (Ra) del revestimiento del freno antes de la prueba (µm)	2.121	2.130
Rugosidad (Ra) del forro de freno después de la prueba (µm)	1.960	1.842
Coefficiente medio de fricción (µ)	0.55	0.56
Temperatura superficial más alta (°C)	224	201

Otros recubrimientos [25] cermets como Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-WC-FeCoNi fueron estudiados en el artículo de G. Straffellini et al, así como polvos basados en aleaciones de hierro también han mostrado resultados prometedores en términos de resistencia al desgaste. Aunque existe el riesgo de descarburación de finas partículas de polvo debido al sobrecalentamiento y la formación de fases de carburo frágiles. También puede causarse la formación de grietas.



Gráfica 5: Dependencia de la temperatura de la tasa de desgaste y el coeficiente de fricción del recubrimiento [25].

La resistencia al desgaste por deslizamiento en seco de los recubrimientos cermet HVOF es bastante alta, en particular si su la microdureza supera los 1200 HV (y no hay fases fragilizantes).

- La tasa de desgaste puede aumentar cuando se utilizan superficies de contacto de metal (como el acero).
- La alta resistencia al desgaste también se mantiene a alta temperatura (hasta al menos 400 °C).
- Los recubrimientos cermet HVOF son muy efectivos para reducir el desgaste del sistema de frenos y también para reducir emisiones de partículas en el aire.
- La rugosidad de la superficie debe optimizarse para obtener un coeficiente de fricción adecuado (formación adecuada de la capa de fricción) y bajo desgaste.
- Sin embargo, se encontraron restos de W y Co en las partículas suspendidas en el aire: los recubrimientos libres de Co se deben desarrollar y optimizar para sus aplicaciones en sistemas de frenado.

- Durante el proceso de pulverización HVOF, el gas alcanza velocidades cercanas a 1800 ms<sup>-1</sup> y una temperatura de combustión de aproximadamente 30000°C. Estos gases de rápida expansión aceleran las partículas de polvo a velocidades de hasta 800 ms<sup>-1</sup>, que permiten desarrollo de recubrimientos densos con muy baja porosidad generalmente por debajo del 1%, considerablemente menos que los recubrimientos rociados con plasma (2-3%).
- Mediante el proceso HVOF es posible obtener espesores mayores, valores más altos de dureza y menores efectos perjudiciales sobre el medio (descarbonización reducida y oxidación) durante el proceso de pulverización.
- La formación de óxidos durante la pulverización HVOF puede afectar el desempeño de los recubrimientos en ambientes corrosivos. Oxidación a alta temperatura y corrosión en caliente.

Para hacer frente a los requisitos de las nuevas aplicaciones, se requiere a menudo el desarrollo de recubrimientos innovadores. En este sentido, los desarrollos recientes de nuevos recubrimientos cermet HVOF, con base Fe o Matriz basada en Ni y/o partículas de carburo u óxido de tamaño submicrónico son algunos de los ejemplos. Aún se requiere más investigación para mejorar las características microestructurales y mecánicas [25].

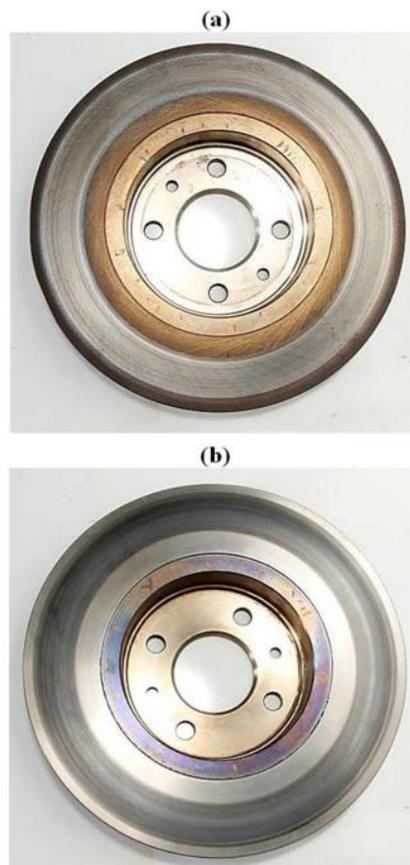


Figura 15: superficie desgastada después de las pruebas dinámicas de (a) disco sin recubrimiento, (b) disco recubierto [23]

#### 6.4.-ATMOSFERIC PLASMA SPRAY (APS)

La técnica de pulverización de plasma es ampliamente empleada en el campo de la ingeniería de superficies debido a su eficacia destacada. Mediante esta técnica, es posible alcanzar una temperatura de llama superior a los 10.000 K, acompañada de una rápida velocidad de enfriamiento. La generación del plasma se lleva a cabo mediante la transferencia de energía al gas hasta lograr su ionización. El gas utilizado como plasma se desplaza a través de un cátodo de tungsteno y un ánodo de cobre, los cuales se enfrían mediante agua. Por lo general, se utiliza argón como gas principal para la formación del plasma, en combinación con otro gas auxiliar [10,26].

Entre los gases de plasma más calientes se encuentra el nitrógeno, aunque su uso se ve limitado debido a su naturaleza reactiva. En cambio, la mezcla de argón y helio se emplea con frecuencia en la deposición de recubrimientos.

Este método ofrece ventajas considerables en comparación con otros procesos térmicos, como una alta velocidad de deposición, una excelente adhesión entre la superficie y los recubrimientos, y una temperatura elevada, lo que permite obtener recubrimientos de mayor espesor. Los recubrimientos resultantes de la pulverización de plasma presentan una buena fuerza adhesiva, alta dureza y tenacidad.

La utilización industrial de APS se puede vincular a su capacidad para rociar una variedad de materiales metálicos, cermet o materiales cerámicos debido a la alta temperatura del chorro de plasma que puede superar los 20.000 °C.

A pesar de su gran potencial y su amplia aceptación industrial, existen pocos recubrimientos compatibles con las solicitaciones de un disco de freno que puedan ser creados por medio de la técnica APS. Los recubrimientos más destacados en este método son los carburos.

En la revisión bibliográfica realizada por A.R Govandre [26]; se recoge la información más destacada sobre algunos de estos recubrimientos, los cuales nombraremos a continuación:

Se hace hincapié en los recubrimientos de WC-Co depositados mediante proyección de plasma de aire, variando el porcentaje de aglutinante y la potencia del plasma. En el estudio realizado por:A.S. Khanna et al [27] se ha observado que ciertas áreas de los recubrimientos experimentan temperaturas más altas en el chorro de plasma, lo que provoca la fusión completa del material WC-Co. Esta fusión completa puede ser perjudicial para el recubrimiento, ya que aumenta la destrucción del carburo de tungsteno y la formación de fases de carburo frágiles como  $W_2C$ . La microestructura de los recubrimientos es heterogénea debido a las variaciones de temperatura en el chorro de plasma, que van desde los 15,000 °C hasta los 1,000 °C desde el centro hasta la circunferencia del chorro. Aunque no se puede evitar por completo la heterogeneidad de la estructura.

Otro estudio mencionado en esta revisión por parte de A.H Yaghtin et al.[28] se investigó el comportamiento de los recubrimientos de  $Cr_3C_2$ -NiCr en diferentes entornos y encontraron una porosidad de aproximadamente 5% en los recubrimientos. La microestructura resultante tenía una gran parte de partículas no fundidas y poros, lo que resultó en un aumento del 173% en la dureza.

Tabla 4: Datos sobre la dureza y porosidad de algunos recubrimientos de los estudios anteriores [26,27]

Recubrimientos	Fases (determinadas por XRD)	% Porosidad	Rugosidad superficial Ra ( $\mu\text{m}$ )	Dureza superficial HV <sub>0,3</sub>
100% NiCrBSiFe (recubrimiento)	Ni <sub>3</sub> B, Fe <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> , CrSi <sub>2</sub> , Ni <sub>3</sub> (BO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub>	2.46	9.011	358.7
15 % WC/Co 85 % NiCrBSiFe (recubrimiento)	WC, Ni <sub>3</sub> Si, Fe <sub>2</sub> SiO <sub>4</sub>	2.07	9.387	696.2
35 % WC/Co 65 % NiCrBSiFe (recubrimiento)	WC, Fe <sub>3</sub> W <sub>3</sub> C, Co <sub>6</sub> W <sub>6</sub> C, Co <sub>2</sub> O <sub>4</sub> , Ni <sub>3</sub> Si, Fe <sub>2</sub> SiO <sub>4</sub>	3.94	8.467	747.5
60 % WC/Co 40 % NiCrBSiFe (recubrimiento)	WC, Fe <sub>3</sub> W <sub>3</sub> C, Co <sub>6</sub> W <sub>6</sub> C, Co <sub>2</sub> O <sub>4</sub> , Ni <sub>3</sub> Si, Fe <sub>2</sub> SiO <sub>4</sub>	2.49	5.58	792
100% WC/Co (recubrimiento)	WC, Co <sub>2</sub> O <sub>4</sub> , Co <sub>6</sub> W <sub>6</sub> C	3.79	7.644	1003.5

Otro estudio mencionado en esta revisión fue el de V. Sreenivasulu et al [29] donde se observó la metalografía de un acero rico en níquel sometido a este tratamiento superficial tras aplicársele un recubrimiento de carburo de cromo, para aumentar su dureza, es esta vista al detalle se observó porosidad. La pulverización de plasma fue realizada sin protección lo cual no afectó significativamente la pérdida de carbono ni la disolución de carburos, mientras que la pulverización con protección tuvo un impacto importante. Algo que se debe de tener en cuenta en este tipo de procesos.

Tabla 5: Datos de los estudios de fricción y desgaste de algunos recubrimientos de los estudios anteriores [26,29]

tipo de recubrimiento	Carga (kg)	Radio de vía (mm)	Tiempo (min)	Pérdida de peso (g)	Pérdida de espesor (mm)	Tasa de desgaste g/m	Coefficiente de fricción ( $\mu$ )
Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> -NiCr	7	80	12	0.0011	0.03	$3.7 \times 10^{-7}$	0.48
Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> -NiCr	7	40	24	0.0031	0.25	$1.0 \times 10^{-7}$	0.65
Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> -NiCr	7	60	16	0.0010	0.06	$3.3 \times 10^{-7}$	0.52
WC/Co	7	74	13	0.0002	0.04	$5.7 \times 10^{-7}$	0.48
WC/Co	7	64	15	0.0006	0.05	$1.3 \times 10^{-7}$	0.56
WC/Co	7	54	17	0.0006	0.05	$2.0 \times 10^{-7}$	0.59
Cromo duro	7	70	15	0.045	0.1	$1.5 \times 10^{-5}$	0.12

## 6.5- HVOF VS APS

En un estudio comparativo con recubrimientos de aleaciones de Ni-Mo generados por ambos métodos, realizado por K. Yang [30] se investigó la influencia de los procesos de pulverización sobre la microestructura, las propiedades mecánicas, el rendimiento frente al desgaste y la resistencia a la corrosión del recubrimiento de Ni-Mo.

Para ello, emplearon como sustrato placas de 6mm de espesor de fundición gris nodular, sobre las que se aplicó polvo de aleación de Ni-Mo comercialmente esférico con composiciones químicas (% en peso) de Ni-62.72, Mo-33.35, Cr1.19, Fe-1.18 y Mn-1.04.

Las características de los procesos HVOF y APS del estudio son la siguientes:

Tabla 6: Datos propios de cada proceso, Izquierda: HVOF. Derecha APS [30]

Spraying parameters	Value	Spraying parameters	Value
Kerosene flow rate/(L·h <sup>-1</sup> )	28	Power/kW	36
Oxygen flow rate/(m <sup>3</sup> ·h <sup>-1</sup> )	53	Current/A	600
Spray distance/mm	350	Spray distance/mm	100
Powder feed rate/(g·min <sup>-1</sup> )	80	Powder feed rate/(g·min <sup>-1</sup> )	35
Gun speed/(cm·min <sup>-1</sup> )	800	Gun speed/(cm·min <sup>-1</sup> )	600
Interpass spacing/mm	4	Interpass spacing/mm	3

Concluyendo en lo siguiente:

- El proceso de HVOF puede lograr una estructura altamente densa y uniforme, mientras que existen numerosos poros y microfisuras en el recubrimiento APS. Casi no ocurre transformación de fase ni oxidación durante ambos procesos de pulverización. Se produce un mayor ensanchamiento del pico en el recubrimiento HVOF que en el recubrimiento APS, lo que se debe a que su cristalito promedio es mucho más pequeño.
- Comparado con el recubrimiento APS, el recubrimiento HVOF exhibe una microdureza mucho mayor (474.7HV) y una mejor calidad de unión (58.8 MPa) entre recubrimiento/sustrato.
- El recubrimiento HVOF tiene una menor tasa de desgaste de  $2,82 \times 10^{-3} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$  y un mayor coeficiente de fricción de alrededor de 0,75 que los del recubrimiento APS. El mecanismo de desgaste de ambos recubrimientos es la combinación de desgaste adhesivo, desgaste abrasivo y desgaste por oxidación.
- La resistencia a la corrosión por HCl del revestimiento HVOF es mucho mejor que la del revestimiento APS. Esto se atribuye principalmente a la ausencia de poros/microfisuras y a la excelente condición de unión cohesiva entre las partículas depositadas del recubrimiento HVOF.

Tabla 7: Comparación de varios procesos de spray con HVOF [30]

Deposition Technique	Heat Source	Propellant	Typical Temperature(°C)	Typical Particle Velocity (m s <sup>-1</sup> )	Average Spray Rate (kg h <sup>-1</sup> )	Coating Porosity (%by Volume)	Relative Bond Strength
Flame Spraying	Oxyacetylene/ Oxyhydrogen	Air	3000	30-120	2-6	10-20	Fair
Plasma Spraying	Plasma Arc	Inert Gas	16000	120-600	4-9	2-5	Very Good to Excellent
Low Pressure Plasma Spraying	Plasma Arc	Inert Gas	16000	Up to 900	-	<5	Excellent
Detonation Gun Spraying	Oxygen/ Acetylene/ Nitrogen Gas Detonation	Detonation Shock Waves	4500	800	0.5	0.1-1	Excellent
High Velocity Oxy-fuel (HVOF)	Fuel Gases	CombustionJet	3000	800	2-4	0.1-2	Excellent

### 6.6.-COMBINACIÓN DE LASER CLADDING CON APS Y HVOF

En un estudio comparativo realizado por A. Khanna et al [27] sobre recubrimientos duros resistentes al desgaste para ranuras del motor (caso extremo de desgaste y sometimiento a alta temperatura como el caso de un freno) en los que se requería un recubrimiento duro y una fuerte resistencia a la corrosión.

Para ello, se eligió como sistema de recubrimiento una dispersión cerámica dura de WC/Co en matriz de Ni-Cr. Mientras que la dispersión cerámica de WC/Co se ocupa de la abrasión, la matriz de Ni-25Cr protege los tubos del intercambiador de calor de la oxidación y la corrosión por calor. El objetivo del trabajo fue encontrar una concentración óptima de WC/Co en una matriz de Ni-Cr que posea la mejor resistencia a la erosión y abrasión, junto con una fuerte resistencia a la corrosión. Para conseguirlo, se prepararon varias composiciones de revestimiento mediante el método de oxicombustible de alta velocidad (HVOF) y recubiertas mediante láser. En el segundo problema, se eligió una alternativa a los recubrimientos de cromo duro, utilizados en muchas ranuras de motores. Para lograrlo, se depositaron dos polvos cerámicos, WC/Co y polvos de carburo de cromo mediante spray de plasma atmosférico (APS) laser cladding.

Tabla 8: Recubrimientos realizados en el estudio [27]

Sl no.	Powder	Type	Surface (S)/X-sec (CS)	Thickness of coating in µm	Load (g)	10 average of 4 readings in kg/mm <sup>2</sup>
1	PM 20	APS	S	290	300	422
2			CS			
3		LC-600	S	600	300	966
4			CS			
5		LC-1000	S	400	300	971
6			CS			
7		LC-1500	S	180	100	1019
8			CS			
17	WC/Co	APS	S	490	300	549
18			CS			
19		LC-600	S	660	300	1241
20			CS			
21		LC-1000	S	480	300	1181
22			CS			
23		LC-1500	S	180	100	1092
24			CS			
25	Hard chrome	S	310	100	580	
		CS				

Los revestimientos duros se han desarrollado utilizando técnicas de pulverización térmica y procesamiento de revestimiento con láser. Con el objetivo de mejorar los recubrimientos de

como duro convencionales para las ranuras del motor, los resultados muestran muy claramente que el proceso de recubrimiento por láser con aleación PM 20 o WC/Co es quizás una mejor opción.

El plasma APS no pudo mejorar la dureza en la medida en que lo hizo el revestimiento láser. Para recubrimientos resistentes a la corrosión por erosión, se encontró que la composición óptima del recubrimiento era de 15 a 35 % de WC/Co en una matriz de Ni-25Cr. Sin embargo, si los recubrimientos HVOF se esmaltan con láser, incluso el WC/Co puro al 100 % proporciona una excelente resistencia al desgaste. Sin embargo, dichos revestimientos tienen poca resistencia a la oxidación y la corrosión.

### 6.7.-BREVE CONCLUSIÓN SOBRE LOS RECUBRIMIENTOS SUPERFICIALES.

Cabe concluir por tanto, que las líneas de investigación reciente contemplan una gran cantidad de alternativas que permiten aumentar la dureza superficial de la pieza, reducir el desgaste sin verse comprometida la fricción, o incluso modificar su conductividad térmica. En todos estos procesos los distintos rendimientos dependen de variables como: naturaleza del recubrimiento tamaño y distribución por tamaños de las partículas depositadas, microestructura del recubrimiento, velocidad de impacto de las partículas con el sustrato a recubrir, posibilidad de que se produzca descarburación, acumulación de tensiones durante la obtención del recubrimiento o, aparición de grietas debido a la aplicación de estos tratamientos superficiales.

Como se ha descrito anteriormente, existen una gran cantidad de alternativas para los procesos de tratamientos superficiales, que permiten aumentar la dureza y reducir el desgaste sin verse comprometida la fricción. Métodos como el HVOF o el APS, son buenas alternativas, que permiten obtener recubrimientos de un espesor considerable, nos permiten obtener altas durezas (de hasta 1200HV) con tasas de desgaste muy inferiores a las del material en bruto. No obstante, estos equipos, trabajan con muy altas temperaturas (en el caso del APS se consiguen llamas de hasta 10000K), lo que implicaría poseer unas instalaciones acondicionadas para dichas características, y también destacar que, implantar un sistema a nivel industrial de estos dos métodos es poco viable económicamente para una fabricación en serie, posiblemente, en investigaciones futuras, puedan optimizarse más estos procesos. Cabe destacar, que estas tecnologías son tempranas.

Respecto al CGDS o aerosol frío, es una tecnología que permite obtener recubrimientos de una dureza cercana a los 500HV, con unas tasas de desgaste adecuadas, sin necesidad de trabajar a temperaturas tan elevadas como las anteriores. Una de sus ventajas respecto a los anteriores, es la temperatura de trabajo. Sin embargo, este proceso, se aplica típicamente a piezas, que tienen como material polímeros o aceros. No obstante, al trabajar a una temperatura más baja, las instalaciones donde se lleve a cabo este proceso deberán estar menos preparadas en ese sentido. Siendo también económicamente complicado en este momento, implantar industrialmente este proceso.

Respecto al proceso de Laser cladding, pueden obtenerse recubrimientos de múltiples compuestos, llegando a dar durezas cercanas a los 1000HV, con una reducción en la emisión de micropartículas de hasta el 30%, cabe destacar, que a pesar de necesitar un potente equipo laser para este método, las temperaturas de trabajo son mucho menores que las del HVOF y APS. Ha de tenerse en cuenta, la importancia de la porosidad en este método.

Es digno de subrayar que todos los métodos descritos, se encuentran en periodo de investigación, por lo que implantarlos en la industria necesitará de más investigación, puesto que no son lo suficientemente óptimos ni industrial ni económicamente.

## 7.-TRATAMIENTOS TERMICOS

Teniendo como material sobre el que se aplicarán, el más utilizado en el sector de la automoción para frenos, la fundición gris. Los más interesantes encontrados en las publicaciones han sido la carbonitruración y los aplicados mediante láser que se explicarán a continuación:

### 7.1.-NITROCARBURACIÓN

La nitrocarburización ferrítica es un proceso en el que se introducen átomos de carbono junto con átomos de nitrógeno en la superficie del acero o fundición a baja temperatura (450-550 °C). El proceso da como resultado mejora de la dureza superficial, resistencia a la fatiga, aumento de las propiedades tribológicas y una resistencia a la corrosión extendida que puede aplicarse en componentes con un alto grado de forma.

El proceso en sí es respetuoso con el medio ambiente y es ampliamente utilizado en todo el mundo. Además posee como ventaja, ser el tratamiento que necesita menor tiempo de ejecución, con un bajo coste y con la capacidad de aplicarse en varios grados.

El estudio realizado por F. Fazlalipour [31] detalla la fricción y el desgaste del acero para herramientas endurecido y nitrocarburizado deslizándolo contra una probeta de WC/Co; este estudio fue realizado en una cámara seca a temperatura ambiente.

El procedimiento experimental fue realizado con muestras de acero para herramientas AISI H11 en forma de disco. Las muestras fueron sometidas a un tratamiento térmico, que consistió en calentarlas a 1000 °C durante 90 minutos, seguido de un enfriamiento rápido en nitrógeno a 5 bares de presión.

Posteriormente, se realizaron dos revenidos a 550 °C y 595 °C respectivamente. Luego, las muestras fueron sometidas a un tratamiento de nitrocarburización gaseosa a 525 °C durante 5.5 horas.

Se obtuvieron unas condiciones de superficie uniformes; para ello se pulió la superficie hasta obtener una rugosidad promedio de (Ra) de 0.5  $\mu\text{m}$  utilizando papel de esmeril y pasta de diamante.

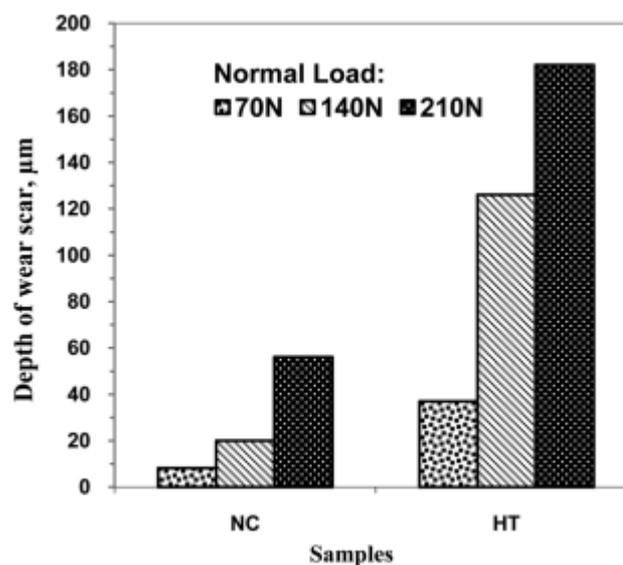
Antes de cada prueba, las muestras se desengrasaron y limpiaron con acetona. Las investigaciones metalúrgicas se realizaron en la capa superficial mediante difracción de rayos X y microscopía óptica y la microdureza de las muestras nitrocarburizadas se realizó en la sección transversal desde la superficie hasta el sustrato mediante microdureza Vickers con una carga de 25 gf y un tiempo de aplicación de carga de 10 s.

Se realizaron pruebas de desgaste y fricción en un disco nitrocarburizado (NC) y una muestra tratada térmicamente (HT) como referencia, utilizando una máquina de ensayo de desgaste por deslizamiento pin-on-disk. Todas las pruebas se realizaron a una velocidad lineal de 0.13 m/s bajo tres cargas normales de 70, 140 y 210 N, con presiones de contacto media de Hertz de 1.04, 1.31 y 1.5 GPa, respectivamente, en las primeras etapas de 700 m de distancia de deslizamiento a 26 °C y en condiciones secas con  $22 \pm 2\%$  de humedad. Se utilizó la norma ASTM G99-05 como

referencia. Se empleó un pasador cilíndrico de diámetro 5 mm hecho de carburo de tungsteno cementado (WC + 8% en peso de Co) con un extremo hemisférico de 10 mm para obtener una condición de desgaste severo debido a su alta dureza ( $1450 \pm 20$  Vickers). La pérdida de peso de las muestras de disco se midió cada 100 m de distancia de deslizamiento mediante pesaje con una precisión de  $10^{-4}$  gramos.

Las conclusiones más destacadas se lograron como sigue:

- El coeficiente de fricción del acero nitrocarburado aumenta en la etapa inicial de las pruebas de desgaste hasta un 28%. El estado se alcanza en un valor alrededor de 0.7. El coeficiente de fricción de una muestra no tratada (endurecida) muestra un aumento gradual con gran fluctuación.
- La pérdida de masa en el disco nitrocarburado es insignificante. El menor desgaste del disco se debe a la mayor dureza de la superficie y la presencia de la capa protectora de óxidos de hierro aleados con Cr y V en el área de contacto.
- Había un desgaste considerable en el disco no tratado mientras que los materiales del disco se adhirieron al pasador. Los mecanismos son puramente adhesivos y de deformación plástica. Apenas hay desgaste del pasador.



Gráfica 6: Desgaste de dos probetas nitrocarburada NT y no nitrocarburada HT en función de 3 valores de carga [31]

Existe otro estudio más enfocado a investigar este tratamiento térmico aplicado en fundiciones grises, realizado por Z. Yang et al de la universidad de Windsor (Canadá) [32]; cuya investigación se centra en el uso de la nitruración para mejorar el desgaste en fundiciones ADI, fundiciones dúctiles y fundiciones grises.

Estos 3 sustratos, fueron sometidos a los siguientes procesos de nitruración:

- Nitruración con gas + enfriamiento a  $149^{\circ}\text{C}$  ( $300^{\circ}\text{F}$ ) (GRAY)
- Nitruración con gas + enfriamiento rápido en aceite (OIL)
- Nitruración con gas + enfriamiento a  $423^{\circ}\text{C}$  ( $800^{\circ}\text{F}$ ) (BLUE)

Todos los materiales nitrurados se examinaron mediante metalografía óptica y microdureza para determinar la microestructura, la rugosidad de la superficie y la microdureza en todo el espesor.

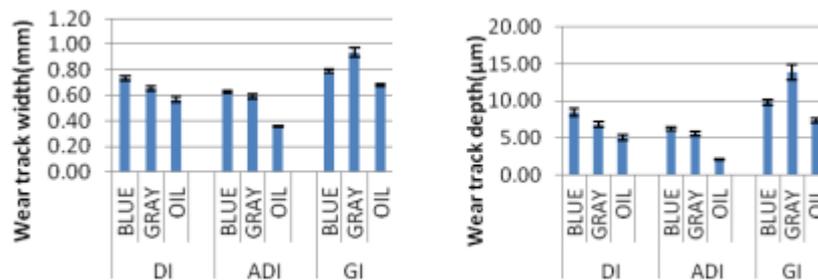
La microdureza fue caracterizada mediante el método Vickers. La carga utilizada fue de 0,025N. Las muestras para metalografía óptica se prepararon de acuerdo con la norma ASTM E768-99 (2010). Para cada combinación de material/nitruración, se realizaron pruebas de desgaste utilizando un aparato de prueba de bola en disco de acuerdo con las normas ASTM G190-06 y ASTM G133-05 (2010). Se realizaron en condiciones de lubricación con una carga constante de 10 lb durante 1 hora. La velocidad de rotación era constante, 1,67 m/s. (700 rpm, radio de la pista de desgaste 22,75 mm). El lubricante era aceite mineral ligero. El coeficiente de fricción (COF) se registró durante la prueba. Como contracara en la prueba de desgaste, las propiedades de la bola de cerámica son: bola de cerámica no porosa con alto contenido de alúmina; Diámetro: 5/16"; Dureza: 1700 Vickers.

Tabla 9: Durezas de las 3 fundiciones estudiadas con sus respectivos tratamientos

HV	DI			ADI			GI		
	BLUE	GRAY	OIL	BLUE	GRAY	OIL	BLUE	GRAY	OIL
	2071	1913	2136	1767	1879	2251	1072	1017	1612

Llegándose a la siguiente conclusión: El coeficiente de fricción para todas las fundiciones fue muy pequeño, menor de 0,045, reflejando las condiciones de la prueba.

La tasa de desgaste general depende de dos parámetros, la rugosidad de la superficie y la microdureza de la capa nitrurada, la tasa de desgaste disminuyó con el aumento de la microdureza y la disminución de la rugosidad.



Gráfica 7: Resultados del estudio de desgaste izquierda; respecto a la anchura, derecha: respecto a la profundidad

El mejor rendimiento de desgaste se observa cuando la pista de desgaste no penetra completamente en la capa compuesta. Esto se observó en el caso del hierro fundido de grafito esferoidal (ADI) procesado mediante los métodos de nitruración 800 °F y en aceite . Estos procesos generaron una capa compuesta con un espesor de 4-6 µm, una baja rugosidad superficial de 0,8-1,3 µm (Ra) y una alta microdureza superficial de 1800-2200 HV, lo que indica una capa compuesta densa y adherente. Por otro lado, en el caso del hierro fundido gris (GI), el espesor de la capa compuesta fue mayor (hasta 12 µm), pero no fue tan duro (1000-1500 HV) y presentó una mayor rugosidad (hasta 2,5 µm, Ra).

### 7.1.1-NITROCARBURACIÓN CON PLASMA

La nitrocarburation puede realizarse mediante 2 procesos [3,33]; la convencional (en un horno a temperatura alrededor de 580 °C) y mediante plasma, usando tecnología plasma que consiste en la ionización de nitrógeno y moléculas de hidrocarburos. Los iones de nitrógeno y carbono chocan con la superficie del metal tratado depositándose catódicamente. Esta deposición reacciona con los átomos de carbono y nitrógeno pudiendo ocurrir 2 posibilidades, que el nitruro y el carburo condensen en el metal, o que se difundan en el metal dando lugar a una zona de difusión endurecida.

La nitrocarburation es clasificada en 2 grupos, la llamada ferrítica (a partir de 590°C) y la austenítica

Durante la nitrocarburation por plasma entre el ánodo y el cátodo el voltaje está entre rangos de 400 a 700v.

Un estudio realizado por , T. Sujitno et al [33] se encargó del estudio práctico y teórico de este método para nitrocarburar la superficie de un disco de freno.

El material que conforma el disco de freno es un acero al carbono con un 0.072% en peso en carbono, su composición se adjunta en la siguiente tabla (*tabla 9*).

Tabla 10: Composición del acero utilizado en el estudio [33]

Element	Fe	C	Si	P	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	Sn	Al	Nb	V	Pb	Zn
(% W)	97.9	0.072	0.06	0.004	1.726	0.011	0.035	0.007	0.012	0.044	0.01	0.046	0.052	0.006	0.005	0.01

El disco de freno se cortó en probetas de 3x4 mm que se trataron superficialmente con papeles de lija de SiC que van desde grano 80 a 5000 y pulidos mecánicamente con pasta de diamante de 1 microgramo.

El proceso de nitrocarburation de las muestras se llevó a cabo a 400 °C a 1,6 mbar de presión durante 4 horas. El voltaje de los electrodos varió entre los 400 a 700 Voltios entre unas intensidades de 400 a 600 mA. Posteriormente se dan unos post tratamientos de 10,20,30 y 40 minutos a 400°C.

Los componentes necesarios para la nitrocarburation se aportaron mediante una mezcla ,de N<sub>2</sub> y CH<sub>4</sub> y se añadió argón a concentraciones de 5 10 15 y 20%.

Basado en experimentaciones, la dureza se incrementa de 111,96 Vickers a 156,24. El nitro carburado realizado con gas argón contribuye a incrementar la dureza hasta 214,608 Vickers. Este tratamiento es continuado por otro post tratamiento en varios tiempos la dureza óptima de la superficie pasa a ser de 275,66 HV la cual se consigue en un tiempo de tratamiento de 20 minutos, lo que implica una disminución del desgaste, lo que conllevará así una disminución de la emisión de partículas.

Usando análisis XRD para la composición química confirma que para la nitro carburation plasma N<sub>2</sub>+CH<sub>4</sub> para materiales tratados a 1,6mbar 400 °C para 4 horas y continuado de un post tratamiento en óptimas condiciones, el contenido en carbono y nitrógeno es de 10% y 5.6%. Con el mismo tratamiento la fase de hierro en bruto, se detectan nitruros de hierro 2 y 3, carburo de hierro 3 y óxido de hierro aportando dureza y resistencia al desgaste en dichas fases.

## 7.2.-TEMPLADO (BONIFICADO)

El templado es un tratamiento térmico, que tiene como finalidad el endurecimiento por medio de la transformación en microconstituyentes duros de un acero o fundición. Puesto que, típicamente, el disco de los sistemas de frenado está constituido por fundiciones grises, a la hora de hablar de este tratamiento térmico se hará desde el punto de vista de este tipo de fundiciones [34].

La fundición gris es un material compuesto multifase que lo convierte en una opción única para ciertas aplicaciones. La fundición gris tiene una fase de grafito laminar que promueve una excelente conducción del calor, amortiguación de vibraciones y lubricidad; su matriz está formada predominantemente por perlita, ferrita o una mezcla de ambas en estado bruto de colada. Los tratamientos térmicos promueven microestructuras como la martensita templada mediante el templado y el revenido o la estructura ausferrítica en el proceso de templado.

Las propiedades mecánicas y la resistencia al desgaste de las aleaciones de las fundiciones grises también pueden ser mejoradas mediante tratamientos térmicos como el templado o los tratamientos de templado y revenido.

El tratamiento térmico de temple y revenido de las fundiciones grises genera una placa de martensita saturada de carbono con austenita retenida después del temple. En la fundición gris, solo los carburos junto con una pequeña cantidad de grafito se disuelven durante el tratamiento de austenización. Un mayor elemento de aleación en la matriz conduce a mayores cantidades de austenita retenida. El endurecimiento por inducción, que consiste en calentar la superficie hasta la temperatura de austenización, seguido de un enfriamiento rápido, genera una estructura martensítica fina. En el revenido, la fase fina de carburo precipita de la martensita saturada de carbono transformando la microestructura martensítica.

En el artículo realizado por Aravind Vadiraj et al [35], se estudiaron ocho aleaciones diferentes que fueron templadas y revenidas a seis temperaturas de revenido diferentes (100–600 °C) y su comportamiento al desgaste se correlaciona con la dureza y la microestructura del revenido.

Tabla 10: Formología del grafito y dureza de las diferentes aleaciones del estudio [35]

Material	Composition	Graphite type	Graphite volume	Mean graphite flake size (µm)	Carbide area fraction (%)	Carbon equivalent (CE) <sup>*</sup>	UTS (MPa)	Hardness (VHN)
Base	3.4C-1.75Si-0.15-0.04P-0.74Mn-0.36Cr-0.41Cu	4E	11.8	77	0.32	3.96	226	241
Alloy 1	3.8C-1.85Si-0.055-0.03P-0.65Mn-0.5Cr-0.5Cu-2.9Ni-0.26Mo-0.003Ce	3C	17.2	175	1.25	4.37	195	432
Alloy 2	3.99C-2.8Si-0.055-0.06P-0.74Mn-0.6Cr-0.6Cu-1.26Ni-0.3Mo	3C	16.2	189	0.80	4.85	225	327
Alloy 3	4.12C-2.3Si-0.055-0.06P-0.7Mn-0.8Cr-0.94Cu-0.22Mo-0.003Ce	4C	23	112	1.55	4.83	222	310
Alloy 4	4.42C-2.3Si-0.055-0.08P-0.76Mn-0.63Cu-0.055Sn-0.04Ti	3C	19	212	0.65	5.14	178	282
Alloy 5	4.23C-2Si-0.085-0.06P-0.8Mn-0.06Cr-0.6Cu-0.075Nb	4C	17.4	200	0.69	4.88	213	325
Alloy 6	4.39C-2.075Si-0.065-0.06P-0.8Mn-0.5Cr-0.56Cu-0.026Mo	3C	18.3	197	1.06	5.03	200	242
Alloy 7	3.9C-1.92Si-0.065-0.03P-0.7Mn-0.7Cr-0.5Cu-0.62Ni-0.37Mo-0.003Ce	4C	20	136	3.85	4.49	244	300

<sup>\*</sup> CE = %C + 0.3(%Si) + 0.33(%P) - 0.027(%Mn) + 0.4(%S) [19]

En este trabajo se ha investigado la dureza y la resistencia al desgaste del hierro fundido aleado hipereutéctico sometido a un tratamiento de templado y revenido de 373 K (100 °C) a 673 K (600 °C).



Las aleaciones con las que se trabaja fueron sometidas a un proceso de fusión en un horno de 15 kW. En este proceso, también se agregaron elementos de aleación como níquel (Ni) y cobre (Cu), con un grado de pureza del 99%. También se añadieron ferromanganeso, que contiene un 6.8% de carbono (C) y un 70% de manganeso (Mn), y ferromolibdeno, con un 0.1% de carbono (C) y un 62% de molibdeno (Mo). Algunos de los hierros fundidos también recibieron una adición de un 0.5% de misch metal<sup>2</sup>, compuesto por cerio (Ce), lantano (La), neodimio (Nd), otras tierras raras y hierro (Fe), antes de la etapa de inoculación. Para llevar a cabo la inoculación, se utilizó un 0.2% de ferrosilicio, que contiene hierro (Fe), carbono (C) y silicio (Si).

Después de asegurarse de que todos los aditivos estuvieran fundidos y mezclados adecuadamente, los hierros fundidos fueron vertidos directamente en un molde de arena con dimensiones de 40x40x400 mm y se realizaron mediciones de la temperatura, alcanzando una temperatura de 1723 K (1450 °C) durante el proceso de vertido.

Una vez solidificados, se llevaron a cabo análisis químicos para evaluar la composición de los elementos principales de aleación presentes en los hierros fundidos. Esto se realizó utilizando un espectrofotómetro para obtener datos precisos sobre los niveles de carbono (C), azufre (S), fósforo (P) y niobio (Nb) en las muestras. Estos elementos se analizaron por separado en un laboratorio de pruebas especializado.

Para evaluar las propiedades de los hierros fundidos, se realizaron tratamientos térmicos adicionales. Las muestras se sometieron a una solución a una temperatura de 1173 K (910 °C) durante 33 minutos y luego se enfriaron rápidamente sumergiéndolas en aceite sin agitación. Posteriormente, las muestras templadas se sometieron a un proceso de revenido a diferentes temperaturas, incluyendo 373 K (100 °C), 473 K (200 °C), 573 K (300 °C), 673 K (400 °C), 773 K (500 °C) y 873 K (600 °C) durante 17 minutos.

Se llevaron a cabo análisis microestructurales utilizando un microscopio óptico para examinar las características de la microestructura de las muestras. Además, se realizaron pruebas de dureza utilizando una máquina de dureza macro Vickers con una carga aplicada de 20 kg para medir la resistencia de los hierros fundidos.

Para evaluar el desgaste y la fricción, se utilizaron pruebas de pasador sobre disco de acuerdo con la norma ASTM G99-05.

Se observa que la variación en la pérdida por desgaste entre las diferentes aleaciones a una temperatura de revenido específica se debe a la distribución de fases y la estructura de la martensita revenida, que dependen de la composición de la aleación. La pérdida por desgaste es más baja en el revenido a 373 K (100 °C) donde la dureza es alta y aumenta en el rango de temperaturas de revenido de 200 °C a 573 K (300 °C). A 673 K (400 °C), todas las aleaciones muestran una disminución en la tasa de desgaste. Sin embargo, más allá de 400 °C, la pérdida por desgaste vuelve a aumentar significativamente.

La dureza de las aleaciones muestra una tendencia similar a la pérdida por desgaste a diferentes temperaturas de revenido. La menor pérdida por desgaste se observa en el revenido a 373 K (100 °C) con una dureza muy alta. A medida que la temperatura de revenido aumenta, la pérdida

---

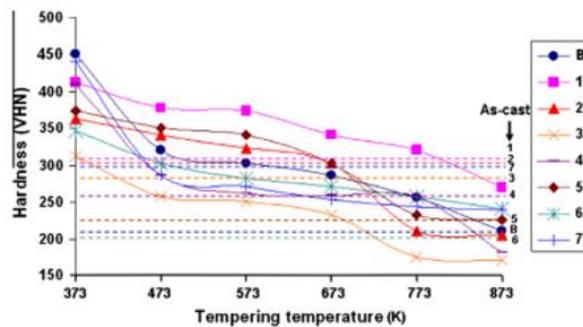
<sup>2</sup> **Mischmetal:** es una aleación de elementos de tierras raras en diferentes proporciones de forma natural. Una composición típica incluye aproximadamente 50% de cerio y 45% de lantano, con pequeñas cantidades de neodimio y praseodimio. Su uso más común es en el dispositivo de ignición de piedra utilizado en numerosos encendedores

por desgaste aumenta y la dureza disminuye. La temperatura de revenido óptima es de 673 K (400 °C), donde se logra una baja tasa de desgaste y una dureza moderada.

Tabla 11: Diversas medidas de dureza realizadas en cada tratamiento térmico.

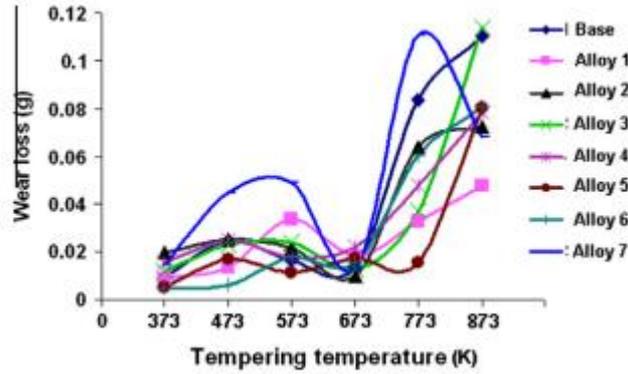
Condition	Hardness in VHN							
	Base	1	2	3	4	5	6	7
TT = 373 K (100 °C)	450	412	362	312	410	374	347	441
TT = 473 K (200 °C)	321	378	340	257	286	351	303	286
TT = 573 K (300 °C)	303	373	323	250	261	340	281	271
TT = 673 K (400 °C)	286	340	303	232	258	302	271	253
TT = 773 K (500 °C)	256	321	210	175	258	233	257	244
TT = 873 K (600 °C)	210	270	205	170	181	225	240	239
As-cast	210	304	303	285	260	227	201	300
Additional solid solution elements in ferrite	0.74Mn-0.41Cu	0.7Mn-0.5Cu-0.62Ni	0.74Mn-0.6Cu-1.26Ni	0.7Mn-0.94Cu	0.76Mn-0.63Cu-0.05Sn	0.8Mn-0.6Cu	0.8Mn-0.56Cu	0.7Mn-0.5Cu-0.62Ni
	1.15	1.82	2.60	1.64	1.54	1.4	1.36	1.82
Solid solution rank	7	2	1	3	4	5	6	2
Graphite vol.%	11.8	17.2	16.2	23	19	17.4	18.3	20
Graphite rank	8	6	7	1	3	5	4	2
Alloy carbide formers	0.36Cr	0.5Cr-0.26Mo	0.6Cr-0.3Mo	0.8Cr-0.22Mo	0.04Ti	0.06Cr-0.075Nb	0.5Cr-0.026Mo	0.7Cr-0.37Mo
	0.36	0.76	0.9	1.02	0.4	0.135	0.526	1.07
Carbide rank	6	4	3	2	8	7	5	1
Hardness rank	4	1	3	8	7	2	5	6

TT = tempering temperature in K (°C).



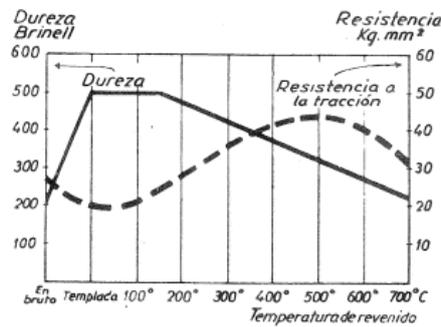
Gráfica 8: Dureza respecto a la temperatura de temple

En cuanto a las pruebas de fricción, se observa que el coeficiente de fricción promedio es similar en todas las muestras, oscilando entre 0.45 y 0.55. Las pistas de desgaste presentan acumulación de material que luego se despega en forma de placas.



Gráfica 9: Desgaste en función de la temperatura de temple de las fundiciones estudiadas [35].

Según Apraiz Barreiro, en su libro Fundiciones [34], el tratamiento de temple y revenido en las fundiciones de matriz perlítica, hace que se consigan importantes mejoras en la dureza y en la resistencia al desgaste. Pero a una temperatura adecuada debido a que ocurre un efecto inverso al de los aceros al carbono al ser templados, el temple disminuye la resistencia, y con el revenido es de nuevo aumentada.



Gráfica 10: Dureza y resistencia en función de la temperatura [34]

Primero, debemos conseguir en el calentamiento una cierta cantidad de austenita y después enfriar el material a una velocidad superior a la crítica de temple para así obtener el mayor porcentaje de martensita posible, es importante destacar respecto al temple, que es más común la aparición de grietas por este tratamiento en las fundiciones que en los aceros, debido en parte a los compuestos que las forman, un ejemplo de estos compuestos son las láminas de grafito.

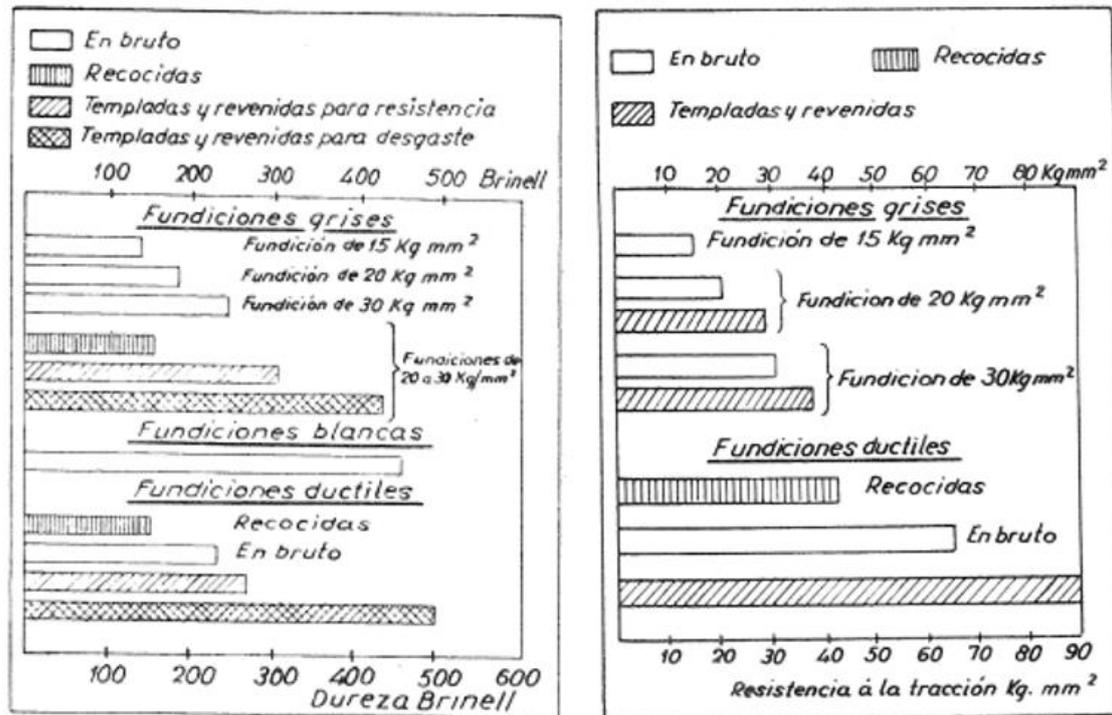


Figura 16: Esquema sobre la dureza y la resistencia a tracción de las fundiciones [34]

Los revenidos, suelen darse a temperaturas de entre 450 °C y 650 °C cuando interesa tener una alta resistencia a tracción, sin embargo, cuando queremos dar una buena resistencia al desgaste se emplean temperaturas más bajas de 200 a 450 °C (solución adecuada para evitar el desgaste en los discos de freno). En ambos casos realizar el temple entre 800 y 900 °C utilizando como medio de enfriamiento principalmente el aceite. Hay que recordar que la templabilidad mejorará añadiendo elementos de aleación como el cromo, molibdeno, cobre o níquel.

Otro estudio realizado por R.G Woodward et al [36]; se centra en la investigación de las propiedades tribológicas de la fundición gris G350 en diferentes condiciones microestructurales. Para ellos; se realizaron tratamientos térmicos de temple y revenido a cuatro temperaturas diferentes, desde 400 °C a 700 °C, con el fin de obtener una variedad de muestras de discos martensíticos templados.

El estudio utilizó hierro fundido en estado martensítico con grafito tipo IA/C-5, de acuerdo con la norma ISO 945. Las muestras de clavijas fueron sometidas a un proceso de recocido en un horno frío, desde una temperatura de 900 °C hasta alcanzar la temperatura ambiente, durante un período de 12 horas. Por su parte, los discos fueron sometidos a un tratamiento de temple en aceite a una temperatura de 900 °C, seguido de un proceso de revenido a cuatro temperaturas distintas: 700 °C, 600 °C, 500 °C y 400 °C.

Se realizó un estudio del comportamiento de desgaste mediante pruebas de desgaste por deslizamiento de pasador sobre disco en condiciones de sequedad. El procedimiento utilizado siguió las pautas establecidas por ASTM G99 . Se optó por la configuración de prueba pin-on-disc.

Se realizaron mediciones de dureza utilizando dos métodos. Para el estudio de la microdureza, se aplicó el método Vickers con una carga de 500 gf durante 15 segundos, y se tomaron



promedios de 10 mediciones. Para la dureza, se utilizó una carga de 5 kgf durante 15 segundos, y también se tomaron promedios de 10 mediciones con la desviación estándar calculada.

Obteniéndose las siguientes conclusiones:

- Se observó una transición microestructural durante el proceso de templado entre 500°C y 600°C. El revenido a temperaturas inferiores a 500°C resultó en una microestructura martensítica acicular, mientras que el revenido a temperaturas superiores a 600°C produjo glóbulos de carburo esferoidal en una matriz de ferrita equiaxial.
- Los análisis de difracción de rayos X (XRD) mostraron que los discos tratados a 400°C tenían una fase parcialmente martensítica BCT, mientras que los demás discos tenían una fase de ferrita BCC, lo que indica que la transformación a ferrita BCC se completó a 500°C. La pérdida de la matriz martensítica acicular en los discos tratados a 600°C y 700°C indica que esta evolución se completó a 600°C.
- Los valores de dureza disminuyeron a medida que aumentaba la temperatura de revenido, desde 400HV para los discos tratados a 400°C, hasta 315HV para los tratados a 500°C, 230HV para los tratados a 600°C y 215HV para los tratados a 700°C. La pequeña disminución entre 600°C y 700°C muestra que un mayor revenido tiene una influencia mínima en la dureza de la indentación. Los pasadores perlíticos recocidos mostraron una dureza de 215HV.
- Las pérdidas de volumen debido al desgaste por deslizamiento del pasador sobre disco fueron bajas en todas las combinaciones. Los discos tratados a 700°C y 600°C presentaron las mayores pérdidas de volumen debido a su morfología microestructural de carburo esferoidal. Entre los discos martensíticos aciculares, los tratados a 400°C mostraron mayores pérdidas de volumen que los tratados a 500°C debido a su excesiva fragilidad, lo que resultó en la fractura de la matriz en algunas áreas. La mayoría de las combinaciones mostraron solo un desgaste oxidativo leve. Se observaron ranuras residuales de rectificado en la mayoría de las marcas de desgaste del disco, lo que indica que el pasador no pudo asentarse completamente en la superficie del disco. Muchos pines mostraron secciones pulidas y reflectantes en la superficie desgastada en lugar de daños metálicos.
- Se observó deformación subsuperficial microestructural en los pasadores recocidos y los discos con carburo esferoidal. Las láminas de cementita se deformaron en la dirección del deslizamiento, y cerca de la superficie se refinaron y convergieron en una capa mezclada mecánicamente de carburo y óxido. Estas láminas a menudo se fracturaron debido a la deformación excesiva, aunque su ocurrencia fue inconsistente y estuvo influenciada por factores tridimensionales. La distorsión de la deformación también fue visible en las áreas ferríticas, donde los granos experimentaron una deformación significativa debido al deslizamiento.

### 7.3.-ENDURECIMIENTO LASER

El endurecimiento superficial con láser es una tecnología capaz de mejorar la resistencia al desgaste y la resistencia a la fatiga de los aceros y fundiciones. En el proceso de endurecimiento por láser, la capa superficial superior se calienta por encima de la temperatura crítica  $A_{cm}$  para transformar la microestructura en austenita inestable. Luego, la capa completamente austenizada se enfría con el aire y el sustrato frío que la rodea. Las áreas endurecidas con láser generalmente muestran un rendimiento de desgaste superior debido a su alta dureza.

Los láseres industriales tienen una aplicación creciente para el procesado metalúrgico y, más concretamente, para el endurecimiento por transformación de la superficie de aceros y fundiciones de hierro. Para iniciar cualquier proceso de tratamiento superficial con láser, es preciso controlar adecuadamente varios parámetros del láser modificables por el usuario, como son la potencia aplicada sobre la superficie, el tamaño del haz láser, la velocidad relativa haz-pieza, el diámetro de la boquilla de salida de los gases de protección, el modo electromagnético de salida del haz, etc., que, junto con las propiedades térmicas del material a tratar, van a permitir calcular la distribución de temperaturas en la pieza o probeta.

En el estudio realizado por A.L. Maco [37] et al del departamento de materiales industriales de la universidad de Oviedo, endurecieron mediante laser la superficie de tres fundiciones grises de matriz ferrito-perlítica: fundición gris laminar (L), fundición gris nodular (N) y fundición gris nodular aleada (NA) de composiciones mostradas en la *tabla 12*.

Tabla 12: Porcentajes en masa de las fundiciones utilizadas en el estudio [37]

%	L	N	N.A.
C	3,420	3,500	3,290
Si	2,010	2,960	2,420
Mn	0,490	0,210	0,160
Mo	0,090	0,010	0,240
Cu	0,017	0,110	1,070
S	0,088	0,008	0,007
P	-	0,035	0,020
Cr	0,100	0,060	0,031
Al	-	0,019	0,051
Mg	-	0,021	0,070
CE	4,09	4,498	4,100

Las probetas usadas para la parte experimental fueron mecanizadas a partir de bloques de 200 x 350 x 150 mm, sin tratamiento adicional. Todas las probetas se recubrieron con una pintura mate para aumentar el poder de absorción de la radiación propia del láser disminuyendo así las pérdidas por reflexión.

El endurecimiento se llevó a cabo en un láser de  $CO_2$  de 1800W, con una presión de argón (láser de protección) de 0.5 bar y una boquilla de salida del haz laser de 2mm. Se trabajó con diámetros de haz láser de 7,10 y 14mm y velocidades de pasada de 250 a 1200 mm/min.

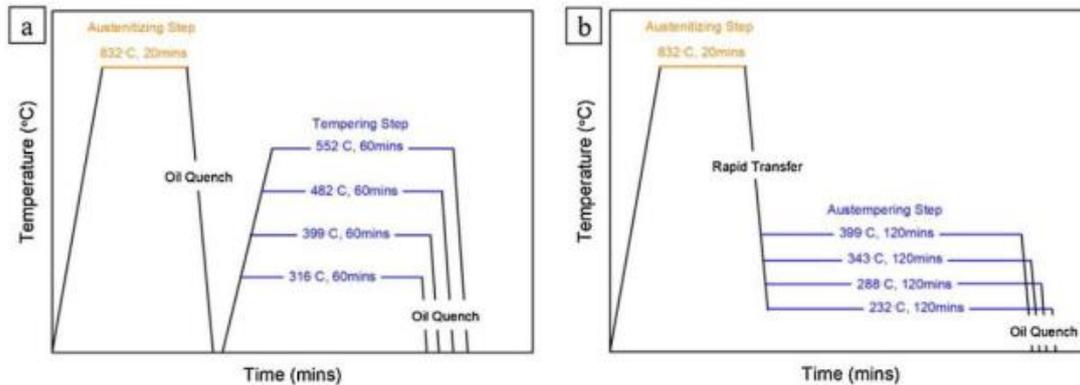
Para observar la metalografía se utilizó un microscopio de barrido y para medir la microdureza se utilizó un penetrador Vickers con una carga de 0,5kg.

Se obtuvo una estructura ledeburituica y martensítica de durezas en torno a los 800 y 1000 HV siendo la dureza de las fundiciones originales en torno a 200HV. Esta dureza implica que la resistencia al desgaste será mucho menor que sin la realización de este tratamiento.

En otro estudio realizado por B. Wang [38] et al, perteneciente a la Universidad de Ciencia y Tecnología de Zhejiang, analizaron este tratamiento de endurecimiento de una fundición gris

combinándola con un endurecimiento mediante láser y posteriormente evaluaron su resistencia al desgaste dureza y otras características;

Las probetas utilizadas para el estudio de dimensiones 10x10x10 (cm) se realizaron en fundición gris con hojuelas de grafito rodeadas por perlita, las cuales se sometieron a un tratamiento de austenización inicialmente en un horno mediante sales (50% KCl + 20%NaCl+30%CaCO<sub>3</sub>) a 832°C durante 20 minutos. Después se procedió a templar las muestras a cuatro temperaturas diferentes de 316 °C (600 °F), 399 °C (750 °F), 482 °C (900 °F) o 552 °C (1025 °F) con un tiempo de mantenimiento constante de 60 min (*grafica 10*).



Gráfica 11: tratamientos de austenización iniciales [38]

Las muestras después se transfirieron rápidamente a otro horno de baño de sal precalentado (50 % KNO<sub>3</sub> + 50 % NaNO<sub>3</sub>). Se usaron cuatro temperaturas de austempering de 232 °C (450 °F), 288 °C (550 °F), 343 °C (650 °F) o 399 °C (750 °F) con un tiempo de retención de 120 min para igualar la dureza de las muestras QTGI sin tratamiento de endurecimiento superficial con láser.

Previo al endurecimiento láser, las superficies de las probetas fueron pulidas y rectificadas con unas rugosidades de 200 a 400 nm para aplicar este procedimiento, se utilizó un láser de onda continua con una longitud de onda de 1064 nm y un perfil de energía de tipo gaussiano. El diámetro del punto láser era de aproximadamente 2 mm a la distancia de desenfoque de 22 mm. La velocidad de exploración fue de 2 mm/s. La frecuencia fue de 6 Hz. La corriente era de 120 A y la duración del pulso era de 8 ms.

La microdureza fue medida mediante una punta Vickers con una carga de 9,8 N y una duración de 10s, la macrodureza se midió mediante una punta Rockwell, previo a estas mediciones, las superficies se rectificaron y pulieron. Para el análisis metalográfico las probetas se sometieron a una disolución de NITAL del 3% durante 2-3s tras un previo lijado de la superficie. Por último, se realizó un análisis tribológico mediante el método pin-on-ball en un tribómetro mediante una bola de alúmina de dureza 76HRC.

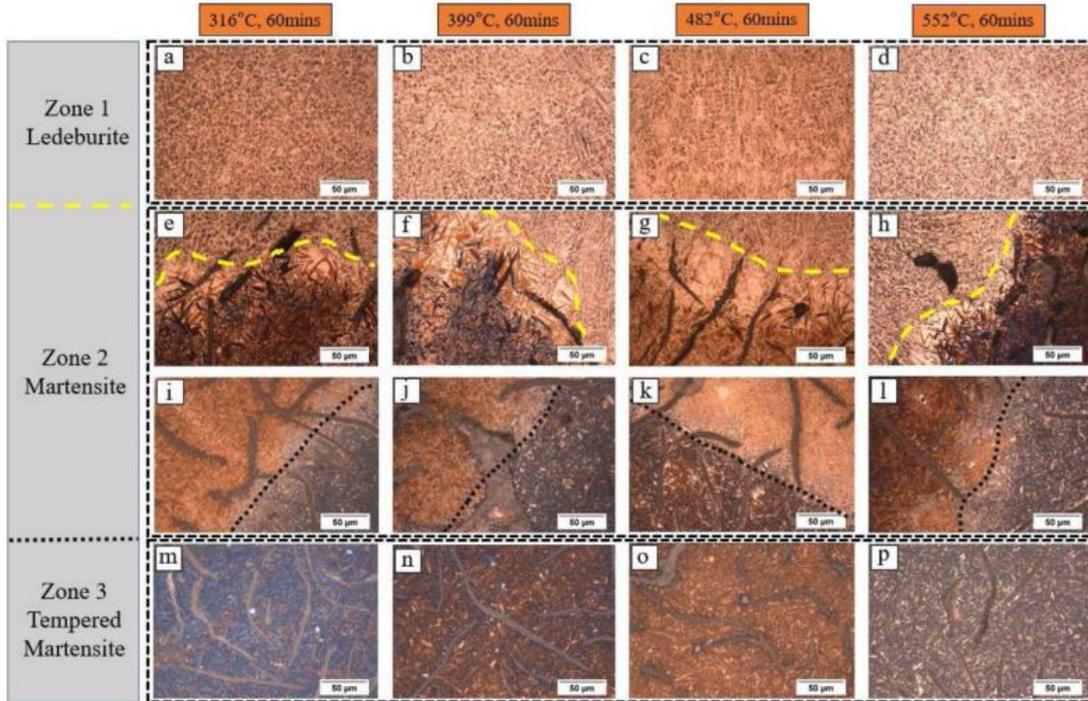
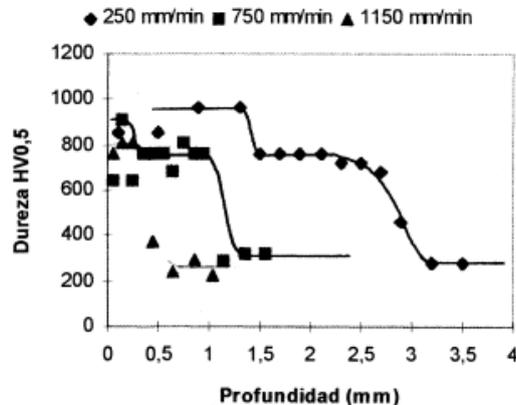


Figura 17: Microestructuras resultantes de la aplicación del los endurecimientos [38]

De este estudio se extrajeron las siguientes conclusiones; las zonas tratadas mediante láser, presentaron una mejora notable en la microdureza, llegando hasta 68 HRC, así como en las pruebas de desgaste presentando una menor tasa de desgaste que las muestras sin tratar, no obstante debido al endurecimiento de la superficie tratada con láser se encontraron grietas de concentración de tensiones. Sin embargo, las muestras con tratamiento láser, mostraron una dureza menor en el sustrato, dando una mejor ductilidad y tenacidad, haciendo innecesario realizar un revenido, reduciendo así el coste en el proceso de endurecimiento.



Gráfica 12: dureza en función de la profundidad para distintas velocidades de trabajo para el láser. [38]

El uso del modelo de flujo unidireccional ha mostrado ser una herramienta muy práctica a la hora de evitar probar arbitrariamente las condiciones en las que debe trabajar el láser; por tanto, se ahorra tiempo y recursos, puesto que el cálculo anticipado de los posibles espesores transformados condiciona un margen de las variables fundamentales del tratamiento.

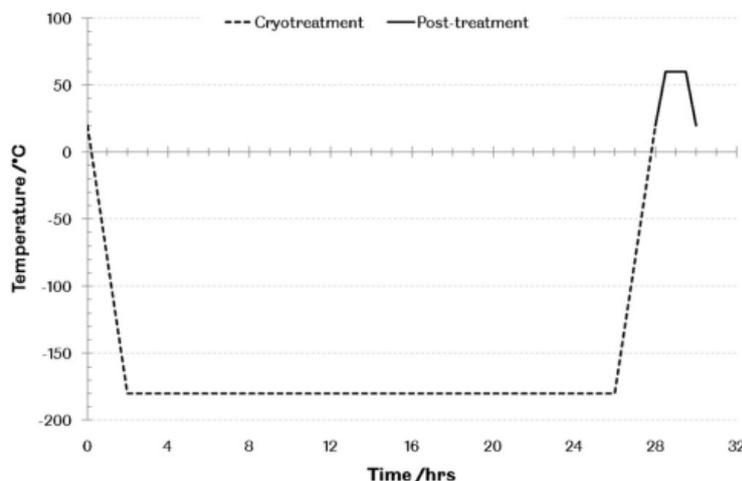
Las transformaciones estructurales que se generan al tratar superficialmente con láser, cuando hay fusión aparece una microestructura ledeburítica, a su alrededor una interfase en la que está presente austenita retenida y, a continuación, una zona martensítica y, finalmente, el material no alterado por el tratamiento. Cuando no hay fusión, la secuencia de microestructuras empieza en la zona martensítica.

#### 7.4.-CRIOGENIZACIÓN

A menudo simplemente denominado 'criotratamiento'[39], afecta a toda la sección transversal y normalmente se aplica como una sola etapa adicional al ciclo de tratamiento térmico convencional. Existen 2 tipos de criotratamientos:

- **Tratamiento subcero** : Donde las piezas alcanzan unas temperaturas de  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ , con utilización de hielo seco.
- **Tratamiento criogénico**: Donde la temperatura alcanzada está en unos  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ , temperatura correspondiente al nitrógeno líquido.

El objetivo del criotratamiento es, por lo tanto, causar cambios permanentes en la microestructura de un material, con efectos adversos mínimos o insignificantes. Los parámetros que normalmente se controlan durante el proceso son: velocidad de enfriamiento, temperatura de remojo, la velocidad de calentamiento (de temperaturas criogénicas a temperaturas cercanas a la ambiente) y la posición del criotratamiento dentro el ciclo global de tratamiento en los casos en que se vayan a templar materiales o componentes.



Gráfica 13: Tratamiento y post tratamiento de criogenización en función de la temperatura y el tiempo [40]

El criotratamiento generalmente implica el uso de nitrógeno que se alimenta en un tanque aislado térmicamente que contiene las partes o materiales que se tratarán.

En el estudio realizado por R. Thornton et al [40] ;se investigó el efecto de este tratamiento, realizado a una temperatura de 93K, aplicado a un disco de freno de fundición gris SAE J431 G10, se examinaron tanto los cambios en la estructura, como un análisis tribológico y un ensayo de dureza, en los que se compararon discos de freno tratados con los no tratados.

En el criotratamiento, se sometió a los discos de freno a un enfriamiento a velocidad de 1 a 2 k/min hasta la temperatura de 93K, posteriormente se calentaron lentamente a la misma

velocidad hasta llegar a temperatura ambiente. Por último los discos fueron elevados a 60°C y se enfriaron durante una hora hasta llegar a temperatura ambiente.

Para el estudio tribológico, se realizó una prueba de pin-on-disk (*tabla 13*) capaz de aplicar cargas de hasta 2kN a presiones de 375, 562,5, 750 MPa y a unas velocidades de 1.34, 1.78 y 2.24m/s y fueron desgastados desde 6 a 180 mins.

El estudio de la microdureza se realizó con un penetrador Vickers con una carga de 0,5 gF. Y por último el análisis microestructural se llevó a cabo cortando rebanadas de cada disco de freno y rectificaron con SiC, posteriormente se sometieron a nital del 2.

Como conclusión para este tratamiento, en la prueba pin on disc realizada con varias probetas, una sometida a esta criogenización y otra una fundición gris:

Los discos de freno que se sometieron al tratamiento de criogenización mostraron un 9.14–81.39% mejora en la tasa de desgaste con respecto a los discos que no han sufrido ningún tratamiento adicional.

Tabla 13: Resultados del ensayo pin-on-disc [40]

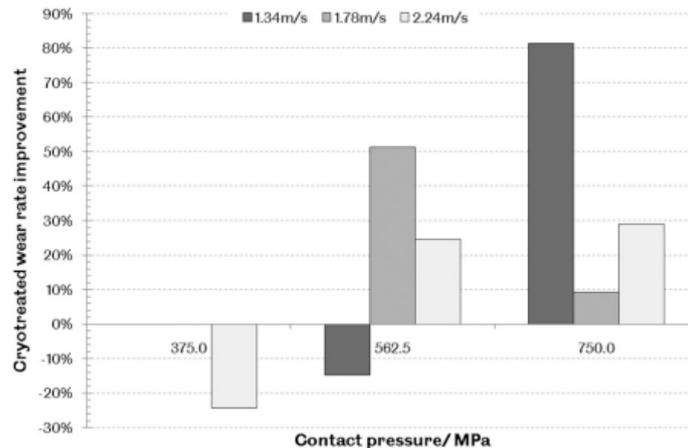
Presión máxima de contacto (MPa)	Velocidad de deslizamiento (m·s <sup>-1</sup> )	Distancia de deslizamiento (m)	Tasa de desgaste (10 <sup>-3</sup> mm <sup>3</sup> m <sup>-1</sup> )		Mejora de la tasa de desgaste (%)
			Estándar	Criotratado	
375.0	1.34	9648	0 aprox. 0	0 aprox. 0	0
	1.78	12.816	aprox. 0.00486	aprox. 0.00605	
	2.24	24.192			
562.5	1.34	9648	0,00185	0,00213	-14,85
	1.78	5340	0,00719	0,00350	
	2.24	1344	0,08415	0,06352	
750.0	1.34	402	0.99558	0.18254	81.39
	1.78	1068	0.07487	0.06803	
	2.24	672	0.10291	0.07310	

Se ha discutido que tanto la velocidad de deslizamiento como la temperatura tienen importantes y competitivos efectos sobre las tasas de desgaste.

También se ha observado que la dureza no varía especialmente al aplicar el tratamiento, algo para tener en cuenta debido a que esto reducirá drásticamente su fragilidad.

Tabla 14: Comparación de la dureza en las superficies tratada/sin tratar [40]

Tratamiento del rotor de freno	Ubicación de la medición tomada	Dureza (HV196.2) (MPa)
Estándar	superficie del rotor	2070
	Pista de desgaste	2021
Criotratado	superficie del rotor	2109
	Pista de desgaste	1874



Gráfica 14: Porcentaje de desgaste para diferentes velocidades y presiones de contacto de 3 probetas con el crio tratamiento aplicado [40]

## 7.5.-BREVE CONCLUSIÓN SOBRE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Los tratamientos térmicos como proceso para cambiar las propiedades mecánicas de diferentes aleaciones son unos procesos, muy utilizados en múltiples sectores de la industria. En lo que concierne al estudio de este trabajo, se han recopilado una parte discretizando en las mejoras en las propiedades tribológicas y endurecimiento.

En lo visto en ambos apartados del tratamiento de nitrocarburo, se puede afirmar que pueden obtenerse durezas de hasta 1200HV, tanto en su variedad con plasma como en horno, sin embargo, la nitruración con plasma puede aplicarse en zonas más concretas que en la nitrocarburo tradicional, por ejemplo es posible aplicar este tratamiento solo a la pista del disco de freno. Siendo las instalaciones de menor coste que las de un tratamiento tradicional de nitrocarburo. He de destacar que un proceso de nitrocarburo es más económico y respetable medioambientalmente que otros tratamientos térmicos, un dato a tener en cuenta a la hora de aplicar esto a nivel industrial.

En lo que engloba a los tratamientos de temple (bonificado<sup>3</sup>) y endurecimientos laser, en el caso de los temples, es necesario la mayor parte de las veces partir de fundiciones aleadas para garantizar que obtenemos los mejores resultados de la aplicación de este tratamiento, podemos obtener durezas aplicándose en fundiciones grises de hasta 450 HB (aplicándose un posterior revenido), sin embargo, el endurecimiento más tradicional puede dar un muy buen resultado para las sollicitaciones encontradas pero como contraparte, aplicar todo este proceso implicaría costes elevados en instalaciones y tiempo de fabricación. Algo en lo que el tratamiento de endurecimiento láser podría destacar, siendo también un tratamiento que implica costes en este sentido, pero sin necesidad de aplicar un revenido a las piezas a tratar. Tiene como ventaja el aumento de la resistencia al desgaste sin exponer a la pieza a un estado de fragilidad, debido a que es posible aplicar el tratamiento a zonas más concretas sin necesidad de exponer a toda la pieza entera, aunque hay que matizar la posibilidad de la existencia de agrietamientos al aplicar este tratamiento, pero si este proceso es controlado, puede ser una gran alternativa.

<sup>3</sup> Bonificado = temple + revenido



El criotratamiento, suele utilizarse como un proceso posterior a aquellas piezas que han sido sometidas a un bonificado, pero tiene la ventaja de aumentar considerablemente la resistencia al desgaste sin cambiar prácticamente el estado de la pieza, haciendo que no se aumente considerablemente de dureza. Para aplicar este proceso hay que considerar que, la temperatura de trabajo de este proceso puede llegar a los 90K cerca de unos  $-200^{\circ}\text{C}$  lo que es costoso y sobre todo implica una alta inversión en una instalación adecuada para realizar este tratamiento.

## 8.-ALTERNATIVAS DEL MATERIAL

Existen varios materiales alternativos para aumentar la resistencia al desgaste, haciendo que con esto disminuyen las emisiones de estas partículas de polvo fino, no obstante, muchas de las alternativas mostradas a continuación no son de objeto industrial de producción en serie debido o bien a su alto coste (como pueden ser los materiales o composites cerámicos) o a que implican que utilizarlos haga que los coeficientes de seguridad en algunos casos se vean reducidos.

### 8.1.-RESPECTO A LOS RECUBRIMIENTOS

A partir de la última década, debido a una combinación de factores como su creciente demanda, los precios del Ni y el Co están en la alza, algo que ha obligado a evaluar materiales alternativos en el entorno de las aplicaciones de la resistencia al desgaste.

Además de que, metales como Ni, Co, Cr, y específicamente polvos a base de WC-Co han sido identificados como carcinógenos humanos por la Agencia Internacional para la Investigación del Cáncer y por el Departamento de Salud y Servicios Humanos de EE. UU, especialmente en forma inhalable [10]. También existe el riesgo de que se liberen residuos finos de desgaste cuando estos materiales se utilizan en forma de revestimiento.

Ambos factores han motivado la búsqueda de alternativas económicas y ambientalmente sostenibles de materiales que estén libres de los elementos anteriores o al menos reduzcan su contenido.

Estudios preliminares hablan sobre recubrimientos de aleación de estelita económicamente más atractivos o los recubrimientos de aleación con una matriz de Fe han mostrado resultados prometedores [10].

Además, existen trabajos recientes sobre las propiedades tribológicas de un nuevo recubrimiento rociado mediante HVOF de Fe-V-Cr-C [10] que han demostrado que estos recubrimientos producen resultados comparables en aleaciones de Ni-Cr-B-Si. Otro material alternativo, WC-FeCrAl, denominado "carburo verde" debido a la matriz basada en Fe que reemplaza a Ni y/o Co como aglutinante, también es un reemplazo potencial para WC-Ni/Co.

Un resumen de las propiedades termofísicas inherentes de algunos de los prometedores óxidos, carburos, y materiales alternativos que podrían ser candidatos para aplicaciones reales de discos de freno [10] sería:

Tabla 15: Datos sobre algunos materiales usados como recubrimientos [10].

Material	Bulk Density (g/cm <sup>3</sup> )	Thermal Conductivity (W/m.K (°C))	Thermal Expansion Coefficient (K <sup>-1</sup> × 10 <sup>-6</sup> )	Vickers Hardness (HV)
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3.65–3.96	30–36	4.50–8.30	1520–1680
Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	4.20–4.40	10–33	7.80–8.10	1280–1420
Fe-V-Cr-C alloy	7.50	–	–	800–950

Material	Bulk Density (g/cm <sup>3</sup> )	Thermal Conductivity (W/m.K (°C))	Thermal Expansion Coefficient (K <sup>-1</sup> × 10 <sup>-6</sup> )	Vickers Hardness (HV)
WC-FeCrAl	14.42	–	6.17–6.68	950–1200
75Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> -25NiCr	7	14	11.10	1350
WC-17Co	14.54	81.50	–	1060–1170

## 8.2.-MATERIAL CERAMICO

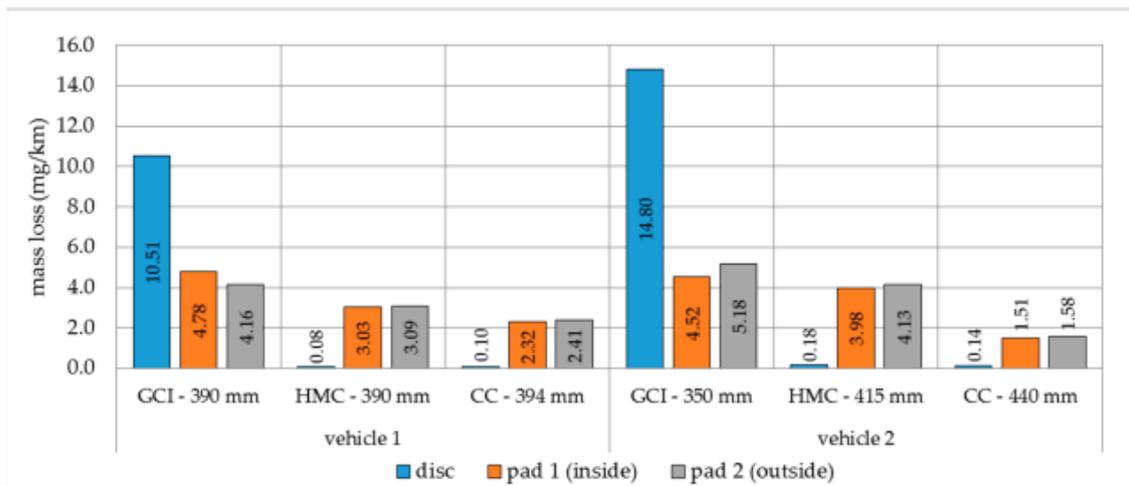
Los materiales cerámicos en este campo son usados frecuentemente debido a sus propiedades tribológicas y al mayor aguante de temperaturas, usados en coches deportivos y en automóviles con condiciones críticas de temperatura, sin embargo, a la hora de implantar este material en el sector de la automoción más cotidiana es una alternativa hoy muy poco viable debido a que encarece bastante la fabricación de un disco de freno [3,41].

En otro estudio realizado por D.Hesse [42] donde se evalúan diferentes discos de freno conformados por diferentes materiales, para evaluar la tasa de desgaste y las emisiones de partículas propias de cada material, los 3 discos a estudiar estaban fabricados en: el primero en fundición gris (GCI), en el segundo disco estaba recubierto con una capa de WC (HMC) y el tercer disco era un disco cerámico de carbono (CC).

Tabla 16: Porcentaje en masa de las probetas sometidas a los estudios de desgaste [42]

	Weight Percentage (%)												
	C	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Ti	Cr	Fe	Zn	Zr	Sn
GCI brake pad	51.7	18.0	5.1	5.3	1.4	2.3	0.0	0.0	1.2	9.4	1.3	0.0	4.4
HMC brake pad	48.9	21.0	2.3	3.8	0.9	0.9	0.9	0.0	3.0	8.4	4.0	2.1	3.8
CC brake pad	52.0	16.8	3.2	2.0	2.0	1.3	0.7	1.9	2.4	10.6	3.6	0.0	3.6

Las dimensiones de los discos de freno sometidos a estudio son de aproximadamente 390mm de radio, para medir las emisiones, se sometieron a las 3 probetas a un ensayo de desgaste dentro de un túnel de dilución que se encarga de analizar el porcentaje de las partículas emitidas en el proceso de desgaste y a discretizarlas por su tamaño (PM2,5 PM5...)



Gráfica 15: pérdida de masa (desgaste) para diferentes materiales en pinzas y discos probados en 2 vehículos [42].

Como conclusión se encontró que el uso de discos recubiertos de carburo de tungsteno y discos de carbono-cerámica puede reducir las emisiones hasta en un 70% en términos de PM10.

### 8.3-FUNDICIONES GRISES DE MATRIZ MARTENSITICA Y DE GRAFITO LAMINAR.

Las fundiciones grises son ya en la actualidad el material más utilizado para la fabricación industrial y en serie de los discos de frenos convencionales. Sería posible con una fundición gris aleada, aumentar la dureza y con ello la resistencia al desgaste, mediante primero la obtención de grafito laminar y un posterior tratamiento de temple, para obtener dicha matriz martensítica mediante tratamientos térmicos como el endurecimiento laser descrito anteriormente.

Las propiedades mecánicas y de desgaste varían significativamente según los elementos de aleación añadidos. El Cr y Mo forman carburos estables [31,35,43], mientras que Si mejora el volumen de grafito. La matriz de fundición gris varía desde una microestructura totalmente perlítica hasta una microestructura totalmente ferrítica en función del contenido de Mn. Las fundiciones grises aleadas con Ni y Ce refinan las láminas de grafito y mejoran significativamente la resistencia al desgaste. También pueden controlar eficazmente el contenido de S y O y prevenir la tendencia a enfriarse. La adición de aditivos de micro aleación como Ti, Nb y V mejora la resistencia al desgaste al formar los carburos respectivos y también refina la microestructura.

La fundición gris suele tener fallos por ciclos térmicos. Las adiciones de aleación pueden retrasar estos fallos de ciclo térmico que ocurren con frecuencia en algunas de las partes del automóvil, como el embrague y los frenos. El fallo por desgaste en la fundición gris normalmente ocurre a lo largo de la interfaz grafito-matriz. El grafito es una fase diferente de la matriz metálica que se une mecánicamente con la matriz.

Las fundiciones martensíticas grises [34], tienen en bruto de colada una estructura martensítica por simple enfriamiento en arena. Suelen conocerse a veces como fundiciones autotemplables, ya que adquieren directamente la dureza de 400 Brinell a 450 Brinell directamente de la colada sin la necesidad de aplicar ningún tratamiento térmico, sin embargo no pueden ser mecanizadas por herramientas convencionales.

Sus microconstituyentes suelen ser láminas de grafito y martensita apareciendo en ocasiones algunos carburos, son utilizadas para piezas que deban resistir al desgaste.

Su composición aproximada suele ser de:

$$C= 3,1\% \text{ Si}= 1,75\% \text{ Cr}= 0,8\% \text{ Ni}= 4,10\%$$

### 8.4- ALUMINIO

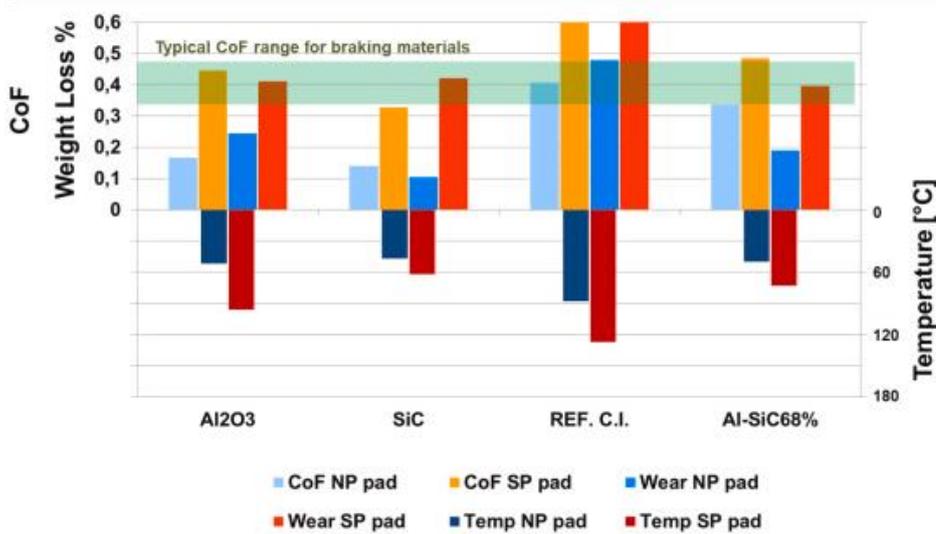
Las aleaciones de aluminio son aleaciones ligeras bien conocidas y materiales muy interesantes para optimizar la relación resistencia/peso con el fin de reducir el peso de los vehículos automóviles, el consumo de combustible y las emisiones de CO<sub>2</sub>; desafortunadamente, también son relativamente suaves y, por lo tanto, no se pueden usar para aplicaciones de alto desgaste.

En este estudio realizado por M Ferraris et al [44], cuyo objetivo fue desarrollar un disco de freno de aleación de aluminio con materiales compuestos de matriz de aluminio (SiC/Al) reforzados con partículas de SiC resistentes al desgaste unidos a su superficie.

Las siguientes muestras/prototipos se sometieron a pruebas tribológicas:

- Muestras de hierro fundido, Al 2 O 3, SiC como materiales de referencia;
- Muestra de 68 % SiC/Al como material seleccionado para la capa superior de FGM, en lo sucesivo denominada FGM recubierta de capa superior resistente al desgaste;

- A356- 40 % SiC/Al, A356- 68 % SiC/Al, A356 –70 %SiC/Al muestras enmarcadas, en adelante denominadas muestras enmarcadas 40 SiC/Al, 68 muestras enmarcadas SiC/Al y 70 muestras enmarcadas SiC/Al , respectivamente;
- Disco de hierro fundido de tamaño reducido de referencia y disco de tamaño reducido A356 + 68 % SiC/Al, en adelante denominado disco reducido de 68 SiC/Al.



Gráfica 16: Coeficiente de fricción y temperatura para ensayos tribológicos realizados en materiales de capa superior resistentes al desgaste; CI = hierro fundido (datos proporcionados con fines comparativos NP =almohadilla de material de fricción de producción normal , almohadilla dura SP =material de fricción especial para discos Al, almohadilla blanda.) [44]

Concluyendo que los compuestos a base de Al reforzados con partículas de SiC (SiC/Al) se utilizaron como una capa de protección resistente al desgaste para discos de freno de automóviles de aleación de aluminio. Se demostró que los compuestos de SiC/Al tienen buenas propiedades tribológicas y térmicas para esta aplicación.

El disco fabricado con composites SiC/Al mostró resultados muy prometedores: el disco reducido de 68 SiC/Al fue capaz de soportar las cargas aplicadas, el CoF estaba en el rango correcto y el comportamiento de disipación de calor fue satisfactorio.

Resumiendo la actividad experimental llevada a cabo en todas las muestras (capa superior recubierta de FGM resistente al desgaste, muestras enmarcadas y discos reducidos) se puede concluir que el coeficiente de fricción es la propiedad más importante para los materiales resistentes a la fricción y califica la seguridad de frenado de vehículos para todas las muestras. En particular, para los materiales compuestos, se sabe que la temperatura es el parámetro más influyente en dicho coeficiente, debido al comportamiento termomecánico que se ve afectado por el calentamiento por fricción durante el frenado y asociado con el aumento de temperatura. Dando el estudio resultados muy prometedores para una futura aplicación de frenos de este tipo, específicamente cuando un peso importante se necesita reducción.

### 8.5.- APLICACIONES CON GRAFENO Y GRAFITO.

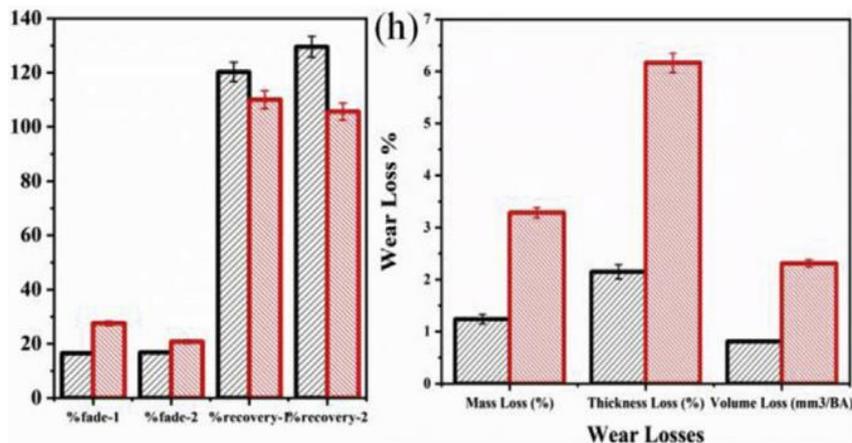
El grafeno, es un compuesto alotrópico covalente formado por carbono, de estructura hexagonal, es un material emergente de múltiples aplicaciones en diversos campos, como el óptico, el electrónico y el mecánico. Dentro de este último, podemos afirmar que el grafeno es un material con propiedades únicas en cuanto a la fricción y el desgaste además de ser un excelente lubricante.

No obstante pese a llevar muchos años siendo un atractivo material tecnológico, actualmente sus aplicaciones existentes y su potencial tribológico permanece totalmente ausente en las aplicaciones de la vida cotidiana, además de no existir hoy en día un proceso rentable a nivel industrial que permita su manufactura y creación para su posterior implementación. Sin embargo no cesan las investigaciones en este sentido para que el día de mañana llegue a ser un material de interés industrial.

En el estudio realizado por S.Rajan et al [45] del instituto de ciencia y tecnología de Vandalur (India) se mezcló polvo de grafeno en seco y grafito con resinas fenológicas para fabricar un compuesto de fricción insertados entre disco y pastilla de freno, y se procedió a su comparación.

Para la fabricación de estos compuestos se utilizó grafeno al 99% con un espesor de 3 a 8 nm con un número de capas de 3 a 6. La capa del polvo de grafito es de 7–20  $\mu\text{m}$ , el área superficial es de 70  $\text{m}^2/\text{g}$ .

Se desarrolló una fórmula denominada FC compuesta por 9 ingredientes de cuatro categorías diferentes que van desde: fibras (keblar, lana de roca y lana de acero), modificadores de fricción como  $\text{MoS}_2$  grafeno/grafito, rellenos como polvo de latón y aglutinante (resina fenólica). Se realizaron dos probetas aplicadas en un disco de freno de fundición gris que posteriormente se someterá a la prueba de desgaste de pin-on-disc.



Gráfica 17: Datos sobre el desgaste de cada FC: grafito (rojo), grafeno (negro)[45]

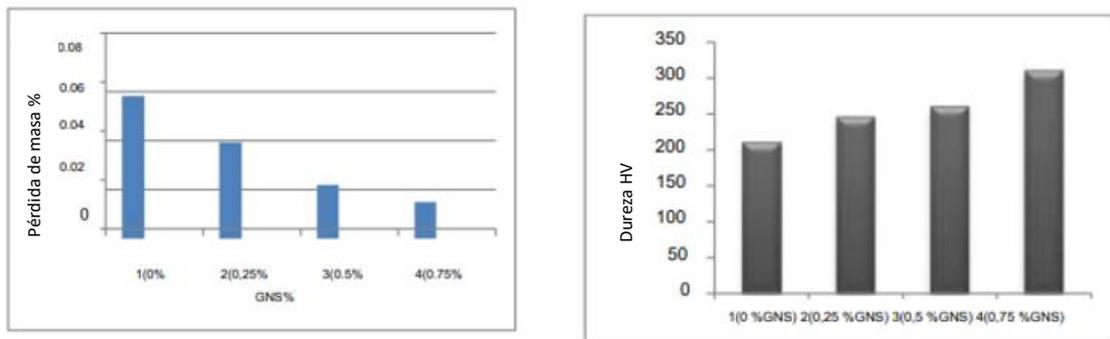
En el estudio se analizó la fuerza de fricción obtenida con tres cargas normales diferentes (10 N, 30 N y 50 N) y tres velocidades del disco (1 m/s, 2 m/s y 3 m/s) en una distancia de deslizamiento de 6000 m.

Como conclusión se obtuvo que el rendimiento de desgaste del compuesto de fricción relleno de grafeno es 3 veces mayor que el de grafito.

En otro estudio realizado por SM Zidan et al [46] de la Universidad de Helwan (Egipto) se investigó el efecto de nanopartículas de grafeno aplicadas como refuerzo en un acero S390 HSS, generando probetas de estudio por el método de la pulvimetalurgia. Posteriormente se procedió al análisis de las propiedades mecánicas y tribológicas para determinar su resistencia al desgaste y dureza.

Para la preparación de las probetas por el método de la pulvimetalurgia, se creó a partir de la aleación S390 molido con una reacción de polvo de 10:1 añadiendo diferentes porcentajes de grafeno de 0,0.25,0.5 y 0.75 en peso de nanolaminas de grafeno.

Una vez sintetizado el material se comenzó a caracterizar las propiedades mecánicas del mismo. En cuanto a la dureza, fue medida mediante un penetrador Vickers aplicando una carga de 10kg durante 15 segundos, haciéndose 5 lecturas. La prueba tribológica se realizó mediante el método pin-on-disc.



Gráfica 18: izquierda: pérdida de masa en función del porcentaje de lubricante, derecha: dureza en función del porcentaje de lubricante. [46]

Como conclusión se obtuvo que la probeta con mayor porcentaje de nanolaminas de grafeno, tiene mayor dureza, de hasta 350HV, lo que va relacionado con la tasa de desgaste, mucho menor en la de este mismo porcentaje, esto es debido a que en el proceso de molienda sea adecuado debido a que al ser una fase del carbono puedan formarse más carburos que ayudan a mejorar estas propiedades.

## 8.6.-BREVE CONCLUSIÓN SOBRE LAS ALTERNATIVAS DE MATERIAL

En la actualidad, a la hora de conformar un disco de freno en la industria automotriz más común se opta por la alternativa de la fundición gris, variando según el fabricante en la forma en la que se encuentra el grafito o en el tipo de matriz utilizada. Esto se debe al buen comportamiento de estas fundiciones cuando están sometidas a procesos de alto desgaste a altas temperaturas. De esta misma familia encontramos las fundiciones grises martensíticas de grafito laminar, que varían sus propiedades mecánicas en función de los aleantes añadidos, este tipo de fundiciones son menos comunes debido a que las anteriores legislaciones no eran tan rigurosas con las emisiones de partículas, por lo que una fundición algo más blanda era totalmente suficiente para ajustarse a las solicitudes de un sistema de frenos convencional.

A la hora de elaborarse, estas fundiciones son atractivas en este aspecto debido a que parte de su matriz posee componentes duros como la martensita, y debido a la morfología típica del grafito, que permite una buena disipación de la temperatura a la hora de enfriarse. Sin aplicarse ningún tratamiento, pueden llegar a tener durezas de hasta 450HV implicando esto que no pueden ser mecanizadas por ninguna herramienta convencional, además de necesitar microaleantes, algo a tener en cuenta si se opta por este material.

Otros materiales utilizados en esta industria pero mucho menos convencional, como los automóviles superdeportivos o de competición son los frenos cerámicos o carburo-cerámicos, que dan resultados excepcionales en cuanto a fricción tiempos de frenado y desgaste, debido a ser materiales duros y de bajo desgaste. También son un gran atractivo para solventar el problema de emisión de micropartículas, aunque a día de hoy no existe un procedimiento lo



suficientemente económico para poder implementar este tipo de materiales en la industria de la automoción convencional.

Otras alternativas que se encuentran en el punto de mira, es la utilización de aluminio, ya que es posible realizar una capa de alúmina  $Al_2O_3$  en el exterior de los discos de freno manufacturados con este material y que da unos buenos resultados en cuanto al desgaste se refieren, no obstante, debido a que el aluminio tiene un punto de fusión de  $660^{\circ}C$ , puede comprometerse la integridad de la pieza, por las sollicitaciones en los procesos de frenado. Esta alternativa puede ser una solución para la industria de la automoción eléctrica, gracias a que los automóviles eléctricos, poseen un sistema de frenado regenerativo dentro de sus propios motores eléctricos, repercutiendo así en que las sollicitaciones del sistema de frenado convencional tengan sollicitaciones menores.

También hay que destacar, que como se ha descrito anteriormente, el grafeno es un material de buenas propiedades tribológicas, sin embargo, está aún lejos de poder implantarse industrialmente, en un futuro será un material más que adecuado para solventar la problemática del desgaste pudiéndolo implementar de varias formas como se mostró anteriormente.

## 9.-CONCLUSIÓN

Respecto a todas las alternativas valoradas dentro de esta revisión, cabe destacar lo siguiente:

- La tecnología actual sobre la generación de recubrimientos por estos procesos se encuentra actualmente en una fase muy temprana, se está comenzando a aplicar algunos de ellos en la industria pero aún son tecnologías muy jóvenes. Sin embargo para las solicitaciones buscadas en un sistema de frenado, la tecnología que mejor se adapta dentro de estos es el laser cladding, muestra una mejora significativa con respecto al resto, y posee un mecanismo menos sofisticado si lo comparamos con el HVOF o el APS y puede aplicarse con bastante eficiencia a fundiciones grises.  
El aerosol frio está en clara desventaja debido a que los estudios analizados enfocan este proceso a materiales más blandos como polímeros. Uno de los principales inconvenientes es la porosidad, pero puede lograrse mantener un nivel de porosidad adecuada para este fin, por lo que puede afirmarse que sería una solución adecuada. Proponiendo como material que forme recubrimiento el WC-FeCrAl, el denominado carburo verde, que tiene un impacto medioambiental mínimo con respecto a otros con base de Co o Ni.
- En cuanto a los tratamientos térmicos, son una solución muy eficaz siempre que busquemos endurecer una pieza. La nitrocarburation, consigue durezas adecuadas además de ser el más óptimo y económico de todos los mostrados. Su posible aplicación mediante láser, le hace atractivo como medida para reducir el desgaste sin endurecer toda la pieza, por ejemplo el láser hace que pueda aplicarse el tratamiento a una zona determinada sin endurecer completamente la pieza evitando así el riesgo de fragilización. Esto es posible realizarlo mediante un bonificado de una forma similar pero requiere de más tiempo de tratamiento que la nitrocarburation. Otra alternativa, es la aplicación de un criotratamiento, que también busca aumentar la resistencia al desgaste, pudiendo mejorar hasta en un 81% la tasa de desgaste. No obstante, tiene como inconveniente la necesidad de trabajar con temperaturas extremadamente frías del orden de los  $-180^{\circ}\text{C}$ .
- En lo que engloba al cambio de material como alternativa, materiales como los cerámicos son suficientes para exponerse a las solicitaciones de desgaste de un sistema de frenos común, pero su gran problema de costa hace inviable poder implementarlos en la industria convencional a corto plazo. La fundición gris recubierta o tratada térmicamente, puede cumplir a corto plazo con los estándares requeridos, sin embargo, puede llegar a no ser suficiente en caso de otra nueva ley que sea más estricta con estas microemisiones, no obstante es la solución más real actualmente. El aluminio, podrá jugar un papel dentro de la automoción eléctrica sin embargo no está exento de un cierto riesgo por su bajo punto de fusión. A largo plazo y en el futuro, es posible que el grafeno sea la solución más adecuada, debido a sus propiedades lubricantes y fuerte resistencia al desgaste en poca concentración. Pero con la contrapartida de que actualmente no existe un proceso de obtención lo suficientemente económico para poder fabricar en serie frenos para la automoción convencional.



## 10.-LINEAS DE FUTURO

La mayor parte de estas alternativas y tecnologías de manufactura, necesitan de una investigación en profundidad para poder implementarse en la industria actual los posibles estudios futuros podrán enfocarse:

- Estudiar más posibilidades de recubrimientos que puedan ser menos dañinos para el ser humano y el medio ambiente, muchos de los materiales a menudo utilizados como recubrimientos de alta dureza son cancerígenos (especialmente los basados en Co-Ni).
- Optimizar los procesos de obtención de recubrimientos para que el posible acople a la industria sea más amigable, o para reducir factores como la porosidad, viendo como las variables de estos procesos pueden influenciar su desarrollo y aplicación.
- Investigar sobre las alternativas al material de fabricación de estos, dando énfasis a soluciones como el grafeno o funciones con diferente composición.
- Planificar como poder implementar alguno de estos procesos en cadenas de producción en serie.



## 11.-BIBLIOGRAFIA UTILIZADA

- [1] M. Alemani, "Particle emissions from car brakes : The influence of contact conditions on the pad-to-rotor interface", KTH Royal Institute of Technology, 2017.
- [2] "Lingotes Especiales S.A. – Grupo industrial de componentes para automóvil, electrodomésticos y obra civil", *Lingotes.com*. [En línea]. Disponible en: <https://www.lingotes.com/>. [Consultado: 26-jun-2023].
- [3] C. Gonzalez, "Made in Spain LE FC", 09-nov-2015. [En línea]. Disponible en: <https://www.youtube.com/watch?v=NCFrX0sczhI>. [Consultado: 26-jun-2023].
- [4] C. y. L. Televisión, "Hecho en CyL - Dona Dona, Lingotes Especiales y Proxima Systems", 08-may-2015. [En línea]. Disponible en: <https://www.youtube.com/watch?v=iKSDA1DNuLM>. [Consultado: 26-jun-2023].
- [5] P. Suárez, "PROCEDIMIENTO PARA LA FABRICACION DE DISCOS DE FRENO CERAMICO EN BMC", *Patentados.com*, 16-nov-2007. [En línea]. Disponible en: <https://patentados.com/2007/la-fabricacion-de-discos-de-freno.1>. [Consultado: 26-jun-2023].
- [6] M. H. Gil, *Enciclopedia práctica del automóvil*. Cultural S.A, 2009.
- [7] R. Limpert, Ed., *Brake Design and Safety*. SAE International, 1999.
- [8] "Partes de un disco de freno", *Blogspot.com*. [En línea]. Disponible en: <https://mecanicaautomotores.blogspot.com/2014/05/partes-de-un-disco-de-freno.html>. [Consultado: 26-jun-2023].
- [9] "Eficiencia de frenada", *Blogmecanicos.com*. [En línea]. Disponible en: <https://www.blogmecanicos.com/2018/11/la-eficiencia-de-frenado-es-la.html>. [Consultado: 26-jun-2023].
- [10] H. Hagino, M. Oyama, y S. Sasaki, "Airborne brake wear particle emission due to braking and accelerating", *Wear*, vol. 334–335, pp. 44–48, 2015.
- [11] O. Aranke, W. Algenaid, S. Awe, y S. Joshi, "Coatings for automotive gray cast iron brake discs: A review", *Coatings*, vol. 9, núm. 9, p. 552, 2019.



- [12] B. Norhafzan, S. N. Aqida, F. Mifthal, A. R. Zulhishamuddin, y I. Ismail, “Effect of heating time on hardness properties of laser clad gray cast iron surface”, *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 319, p. 012068, 2018.
- [13] S. Dizdar, Y. Lyu, C. Lampa, y U. Olofsson, “Grey cast iron brake discs laser clad with nickel-tungsten carbide—friction, wear and airborne wear particle emission”, *Atmosphere (Basel)*, vol. 11, núm. 6, p. 621, 2020.
- [14] V. Ocelík, U. de Oliveira, M. de Boer, y J. T. M. de Hosson, “Thick Co-based coating on cast iron by side laser cladding: Analysis of processing conditions and coating properties”, *Surf. Coat. Technol.*, vol. 201, núm. 12, pp. 5875–5883, 2007.
- [15] E. Fernández, M. Cadenas, R. González, C. Navas, R. Fernández, y J. de Damborenea, “Wear behaviour of laser clad NiCrBSi coating”, *Wear*, vol. 259, núm. 7–12, pp. 870–875, 2005.
- [16] K. Van Acker, D. Vanhoyweghen, R. Persoons, y J. Vangrunderbeek, “Influence of tungsten carbide particle size and distribution on the wear resistance of laser clad WC/Ni coatings”, *Wear*, vol. 258, núm. 1–4, pp. 194–202, 2005.
- [17] S. Zhou, X. Zeng, Q. Hu, y Y. Huang, “Analysis of crack behavior for Ni-based WC composite coatings by laser cladding and crack-free realization”, *Appl. Surf. Sci.*, vol. 255, núm. 5, pp. 1646–1653, 2008.
- [18] S. T. Oyinbo y T.-C. Jen, “A comparative review on cold gas dynamic spraying processes and technologies”, *Manuf. Rev. (Les Ulis.)*, vol. 6, p. 25, 2019.
- [19] R. S. Lima, J. Karthikeyan, C. M. Kay, J. Lindemann, y C. C. Berndt, “Microstructural characteristics of cold-sprayed nanostructured WC–Co coatings”, *Thin Solid Films*, vol. 416, núm. 1–2, pp. 129–135, 2002.
- [20] R. R. Chromik, S. A. Alidokht, J. M. Shockley, y Y. Zhang, “Tribological coatings prepared by cold spray”, en *Cold-Spray Coatings*, Cham: Springer International Publishing, 2018, pp. 321–348.
- [21] N. B. S. Magagula, N. Sacks, y I. Botef, “Slurry abrasion of WC-4wt%Ni cold-sprayed coatings in synthetic minewater”, *J. S. Afr. Inst. Min. Metall.*, vol. 116, núm. 4, 2016.
- [22] T. S. Sidhu, S. Prakash, y R. D. Agrawal, “State of the art of HVOF coating investigations—A review”, *Mar. Technol. Soc. J.*, vol. 39, núm. 2, pp. 53–64, 2005.



- [23] G. Bolelli *et al.*, “Tribology of HVOF- and HVAF-sprayed WC–10Co4Cr hardmetal coatings: A comparative assessment”, *Surf. Coat. Technol.*, vol. 265, pp. 125–144, 2015.
- [24] H. Kılıç y C. Mısırlı, “Investigation of tribological behavior of 20NiCrBSi-WC12Co coated brake disc by HVOF method”, *Mater. Res. Express*, vol. 7, núm. 1, p. 016560, 2020.
- [25] G. Straffelini y M. Federici, “HVOF cermet coatings to improve sliding wear resistance in engineering systems”, *Coatings*, vol. 10, núm. 9, p. 886, 2020.
- [26] A. R. Govande, A. Chandak, B. R. Sunil, y R. Dumpala, “Carbide-based thermal spray coatings: A review on performance characteristics and post-treatment”, *Int. J. Refract. Hard Met.*, vol. 103, núm. 105772, p. 105772, 2022.
- [27] A. S. Khanna, S. Kumari, S. Kanungo, y A. Gasser, “Hard coatings based on thermal spray and laser cladding”, *Int. J. Refract. Hard Met.*, vol. 27, núm. 2, pp. 485–491, 2009.
- [28] A. H. Yaghtin, E. Salahinejad, A. Khosravifard, A. Araghi, y A. Akhbarizadeh, “Corrosive wear behavior of chromium carbide coatings deposited by air plasma spraying”, *Ceram. Int.*, vol. 41, núm. 6, pp. 7916–7920, 2015.
- [29] V. Sreenivasulu y M. Manikandan, “High-temperature corrosion behaviour of air plasma sprayed Cr3C2-25NiCr and NiCrMoNb powder coating on alloy 80A at 900 °C”, *Surf. Coat. Technol.*, vol. 337, pp. 250–259, 2018.
- [30] K. Yang, Z. Jiang, C. Chen, S. Zhang, y X. Liu, “Investigation on the microstructure, tribological performance and corrosion resistance of Ni–Mo coatings deposited by HVOF and APS methods”, *Vacuum*, vol. 200, núm. 111023, p. 111023, 2022.
- [31] F. Fazlalipour, N. Shakib, A. Shokuhfar, y M. Niki Nushari, “Effect of Nitro-Carburizing treatment on wear mechanism and friction of steel/WC-Co sliding couple”, *J. Tribol.*, vol. 134, núm. 1, p. 014501, 2012.
- [32] Z. Yang, D. O. Northwood, X. Sun, R. Lumbreras, G. C. Barber, y Q. Zou, “The use of nitriding to enhance wear resistance of cast irons”, en *Surface Effects and Contact Mechanics XI*, 2013.
- [33] T. Suprpto, “Effect of post treatment in argon environment of plasma nitrided local disc brake”, *Adv. Mater.*, vol. 8, núm. 1, p. 27, 2019.



- [34] J. A. Barreiro, *fundiciones*. DOSSAT, 1963.
- [35] A. Vadiraj, G. Balachandran, M. Kamaraj, y E. Kazuya, “Mechanical and wear behavior of quenched and tempered alloyed hypereutectic gray cast iron”, *Mater. Eng.*, vol. 32, núm. 4, pp. 2438–2443, 2011.
- [36] R. G. Woodward, A. Toumpis, y A. Galloway, “The influence of tempering and annealing on the microstructure and sliding wear response of G350 grey cast iron”, *Wear*, vol. 496–497, núm. 204283, p. 204283, 2022.
- [37] A. L. Maco y F. J. Belzunce, “Estudio del endurecimiento superficial por láser de fundiciones grises”, *Rev. Metal.*, vol. 34, núm. 2, pp. 126–130, 1998.
- [38] B. Wang, Y. Pan, Y. Liu, G. C. Barber, F. Qiu, y M. Hu, “Wear behavior of composite strengthened gray cast iron by austempering and laser hardening treatment”, *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 9, núm. 2, pp. 2037–2043, 2020.
- [39] P. Final De Carrera, D. M. Rusiñol, L. Miguel, y L. Pitarch, “Efecto del Tratamiento Criogénico en las Propiedades Mecánicas de los Aceros de Herramienta de Trabajo en Frío”, *Upc.edu*. [En línea]. Disponible en: <https://upcommons.upc.edu/bitstream/handle/2099.1/3210/34099-1.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. [Consultado: 26-jun-2023].
- [40] R. Thornton, T. Slatter, A. H. Jones, y R. Lewis, “The effects of cryogenic processing on the wear resistance of grey cast iron brake discs”, *Wear*, vol. 271, núm. 9–10, pp. 2386–2395, 2011.
- [41] W. Li, X. Yang, S. Wang, J. Xiao, y Q. Hou, “Research and prospect of ceramics for automotive disc-brakes”, *Ceram. Int.*, vol. 47, núm. 8, pp. 10442–10463, 2021.



- [42] D. Hesse, C. Hamatschek, K. Augsburg, T. Weigelt, A. Prahst, y S. Gramstat, “Testing of alternative disc brakes and friction materials regarding brake wear particle emissions and temperature behavior”, *Atmosphere (Basel)*, vol. 12, núm. 4, p. 436, 2021.
- [43] S. Upadhyay y K. K. Saxena, “Effect of Cu and Mo addition on mechanical properties and microstructure of grey cast iron: An overview”, *Mater. Today*, vol. 26, pp. 2462–2470, 2020.
- [44] M. Ferraris *et al.*, “SiC particle reinforced Al matrix composites brazed on aluminum body for lightweight wear resistant brakes”, *Ceram. Int.*, vol. 48, núm. 8, pp. 10941–10951, 2022
- [45] S. Rajan, S. Balaji, y M. A. Noorani, “Tribological performance of graphene/graphite filled phenolic composites - A comparative study”, *Compos. Commun.*, vol. 15, pp. 34–39, 2019
- [46] “Home page”, *Doi.org*. [En línea]. Disponible en: <https://doi.org/10.21608/ijmti.2021.181121> [Consultado: 26-jun-2023].