



**Mejoramiento de la resistencia al desgaste de la fundición blanca alto cromo producida en
la empresa Fundiciones Industriales S.A.S**

Jorge Mario Tirado Flórez

Informe de práctica para optar al título de Ingeniero de Materiales

Asesores

Ricardo Emilio Aristizábal Sierra, PhD

César Antonio Ramos Oviedo, Ingeniero de Materiales

Universidad de Antioquia

Facultad de Ingeniería

Ingeniería de Materiales

Medellín, Antioquia, Colombia

2022

Cita	Tirado Flórez [1]
Referencia	[1] J. M. Tirado Flórez, “Mejoramiento de la resistencia al desgaste de la fundición blanca alto cromo producida en la empresa Fundiciones Industriales S.A.S, Trabajo de grado profesional, Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia, Medellín, Antioquia, Colombia, 2021.
Estilo IEEE (2020)	



Biblioteca Carlos Gaviria Díaz

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

Universidad de Antioquia - www.udea.edu.co

Rector: John Jairo Arboleda Céspedes.

Decano: Jesús Francisco Vargas Bonilla.

Jefe departamento: Francisco Javier Herrera Builes.

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

TABLA DE CONTENIDO

RESUMEN	4
ABSTRACT	5
I. INTRODUCCIÓN	6
II. OBJETIVOS	8
III. MARCO TEORICO.....	9
A. Microestructura	
B. Propiedades mecánicas	
1) <i>Dureza, tenacidad y resistencia al desgaste</i>	
C. Tratamientos térmicos	
1) <i>Temple y Revenido</i>	
D. Elementos aleantes y Microconstituyentes	
IV. METODOLOGIA.....	16
A. Revision bibliografica	
B. Obtencion de la aleacion	
C. Caracterización química	
D. Tratamientos térmicos	
E. Preparación metalográfica	
F. Ensayo de dureza	
G. Ensayo de desgaste	
V. RESULTADOS.....	21
A. Microestructuras tras temple y revenido	
B. Dureza	
C. Ensayo de desgaste	
D. Desgaste prematuro	
VI. CONCLUSIONES.....	34
VII RECOMENDACIONES.....	35
REFERENCIAS	36

RESUMEN

Las fundiciones blancas con alto contenido de cromo comprenden una clase importante de materiales resistentes al desgaste, los cuales son empleados en una gran variedad de aplicaciones en donde se requieren componentes para maquinaria con excelentes propiedades tribológicas. El buen rendimiento de estas aleaciones se debe a la presencia de grandes cantidades de carburos de cromo de elevada dureza; el tamaño, distribución, tipo y morfología de estos carburos controlan en gran medida la resistencia al desgaste del material. Los tratamientos térmicos posteriores permiten modificar la microestructura de la aleación en estado fundido y mejorar su resistencia al desgaste.

En este trabajo se mejoró la resistencia al desgaste de la fundición blanca alto cromo producida por la empresa Fundiciones Industriales S.A.S., mediante la reformulación de la composición química y la aplicación de tres tratamientos térmicos diferentes. Para determinar las propiedades finales de ambas aleaciones, se llevaron a cabo análisis metalográficos, toma de dureza, y ensayos de desgaste mediante el método Pin-on-Disc. Según los resultados, con la reformulación de la composición química y la aplicación del tratamiento térmico de temple a 1050°C y revenido a 500°C se obtuvo la menor tasa de desgaste; con una reducción de aproximadamente un 60% con respecto a la aleación base.

También se encontró que, con el aumento en la temperatura de temple, la resistencia al desgaste de la aleación actual aumentó. Además, la adición de Mo, Ni y Cu provocó una modificación en el tamaño, cantidad, forma, y distribución de los carburos eutécticos.

***Palabras clave* — Fundición blanca alto cromo, reformulación, tratamiento térmico, resistencia al desgaste, carburo eutéctico, austenita retenida.**

ABSTRACT

High-chromium white cast irons comprise an important class of wear resistant materials, which are used in a wide variety of applications where machinery components with excellent tribological properties are required. The good performance of these alloys is due to the presence of great amounts of high hardness chromium carbides; the size, distribution, type and morphology of these carbides largely control the wear resistance of the material. Subsequent thermal treatments allow to modify the as-cast microstructure of the alloy and improve its wear resistance.

In this work, wear resistance of high-chromium white cast iron produced by Fundiciones Industriales S.A.S. company was improved, by reformulation of chemical composition and application of three different heat treatments. To determine final properties of both alloys; metallographic analysis, Brinell hardness, and wear resistance essays using the Pin-on-Disc method were carried out. According to the results, the lowest wear rate was obtained with the reformulation of the chemical composition and the application of the quenching heat treatment at 1050°C and tempering at 500°C; which exhibited a reduction of approximately 60% compared to the base alloy.

It was also found that, with increasing quenching temperature, the wear resistance of the current alloy increased. Furthermore, the addition of Mo, Ni and Cu caused a change in the size, quantity, shape, and distribution of the eutectic carbides.

***Keywords* — High chromium white cast iron, reformulation, heat treatment, wear resistance, eutectic carbide, retained austenite.**

I. INTRODUCCIÓN

Los hierros blancos con alto contenido de cromo se han utilizado ampliamente en aplicaciones en donde la resistencia al desgaste de los componentes es de vital importancia, dicha propiedad se debe a la presencia de carburos eutécticos duros tipo M_7C_3 (M: Fe, Cr entre otros) que le confieren al material una alta resistencia a la abrasión, estos se forman durante la solidificación del metal desde el estado líquido; y no sufren ningún otro tipo de transformación durante este periodo. Estas aleaciones presentan además una matriz ferrosa que le otorga tenacidad y puede ser modificada mediante tratamientos térmicos posteriores; existen tres factores que influyen en la formación de diferentes microestructuras en la matriz: el ciclo térmico, la composición química del material y el estado inicial en el que se tenga (as-cast o recocido).

En estas aleaciones la resistencia al desgaste está determinada en gran medida por la morfología, tamaño, cantidad y distribución de dichos carburos; sin embargo, las formas angulares, el gran tamaño y cantidad excesiva de carburos M_7C_3 en la microestructura impacta negativamente la respuesta al desgaste del material. Por otra parte, una microestructura refinada combinada con buenas propiedades mecánicas es lo que se requiere; lo cual se logra con la adición de elementos de aleación como el Mo, Ni y Cu, y mediante la precipitación de carburos secundarios. El Mo en particular puede mejorar la templabilidad de la aleación durante el tratamiento térmico, su adición induce a la formación de carburos de tipo M_6C o $M_{23}C_6$ que mejoran la dureza y resistencia al desgaste [1],[2],[3].

Fundiciones industriales S.A.S (FINSA) es una empresa perteneciente al sector metalmecánico que se dedica a la producción y comercialización de componentes fabricados en hierro gris, hierro nodular, hierro blanco y aceros con aplicación en la industria del sector mecánico, automotriz, cementero, civil, construcción, alimenticio, orfebre, metalmecánico, agroindustrial, gimnasios, entre otros. Actualmente se fabrican en hierro blanco-alto cromo según las especificaciones de la norma ASTM A532 clase III, los componentes de ensamble del tornillo de las máquinas extrusoras de ladrillos de las series 057, 058 y 069 denominados caracoles; dichos componentes presentan deficiencias en cuanto a su vida en servicio, los cuales debido a la fricción a la cual están sometidos durante su uso, se desgastan relativamente rápido teniendo que ser reemplazados por nuevos componentes con mucha frecuencia.

Este hecho provoca inconvenientes en el proceso productivo de los ladrillos, tales como retrasos en los tiempos de procesado y conformado del producto, sobrecostos en labores de mantenimiento de las máquinas, entre otros. Por tanto, y mediante este trabajo, se pretende proponer e implementar acciones en pro de mejorar las características del material asociadas a esta propiedad, a través de la reformulación de la composición química de la aleación, adecuación del tratamiento térmico de temple y revenido y el control de los microconstituyentes microestructurales del material.

II. OBJETIVOS

A. Objetivo general

Mejorar la resistencia al desgaste de la fundición blanca alto cromo producida en la empresa FINSA

B. Objetivos específicos

Determinar las causas del desgaste prematuro de la aleación utilizada actualmente en la fabricación del caracol.

Determinar las propiedades de la fundición blanca alto cromo empleada actualmente en la fabricación del caracol de las máquinas extrusoras de ladrillos.

Establecer las condiciones de procesamiento adecuadas para mejorar la resistencia al desgaste de la fundición blanca alto cromo.

Redefinir la cantidad de elementos aleantes dentro del rango de composición establecido según la norma ASTM A532 clase III, y analizar su influencia en la aleación.

Evaluar el desempeño de la aleación mejorada.

III. MARCO TEÓRICO

La fundiciones o hierros fundidos son aleaciones de hierro, carbono y silicio con contenidos de carbono que se encuentra entre 2,7% y 3,7% y silicio entre 1% y 3% en peso [4]. Otros elementos aleantes como manganeso, fósforo y azufre también pueden estar presentes, pero en bajos porcentajes; ya que, en altas concentraciones, el fósforo y el azufre afectan significativamente las propiedades mecánicas del material. Existen aleaciones especiales con alto contenido de níquel, cobre, cromo o manganeso, los cuales se agregan con el fin de mejorar las propiedades mecánicas u obtener determinada microestructura en el material. La mayoría de las fundiciones se caracterizan por la presencia de grafito libre en su microestructura, lo que se favorece con la presencia de elementos grafitizantes como el silicio, y las velocidades de enfriamiento durante la solidificación del metal líquido que suelen ser relativamente lentas. Solo en la fundición maleable el grafito se forma a partir de la descomposición de la cementita (grafito revenido) [5].

Existen otro tipo de fundiciones de hierro en las que el carbono no se encuentra libre en forma de hojuelas o nódulos, y son las denominadas fundiciones blancas o hierros blancos. Estas se forman a partir del enfriamiento rápido de la fundición de hierro desde el estado líquido, siguiendo el diagrama hierro-carburo de hierro (Fig. 1); al enfriar el líquido, la austenita solidifica a partir de la aleación fundida en forma de dendritas. A los 1130°C el líquido alcanza la composición eutéctica (4.3%C) y se solidifica como un eutéctico de austenita y cementita llamado ledeburita. Este eutéctico aparece en su mayor parte como cementita blanca que rodea las dendritas en forma de helecho [6].

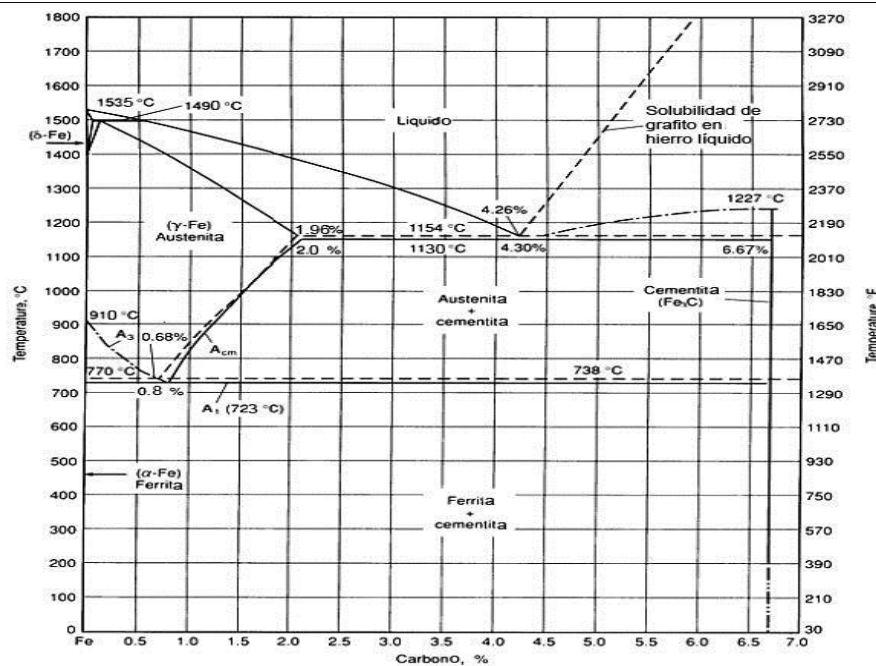


Fig. 1. Diagrama de equilibrio Fe-C hasta 6.67 % C: en líneas llenas, diagrama metaestable Fe-Fe₃C; en línea de rayas, diagrama estable hierro-grafito[7].

Ahora bien, un mayor contenido de elementos de aleación tales como el cromo y el manganeso previamente nombrados, los cuales promueven la formación de una microestructura en el material con excelentes propiedades frente al desgaste y la corrosión; suponen la principal diferencia entre las fundiciones blancas comunes y los hierros blancos con alto contenido de cromo.

En la actualidad el uso de cromo y manganeso se ha vuelto imprescindible si se requieren materiales resistentes a la abrasión y al desgaste, con una combinación adecuada de dureza y tenacidad disponible en una variedad de aleaciones hipoeutécticas con contenidos de cromo entre 10% y 30% en peso. Al aumentar el porcentaje en peso de cromo a valores iguales o superiores al 20%, se obtiene una microestructura en estado as-cast dominada por un patrón eutéctico típico de los carburos de tipo M_7C_3 y fase austenita que luego es transformada en una mezcla de perlita y martensita durante el enfriamiento posterior a la solidificación del material. La morfología en forma de fibras o varillas del eutéctico conformado por los carburos M_7C_3 , perlita y martensita, es característica de la estructura en estado as-cast. Siendo aún más predominante este carácter fibroso en aleaciones que contengan carburos eutécticos M_7C_3 en cantidades por encima del 30%.

Al aumentar los porcentajes de cromo y carbono la retención de austenita en el material también incrementa [8].

Los hierros fundidos blancos a base de cromo se clasifican en tres grupos según la aplicación en que se utilicen y el contenido de cromo que contengan así:

- Bajo cromo: Contienen cantidades de Cr por debajo del 12% wt, y se utilizan en aplicaciones en donde las condiciones de desgaste no son muy severas.
- Medio cromo: Con concentraciones de Cr entre 18% y 22% wt, y se utilizan ampliamente en la industria como materiales rentables para resistir el desgaste.
- Alto cromo: Con contenidos de Cr por encima del 25% wt, desarrollados para resistir condiciones de desgaste muy severas como trituración en húmedo y transporte de lodos a alta velocidad [9].

A. Microestructura

Las fundiciones blancas con alto contenido de cromo exhiben una microestructura conformada por carburos de cromo de alta dureza, dispersos en una matriz con suficiente cantidad de carbono para transformar austenita en martensita con el tratamiento térmico de temple, lo que permite aumentar la dureza del material. El tamaño de las partículas de carburos eutécticos dependen del contenido de carbono y silicio presentes en la aleación [10],[11]. Tras la solidificación desde el estado líquido, la microestructura as-cast suele estar compuesta por carburos M_7C_3 embebidos en una matriz predominantemente formada por dendritas de austenítica primaria, que es estable a temperatura ambiente debido a la gran cantidad de elementos de aleación. Dichos elementos también inhiben la formación de perlita y disminuyen la temperatura M_s (**Fig. 2**) [12],[18],[20].

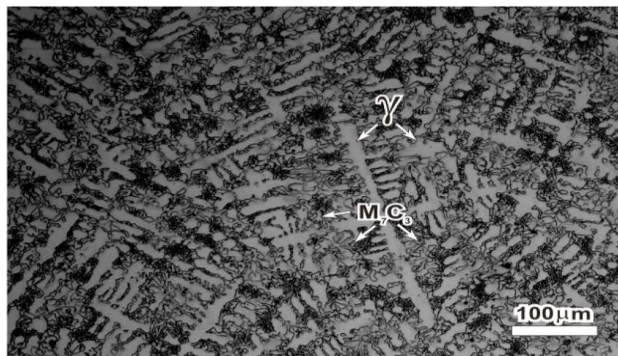


Fig. 2. Microestructura as-cast de un hierro blanco alto cromo [12].

Los altos contenidos de cromo combinados con molibdeno como elemento adicional de aleación, producen principalmente aleaciones de tipo hipoeutécticas que solidifican como dendritas primarias de austenita más una mezcla eutéctica de austenita y carburos M_7C_3 . También se pueden obtener fundiciones blancas Cr-Mo multicomponentes, las cuales contienen porcentajes bajos de C y Cr, con adiciones de W, V, Nb y B donde los carburos eutécticos forman durante la solidificación microestructuras en forma de redes relativamente discontinuas que mejoran tanto de la resistencia al desgaste de los hierros blancos; así como la tenacidad a la fractura y la resistencia a la fatiga térmica [11],[13]. Las imágenes en la **Fig. 3** muestran como la microestructura del material puede ser modificada mediante la adición de algunos de los elementos de aleación antes mencionados, se observan combinaciones de fases de la microestructura en estado as-cast a medida que se aumenta el contenido de Mo (**Fig. 3a**) y B (**Fig. 3b**); en donde con el incremento de estos aparecen carburos secundarios tipo M_6C , $M_{23}C_6$, para el caso de la aleación con Mo y $M_{23}(C, B)_6$ para el caso de la aleación con B.

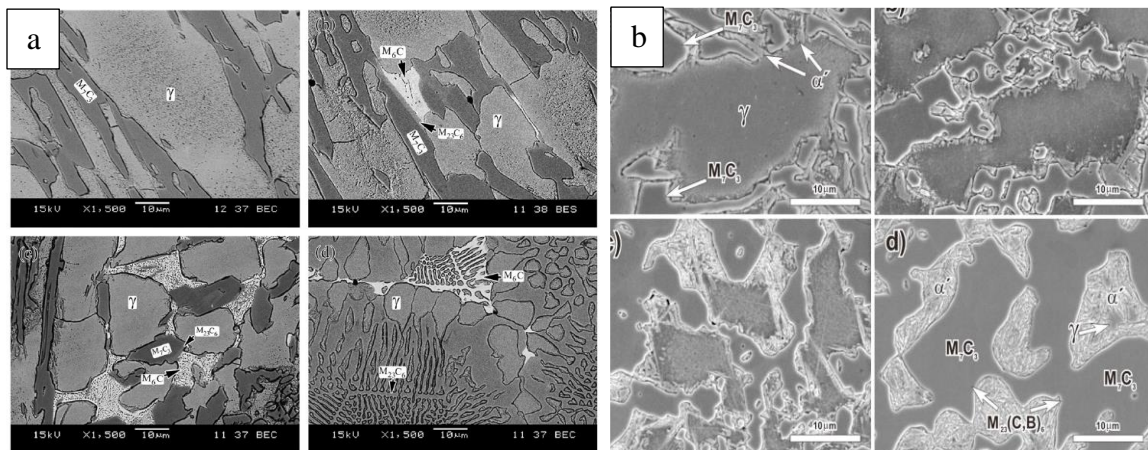


Fig. 3. Microestructura as-cast de un hierro blanco alto cromo: (a) con Mo, (b) con B [12] [13].

La microestructura as-cast puede ser modificada mediante la aplicación de tratamientos térmicos, los tratamientos de temple y revenido proporcionan una microestructura compuesta por una matriz en general martensítica que envuelve a los carburos primarios de cromo, además de precipitarse tras el tratamiento de revenido y dependiendo del contenido de elementos de aleación presentes; carburos secundarios por la presencia de Mo, Nb, B u otros formadores de carburos. Ejemplo de la microestructura de un hierro blanco alto cromo tras el tratamiento de temple y revenido, se muestra en la **Fig. 4**.

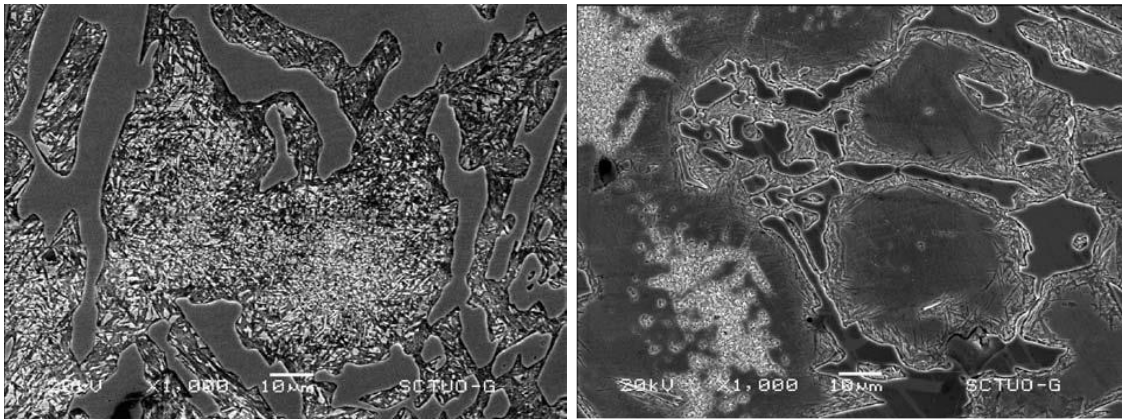


Fig. 4. Microestructura de un hierro blanco alto cromo: (a) templada, (b) revenida[14].

B. Propiedades mecánicas

1) Dureza, tenacidad y resistencia la desgaste

Una de las principales desventajas que poseen los hierros blancos con alto contenido de cromo, es su baja tenacidad y poca resistencia a la fractura debido a la alta fragilidad que presentan, consecuencia del elevado porcentaje de carburos eutécticos duros. Sin embargo, con la adición de elementos de aleación formadores de carburos secundarios diferentes a los M_7C_3 , se puede mejorar tanto la resistencia al desgaste como ya se ha mencionado, así como la tenacidad a la fractura de las aleaciones básicas de hierro blanco alto cromo. Dicha tenacidad se ve mejorada debido principalmente a la modificación de la microestructura de la aleación tanto en su estado as-cast así como las tratadas térmicamente; aunque en ambos casos es la matriz la que juega el papel de mayor importancia sobre la tenacidad dinámica a la fractura, ya que puede impedir la propagación de grietas desde una partícula de carburo hacia otra. La fase austenítica muestra mejor comportamiento en este aspecto que la martensita o la perlita [15]. En los hierros blancos alto cromo hipoeutécticos se forma durante la solidificación una red gruesa o áspera de carburos eutécticos o primarios, que le confiere a la aleación una baja resistencia a la fractura, además de poseer alta estabilidad térmica lo que dificulta su eliminación mediante tratamientos térmicos. Ahora bien, si la velocidad de enfriamiento durante la solidificación tras el colado del material no es lo suficientemente rápida, la austenita se transformará en perlita; la cual empobrece la dureza y tenacidad. Debido a esto, se hace necesario la aplicación de tratamientos térmicos posteriores para

eliminar la perlita formada. Se sabe que el aumento en el contenido de cromo y carbono incrementa la dureza, debido al aumento en la cantidad de carburos y fase martensita.

Tras el tratamiento térmico de temple y revenido puede quedar algún porcentaje de austenita retenida no transformada, la cual posee una alta tenacidad intrínseca a la fractura, y plasticidad que permite que se transforme a martensita por deformación confiriendo dureza y por tanto resistencia al desgaste al material [16]. La matriz martensita proporciona la mejor resistencia al desgaste en los hierros blancos alto cromo, no obstante, la austenita retenida puede mejorar la dureza como ya se ha mencionado, pero deteriora las propiedades frente al desgaste ya que se puede presentar un aumento en el porcentaje de carburos sin suficiente matriz martensítica de soporte; y a su vez esto conduce a una tenacidad reducida resultante de los carburos duros y quebradizos. Pero, se requiere un porcentaje mínimo de austenita retenida para obtener un balance adecuado entre resistencia al desgaste y tenacidad [17].

C. Tratamientos térmicos

Los hierros blancos con alto contenido de cromo en su estado as-cast, poseen o exhiben una microestructura que consiste principalmente de una matriz austenítica con morfología dendrítica, y una mezcla de austenita/M₇C₃ como ya se ha mencionado. Dicha estructura primaria puede ser transformada mediante la aplicación de diferentes tratamientos térmicos críticos y subcríticos, los cuales tienen como fin la precipitación de partículas de carburos secundarios acompañados de una desestabilización simultánea de la matriz austenítica; y su posterior transformación en otras fases, preferiblemente martensita.

Los tratamientos térmicos críticos (desestabilización o temple) usualmente son aplicados en un rango de temperaturas que comprende 920 hasta 1060 °C, y posterior a estos se emplean los tratamientos térmicos subcríticos entre los 200 y 600 °C. La desestabilización se realiza con el propósito de reducir la austenita retenida en el material mediante la transformación de la mayor cantidad de austenita primaria posible, lo que implica una mayor formación de fase martensítica; esto también conduce a la precipitación de los carburos secundarios y por ende un aumento en la temperatura M_s y M_f, este es equivalente al temple en los aceros[3],[18]. El tratamiento térmico subcrítico puede evitar también la distorsión y fisuración de componentes fundidos, este tipo de tratamientos requieren de tiempos prolongados para lograr una precipitación de carburos

suficientemente alta que pueda aumentar considerablemente la dureza del material. Sin embargo, temperaturas superiores a los 600 °C no son recomendables puesto que pueden dar lugar a la formación de perlita o a la descomposición de la austenita en ferrita. En el tratamiento de desestabilización es necesario un enfriamiento rápido, sin embargo, las fundiciones blancas alto cromo poseen defectos de fundición y tensiones residuales indeseables, por lo que un enfriamiento demasiado acelerado puede provocar agrietamiento y por tanto se emplea como medio de enfriamiento usualmente el aire forzado o aceite [16].

1) Temple y Revenido

El tratamiento térmico consiste en la austenización a una temperatura suficientemente alta para disolver la mayoría de los carburos que han precipitado. Se obtiene austenita de alta aleación con alto contenido de carbono, la cual se transforma parcialmente en martensita mediante un enfriamiento adecuado. Aunque, una fracción significativa de austenita retenida permanece aún después del tratamiento de temple, la cual se elimina por completo aplicando uno o más tratamientos térmicos de revenido; en los cuales se produce un endurecimiento estructural sustancial (endurecimiento secundario), debido a la precipitación uniforme de carburos muy finos, acompañado de la transformación de la austenita retenida en martensita. Con la aplicación de dos o incluso tres tratamientos de revenido, se puede obtener durezas finales entre 600 y 800 HV [7].

D. Elementos aleantes y Microconstituyentes

La matriz en los hierros blancos es de vital importancia si se desea obtener un óptimo desempeño del material en servicio, ya que actúa como una base de sujeción dura y resistente para los carburos contra el desgaste y la abrasión. Por tanto, se debe tener un control estricto de la composición química; elementos como el cobre, níquel y molibdeno suprimen la formación de la fase perlita y promueven la formación de martensita, lo que genera un aumento sustancial en la dureza [19]. La fracción en volumen, tipo y tamaño de los carburos en la matriz influyen sobre la resistencia al desgaste del material. El contenido de carbono influye sobre la formación de los carburos, a mayor cantidad de este tienden a formarse más de estos compuestos intermetálicos.

Existe una relación estrecha entre la resistencia al desgaste y la dureza de los hierros blancos con alto contenido de cromo [7],[20].

IV. METODOLOGÍA

A. Revisión Bibliográfica

Una búsqueda detallada en bases de datos y artículos científicos se realizó antes y durante toda la fase experimental del trabajo, con la finalidad de tener bases científicas sólidas y estar a la vanguardia de las últimas publicaciones referentes al tema. Se hizo uso de los recursos bibliográficos de la Universidad de Antioquia, a partir de los cuales se constituyó la base teórica del proyecto.

B. Obtención de la Aleación

En este trabajo se llevó a cabo una reformulación en la composición química de la aleación, que actualmente es empleada para producir los componentes de las máquinas extrusoras; la cual se realizó con base en aleaciones similares empleadas en otras investigaciones [1],[21],[22]. Ambos materiales fueron fundidos en un horno de inducción marca “INDUCTOTHERM®” de 1000 Kg de capacidad, y de media frecuencia (1200 Hz), ubicado en la empresa Fundiciones Industriales S.A.S. La carga inicial del horno se calculó con base en la cantidad porcentual requerida de cada elemento de aleación según se especifica en la norma ASTM A532-clase III tipo A. Posterior a esto, y tomando como base una cantidad de material líquido en el horno, se realizó el reajuste en la composición química para obtener la aleación propuesta. Se empleo la nomenclatura MA y NA para diferenciarlas; donde MA se refiere al material o aleación en su estado actual, y NA a la aleación propuesta. Los materiales y ferroaleaciones empleados, tanto en la carga inicial como en el reajuste se muestran en la **TABLA 1**.

TABLA 1
MATERIALES Y FERROALEACIONES

<i>Empleados en la carga inicial</i>	<i>Empleados en el reajuste</i>
<i>Acero inoxidable SAE 430</i>	<i>Acero inoxidable SAE 304</i>
<i>Retorno de aleación MA</i>	<i>Cobre grado electrolítico</i>
<i>Ferrocromo</i>	<i>Ferromolibdeno</i>
<i>Grafito</i>	<i>Ferromanganeso</i>
	<i>Ferrosilicio</i>

C. Caracterización Química

Con incremento en el contenido de Mo en la aleación actual, se buscaba modificar la morfología, tamaño y distribución de los carburos eutécticos; el Ni se adicionó como estabilizador de la austenita y para evitar la formación de perlita.

Los análisis de composición química se realizaron mediante un espectrómetro Thermo Scientific® ARL EasySpark (Espectrómetro de emisión óptica), ubicado en el laboratorio de análisis de calidad de la empresa. En las **TABLAS 2, 3 Y 4** se muestra la composición química esperada para la aleación propuesta, el material en su estado actual y el resultado obtenido una vez hecho el reajuste, respectivamente.

TABLA 2
COMPOSICIÓN QUÍMICA PROPUESTA

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
%P/P	2,9	1,0	0,7	0,10 Max	0,060 Max	25,0	0,8	1,0	0,5

TABLA 3
COMPOSICIÓN QUÍMICA ACTUAL

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
%P/P	2,88	0,48	0,34	0,026	0,003	26,43	0,046	0,34	0,032

TABLA 4
COMPOSICIÓN QUÍMICA OBTENIDA

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
%P/P	2,42	1,16	0,78	0,029	0,003	24,62	0,74	1,25	0,56

D. Tratamientos Térmicos

Para la aplicación de los tratamientos térmicos se recolectaron muestras tanto de la aleación en su estado actual de fabricación, así como para la propuesta en este trabajo.

Las muestras fueron sometidas a tres tipos de tratamientos térmicos diferentes, entre los cuales se incluyó el empleado actualmente por la empresa en la producción de los componentes. El resto de tratamientos se plantearon basados en los resultados obtenidos en investigaciones anteriores [1],[23],[21]; con el fin de evaluar la influencia de la temperatura de temple y revenido, en la microestructura final y comportamiento frente al desgaste de ambas aleaciones.

En la **TABLA 5** se especifican las condiciones para cada tratamiento térmico aplicado, y en la **TABLA 6** se muestra la nomenclatura empleada en cada muestra una vez tratada.

TABLA 5
TRATAMIENTOS TERMICOS EMPLEADOS

<i>Tratamiento</i>	<i>Tipo</i>	<i>Temple</i>	<i>Revenido</i>
T_0	<i>Tratamiento Actual</i>	<i>980 °C en aire forzado</i>	<i>580 °C</i>
T_1	<i>Tratamiento Planteado</i>	<i>1020 °C en aire forzado</i>	<i>500 °C</i>
T_2	<i>Tratamiento Planteado</i>	<i>1050 °C en aire forzado</i>	<i>500 °C</i>

TABLA 6
NOMENCLATURA DE MUESTRAS TRATADAS

<i>Muestra</i>	<i>Tratamiento aplicado</i>
MAT_0	T_0
MAT_1	T_1
MAT_2	T_2
NAT_0	T_0
NAT_1	T_1
NAT_2	T_2

E. Preparación Metalográfica

La superficie de las muestras obtenidas fue preparada mediante pulido grueso con papel abrasivo o papel de lija, seguidamente un pulido fino en paño mediante el uso de una suspensión cerámica de alúmina con tamaño promedio de partícula de 3 micras; para conseguir un acabado tipo espejo necesario para los análisis. Su microestructura fue revelada utilizando Nital al 3%.

Para los análisis metalográficos se empleó un microscopio óptico ECLIPSE TS100 de la marca Nikon. Para determinar la cantidad de carburos eutécticos formados en cada aleación, se empleó el software de análisis de imágenes Image-J (licencia libre); con el cual se determinó el porcentaje de área aproximada ocupada por los carburos en cada muestra, utilizando imágenes metalográficas con un contraste de blanco con negro. En total se realizaron 20 mediciones por muestra y se calculó el valor promedio, los resultados obtenidos se muestran en la **Tabla 7**.

F. Ensayo de Dureza

Para los ensayos de dureza se escogió el método Brinell, ya que emplea un indentador de mayor tamaño con respecto a otros métodos como el Rockwell; lo que permite aumentar el área indentada reduciendo así la incertidumbre de las medidas en materiales como los hierros blancos con alto contenido de cromo, que poseen microestructuras con carácter heterogéneo. Las mediciones se realizaron mediante el uso de un durómetro de banco NOVOTEST TB-BRV-D, ubicado en el laboratorio de materialografía de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Antioquia. Se realizaron al menos tres mediciones por cada muestra y se tomó el valor promedio; para lo cual se empleó un indentador de 2,5 mm de diámetro, una carga de 187,5 kg durante un tiempo de 14 segundos. Los resultados obtenidos se muestran en la **TABLA 8**.

G. Ensayo de Desgaste

Para los ensayos de desgaste se empleó el método Pin-On-Disk descrito por la norma ASTM G99, se utilizó un equipo ubicado en el laboratorio de materiales cerámicos de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Antioquia., posteriormente se determinó el perfil de rugosidad en la superficie desgastada de cada muestra ensayada, mediante un perfilómetro mecánico; resultados a partir de los cuales se calculó la tasa de desgaste en cada caso.

Para los ensayos se empleó una carga de 15 N, una bola de acero 100Cr6 de 6 mm de diámetro como contra cuerpo, una velocidad de 167 rpm. El número de ciclos fue de 5344 con una distancia total recorrida de 1000 metros en un tiempo total de ensayo de 32 minutos. Los resultados obtenidos se muestran en la **TABLA 9**.

V. RESULTADOS

A. Microestructuras tras Temple y Revenido

En la **Fig. 5** se muestra la microestructura de las aleaciones tras el tratamiento térmico T_0 , tanto en MA como para NA se observa una estructura compuesta por una red de carburos eutécticos embebidos en una matriz martensítica. En la muestra MAT_0 los carburos muestran una morfología alargada o acicular; con bordes ásperos y poco suavizados, orientados en direcciones específicas y formando agrupaciones en diferentes zonas, algunas de estas agrupaciones se ven como franjas que ocupan gran parte del área observada de la muestra (**Figs. 5a y 5b**). Por otra parte, en la muestra NAT_0 estos carburos eutécticos tienen una morfología más redondeada de carácter menos acicular, con bordes suaves; se observa una microestructura mucho más homogénea y con carburos menos direccionados (**Figs. 5b y 5c**).

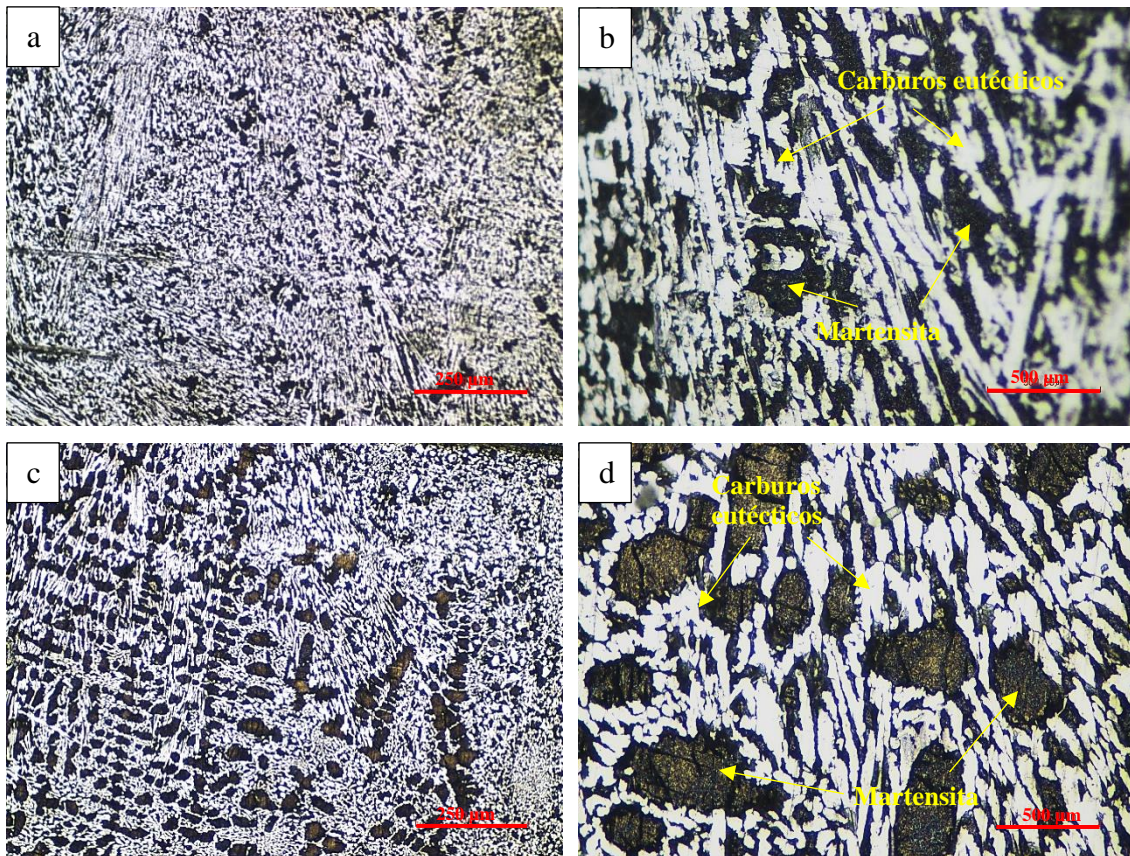


Fig. 5. Microestructura: (a) MAT_0 (10x); (b) MAT_0 (50x); (c) NAT_0 (10x); (d) NAT_0 (50x)

En la **Fig. 6** se presentan imágenes de la microestructura después del tratamiento T_1 . Al igual que para las muestras tratadas con el tratamiento T_0 , se observa en ambos casos una microestructura similar conformada por la red carburos eutécticos en una matriz martensítica, no se encontró una diferencia significativa entre la muestra MAT_1 y MAT_0 a pesar del cambio en las condiciones de tratamiento; nuevamente se observan carburos alargados, ásperos y muy direccionados (**Figs. 6a y 6b**). Un comportamiento similar se presentó entre la muestra NAT_1 y NAT_0 , donde la microestructura de la muestra NAT_1 tampoco presentó un cambio notorio con respecto a NAT_0 tras el cambio en las condiciones de tratamiento.

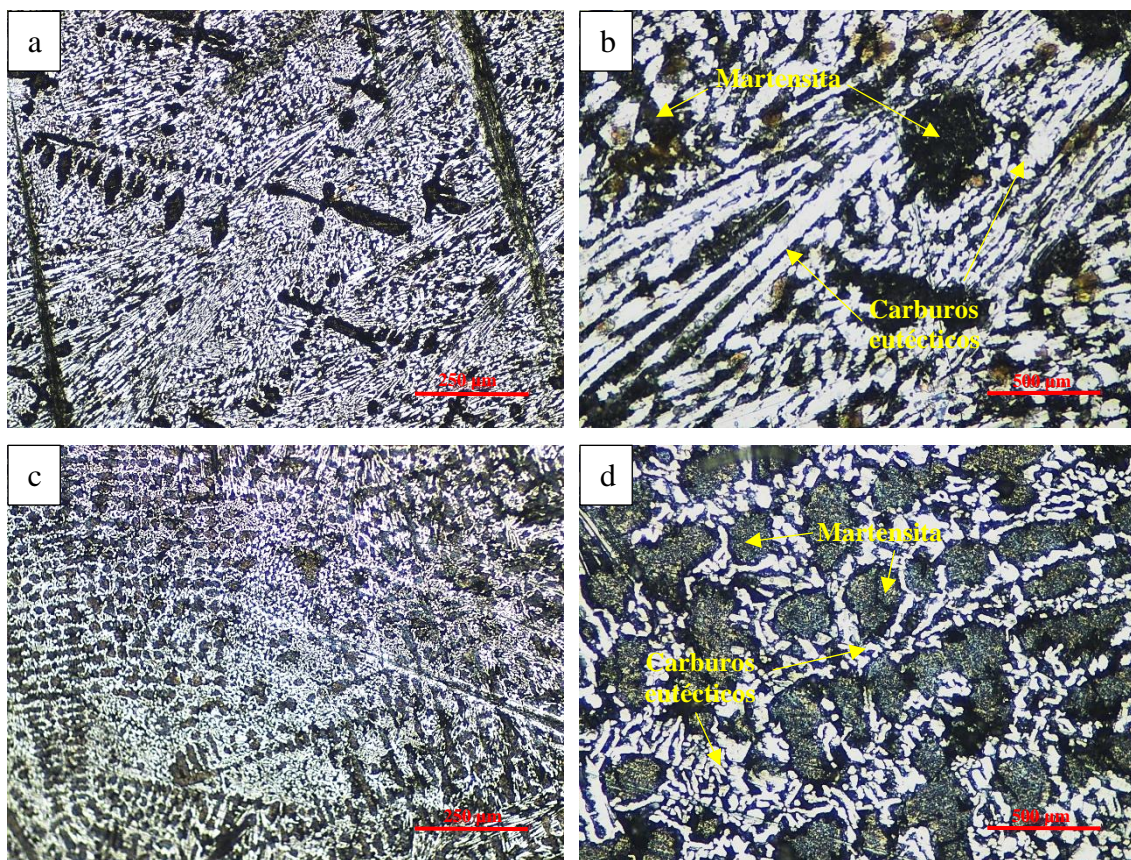


Fig. 6. Microestructura: (a) MAT_1 (10x); (b) MAT_1 (50x); (c) NAT_1 (10x); (d) NAT_1 (50x).

La **Fig. 7** corresponde a la microestructura de las aleaciones una vez realizado el tratamiento térmico T_2 , aquí al igual que para el tratamiento T_0 y T_1 , se observan nuevamente microestructuras constituidas principalmente por una red de carburos primarios (eutécticos) y una matriz martensítica.

Con el aumento de la temperatura de desestabilización (temple) hasta los 1050 °C, la microestructura de la muestra MAT₂ (**Fig. 7a**) cambió drásticamente; se observan carburos con una morfología mucho más acicular que en el caso de las muestras MAT₀ y MAT₁ templadas a temperaturas relativamente menores; además de esto, también se observan mucho más orientados en direcciones específicas por colonias o zonas que tienden a conectarse unas con otras. En este caso la cantidad de agrupaciones de carburos en forma de franjas, aumentó con respecto a las muestras MAT₀ y MAT₁. La fuerte orientación específica de los carburos eutecticos es una condición típica que se presenta cuando el enfriamiento del material es lento, lo que provoca poca dispersión de dichos carburos y por tanto la gran mayoría de ellos se orientan en la misma dirección [20]; esto pudo deberse a que la muestra MAT₂ presentó una menor pérdida de calor, manteniéndose caliente por mucho mas tiempo que las muestras MAT₀ y MAT₁ templadas al mismo tiempo y con el mismo medio de enfriamiento.

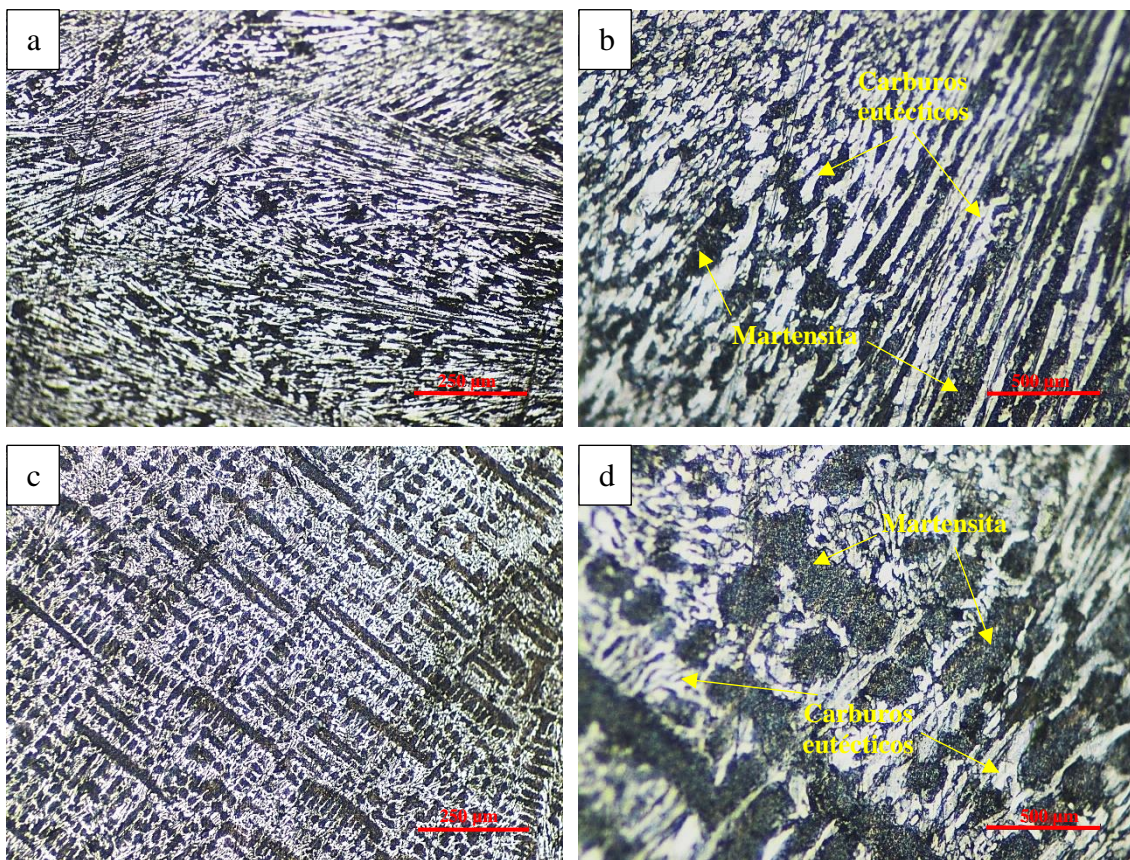


Fig. 7. Microestructura: (a) MAT₂ (10x); (b) MAT₂ (50x); (c) NAT₂ (10x); (d) NAT₂ (50x).

La reformulación de la composición química de la aleación MA influyó notoriamente sobre su microestructura final, la adición de Mo promovió posiblemente la precipitación de carburos secundarios tras la aplicación de cada uno de los tratamientos térmicos utilizados.

Estos parecen estar presentes en cada una de las muestras de aleación NA dentro de las zonas martensíticas; se habla de la posibilidad de existencia de carburos secundarios, debido a que las temperaturas de tratamiento térmico empleadas y la adición de elementos como Ni, Mn, Cu y Mo en las fundiciones blancas con alto contenido de cromo, promueven la formación y precipitación de dichos carburos; lo cual se ha logrado demostrar en otras investigaciones [1],[20]. Existe la posibilidad de que las pequeñas partículas presentes dentro de las zonas martensíticas en las muestras NA (**Figs. 5d, 6d y 7d**), correspondan bien sea a los carburos secundarios antes mencionados, o austenita retenida producto de una transformación parcial o incompleta de esta fase durante los tratamientos térmicos [24][13]. También se ha mencionado en otros estudios, que en este tipo de materiales es común que se forme una matriz tipo martensítica; pero al adicionar elementos como el Mo y el Ni, también es posible obtener una matriz multifásica con buenas propiedades frente al desgaste [25].

Por otra parte, tras la aplicación de los tratamientos térmicos la morfología y orientación de los carburos eutécticos también fueron modificados en presencia de mayor cantidad Mn, Mo, Ni y Cu en el material; como se observa en las **Figs. 5, 6 y 7**, las muestras NA muestran carburos más redondeados y orientados aleatoriamente en la matriz, a diferencia de las muestras MA en donde se observan carburos alargados con bordes filosos, de mayor tamaño y orientados por colonias o grupos en direcciones específicas como ya se ha mencionado. La microestructura más ordenada y homogénea presente en las muestras de aleación NA, es producto de la adición de los elementos de aleación. La microestructura más refinada observada en todas las muestras NA, se debe en gran medida a que el Mo es capaz de producir tal refinamiento mediante la reducción de los carburos gruesos; haciéndolos más pequeños y uniformes [24],[26]. También cabe mencionar que los carburos eutécticos de la aleación NA, formaron una microestructura con mayor carácter ledeburítico en cuanto a forma, orientación y distribución de los carburos que en el caso de la aleación MA, como se puede observar en las **Figs. 5c, 6c y 7c**.

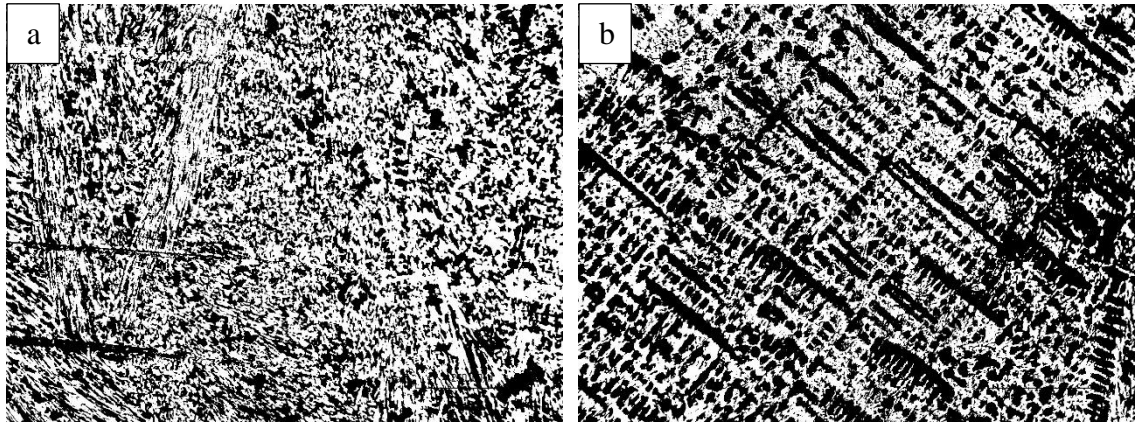


Fig. 8. Contraste Blanco-Negro empleado en software Image J (10x): a) MAT₀; b) NAT₂.

TABLA 7
VALORES DE % DE AREA CARBUROS EUTECTICOS OBTENIDOS

<i>Muestra</i>	<i>% Área de Carburos</i>	<i>Desviación</i>
<i>MAT₀</i>	58	4,2
<i>MAT₁</i>	48	2,2
<i>MAT₂</i>	52	5,4
<i>NAT₀</i>	48	2,3
<i>NAT₁</i>	44	2,0
<i>NAT₂</i>	43	2,4

En la **Fig. 8** se muestran algunas imágenes, del método de cuantificación mediante contraste blanco y negro, empleado en el software Image J.

Según los valores de porcentaje de área mostrados en la **TABLA 7**, la cantidad de carburos eutécticos disminuyó en todas las muestras en comparación con la muestra MAT₀, siendo esta disminución mucho mayor en la aleación NA; en donde el porcentaje de carbono disminuyó en aproximadamente un 16% con respecto a MA, lo que limitó la cantidad de este elemento disponible para formar carburos con el hierro y el cromo presentes en la aleación. Además, el mayor contenido de níquel en su composición también afecta la formación de carburos, puesto que como se ha mencionado antes, este elemento actúa como estabilizador de la fase austenita que posteriormente es transformada en matriz martensítica. El aumento en el porcentaje en peso de Mo también provoca una disminución en la cantidad total de carburos [15]. El método solo permitió la

cuantificación de los carburos eutecticos debido a su gran tamaños y alto porcentaje. No fue posible la cuantificación de carburos secundarios.

B. Dureza

En la **TABLA 8** se muestran los valores de dureza para cada muestra después de la aplicación de los diferentes tratamientos térmicos. Según los valores obtenidos, tras la aplicación del tratamiento térmico actualmente empleado, en la muestra NAT₀ la dureza aumento con respecto a la muestra MAT₀. En general, la dureza tanto de MA como de NA se incrementó con el aumento en la temperatura de temple (desestabilización), esto se debe a que al aumentar la temperatura aumenta la difusión del carbono en la austenita; y por consiguiente, se obtiene martensita tras el enfriamiento rápido (temple), con mayor contenido de carbono y por tanto de mayor dureza. Resultados similares fueron obtenidos en otras investigaciones [3],[27]. El aumento en la dureza tras cada uno de los diferentes tratamientos, en el caso de la aleación MA fue mucho mayor que en NA con respecto al resultado obtenido con el tratamiento térmico T₀; ahora bien, tanto MA como NA mostraron su valor más alto de dureza tras el tratamiento T₁ a 1020 °C, para luego decaer al aumentar la temperatura de temple hasta los 1050 °C. Además, se ha observado que, al aumentar los contenidos de Mn y Ni, se puede promover la retención de fase austenita en la aleación tras el tratamiento térmico [28]; por consiguiente, la disminución de dureza en la aleación NA con respecto a MA, puede deberse entonces a la presencia de austenita retenida que no se transformó en martensita durante el enfriamiento; puesto que es una fase de menor dureza. En cambio, la adición de Mo aumenta la dureza ya que se disuelve y forma una solución sólida con la austenita [26]. En síntesis, el Mn y Ni producen un deterioro en la dureza, mientras que el Mo promueve su aumento.

Ahora bien, los valores menores con respecto a MA en la dureza de la aleación NA, se deben en gran medida a que contiene un porcentaje de carbono y cromo menor que la aleación MA (ver **TABLAS 3 y 4**); ya que porcentajes de C y Cr inferiores a los estipulados por la norma ASTM A532, provocan un detrimento en la dureza del material. Además, el mayor contenido de silicio en NA también puede provocar la disminución en la dureza de la aleación; comportamiento que ha sido reportado en otras investigaciones [29].

TABLA 8
VALORES DE DUREZA OBTENIDOS

<i>Muestra</i>	<i>Dureza Brinell (HB)</i>	<i>Desviación</i>
<i>MAT₀</i>	525,7	5,5
<i>MAT₁</i>	799,2	7,4
<i>MAT₂</i>	794,4	6,6
<i>NAT₀</i>	602,4	5,4
<i>NAT₁</i>	645,0	4,9
<i>NAT₂</i>	621,7	5,5

C. Ensayo de Desgaste

Los resultados mostrados en la **TABLA 9** corresponden a los valores de tasa de desgaste obtenidos tras los ensayos realizados sobre ambas aleaciones. Se encontró que tras la aplicación de los tratamientos térmicos T₁ y T₂ propuestos; los valores de tasa de desgaste disminuyeron en todas las muestras MA y NA en comparación con la muestra MAT₀, correspondiente al material en su estado actual.

En la aleación MA el valor de tasa de desgaste fue disminuyendo con el aumento en la temperatura de desestabilización (temple); lo cual es consecuente con el aumento en la dureza del material tras la aplicación de los tratamientos T₁ y T₂. Sin embargo, entre las muestras MAT₀ y MAT₁ no se encontró una diferencia muy significativa. Ahora bien, la aleación NA mostró un comportamiento diferente, ya que inicialmente la tasa de desgaste aumentó con la aplicación del tratamiento T₁, para luego decaer al aumentar nuevamente la temperatura de tratamiento en T₂.

La reformulación en la composición química de MA también influyó notoriamente sobre el comportamiento a desgaste; con el aumento en los porcentajes de Mo, Mn, Ni, Si y Cu se obtuvieron valores de tasa de desgaste mucho más bajos, incluso decrementos más significativos que los obtenidos tras la aplicación de los tratamientos térmicos T₁ y T₂; lo cual se puede evidenciar al comparar las muestras MAT₀ y NAT₀, la cuales fueron sometidas al mismo tratamiento T₀. El mejor comportamiento frente al desgaste se obtuvo en la muestra NAT₂, con aproximadamente un 60% más de rendimiento en comparación con la muestra MAT₀. También es interesante anotar que la muestra MAT₂ mostró una mejora de aproximadamente un 32% con respecto a MAT₀, con la

sola variación en las condiciones de tratamiento térmico, sin modificación de la composición química.

El mejor comportamiento al desgaste de la aleación NA, a pesar de su menor dureza en comparación con MA; se debe también a que la red de carburos con microestructura lebeburítica antes mencionada, funciona como una especie de esqueleto sólido que envuelve a las zonas martensíticas de la matriz dándole mayor resistencia. Este comportamiento ya se ha reportado en otros estudios [20]. Además, el Mo provoca una mejora en la resistencia al desgaste por deslizamiento [15].

TABLA 9
VALORES DE TASA DE DESGASTE OBTENIDOS

<i>Muestra</i>	<i>Tasa de desgaste (mm³/N.m)</i>
<i>MAT₀</i>	<i>7,33 x 10⁻⁶</i>
<i>MAT₁</i>	<i>7,28 x 10⁻⁶</i>
<i>MAT₂</i>	<i>5,01 x 10⁻⁶</i>
<i>NAT₀</i>	<i>3,74 x 10⁻⁶</i>
<i>NAT₁</i>	<i>4,02 x 10⁻⁶</i>
<i>NAT₂</i>	<i>3,00 x 10⁻⁶</i>

En las **Figs. 9 y 10** se muestran imágenes de la huella de desgaste en todas las muestras MA y NA, en ambos casos se observa una superficie con desgaste homogéneo en cada una de ellas. Las flechas rojas en las imágenes indican la dirección de desgaste. En el caso de las muestras MA, las superficies de desgaste muestran un desgaste característico de materiales duros y sin ningún tipo de deformación plástica severa; sin embargo, en el caso de las muestras NA al igual que en MA muestran desgaste típico de un material duro (**Fig. 10**), pero además se observan algunas zonas en donde pueden notarse surcos (círculos negros) formados en la superficie del material, lo cual obedece a una deformación plástica producto de los esfuerzos generados por la carga aplicada en los ensayos de desgaste; dicha deformación se asocia a microconstituyentes tales como la austenita retenida que pudo haber quedado en la matriz como ya se ha mencionado, y que posee una dureza mucho menor que los carburos eutécticos. Ahora bien, la austenita al tener la capacidad de sufrir endurecimiento por deformación [20],[26] puede contribuir a un aumento en la dureza superficial del material durante los ensayos de desgaste; lo que en parte explicaría la mejora en la resistencia

al desgaste de NA con respecto a MA. Dichos surcos no se observan en ninguna de las muestras MA, y esto en consecuencia con los porcentajes bajos de elementos de aleación como el níquel (ver **TABLA 3**), que puede favorecer la retención de austenita en la matriz.

Por otra parte, se encontró en otras investigaciones que en los hierros blancos con alto contenido de cromo cuando la cantidad de carburos se aproximaba a un 30%, la pérdida de masa por desgaste era la mínima; y que a medida que aumentó este porcentaje de carburos por encima del 30%, la pérdida de masa por desgaste también aumentó considerablemente debido a que con dicho aumento disminuye la cantidad de matriz de sugestión; lo que conlleva a que se produzca una mayor fragmentación de los carburos, fenómeno que genera partículas altamente abrasivas que contribuyen al proceso de desgaste [26]. Por lo tanto, posiblemente esta es una de las razones por las cuales las muestras NA mostraron una resistencia al desgaste mayor, a pesar de tener durezas y cantidades de carburos menores a las muestras MA (ver **TABLA 7**).

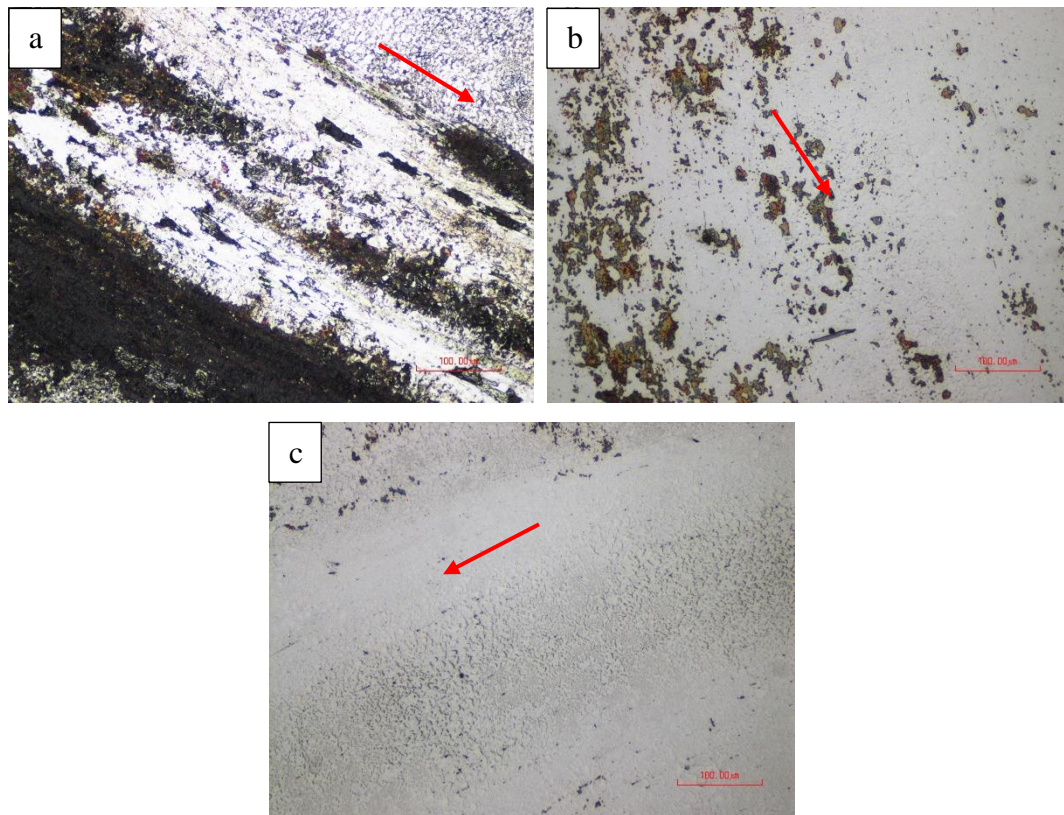


Fig. 9. Huella de desgaste (20x): a) MAT₀; b) MAT₁; c) MAT₂.

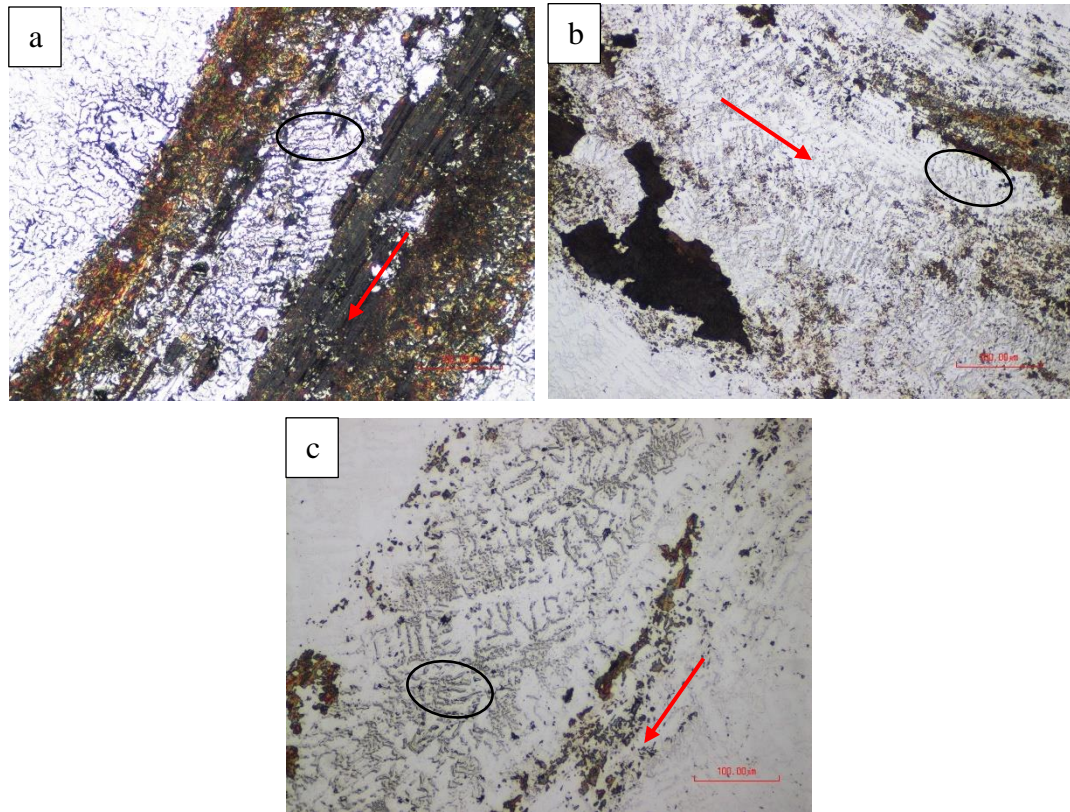


Fig. 10. Huella de desgaste (20x): a) NAT₀; b) NAT₁; c) NAT₂.

D. Desgaste Prematuro

En las **Fig. 11** se muestran imágenes de uno de los caracoles empleados en el ensamble del usillo de las extrusoras de ladrillos de la serie 057, en la parte izquierda de la imagen el caracol desgastado con aproximadamente tres meses de uso, y en la parte derecha un caracol nuevo de las mismas características en su estado de entrega al cliente.



Fig. 11. Muestra de caracol medio 057: Izq. caracol desgastado (CG), Dcha. caracol nuevo (CN)

Tras una inspección metrológica sobre el caracol desgastado se encontró que una de las medidas críticas o importantes para el buen funcionamiento del componente (**Fig. 12**), había disminuido considerablemente durante el tiempo en servicio en que estuvo. Si dicha dimensión disminuye por encima del 3% con respecto a la del caracol nuevo, parámetro definido por el cliente según sus criterios y normatividad operacional de las máquinas; el componente debe ser reemplazado. El caracol analizado mostró un desgaste de aproximadamente un 4% después de tres meses de uso.



Fig. 12. Medición de aletas: Izq. caracol desgastado (CG), Dcha. caracol nuevo (CN)

En la **TABLA 10** se muestran resultados obtenidos para otras dimensiones importantes de la pieza, desde el punto de vista dimensional se encontró un desgaste que varía entre 2% y 2,6% a excepción de la dimensión ilustrada en la **Fig. 12**, en la cual se nota un desgaste de 4,12% y que es superior a las demás zonas de la pieza; esto puede estar relacionado con que el componente en servicio está expuesto a un mayor flujo de material abrasivo en esa parte debido al empuje que genera el componente en rotación, y al efecto cizallante o cortante provocado por los extremos en forma de filetes de las aletas del caracol sobre la pasta cerámica. Comparado con las zonas correspondientes a las otras dimensiones de la pieza.

Tras el análisis dimensional sobre el caracol desgastado, se identificó una tendencia de desgaste con carácter decreciente, que va desde la parte del caracol cercana a la camisa de la extrusora hacia la parte del caracol cercana al eje de soporte del tornillo sinfín o usillo conformado por el conjunto de caracoles, esto también se da por las variaciones de flujo de material abrasivo sobre la superficie del componente durante su uso.

TABLA 10
RESULTADOS DE METROLOGIA

Parte del caracol	Diámetro exterior		Espesor de aleta	
	CG	CN	CG	CN
Medida, mm	391,75	400,40	21,20	21,77
Desv. Estándar, mm	4,5	2,26	1,39	0,40
Desgaste, %	2,16		2,62	

En la **Fig. 13** se muestran los resultados de medición de peso tanto para el caracol desgastado como para el caracol nuevo. Se encontró un desgaste de aproximadamente un 3,94% por pérdida de masa, con una disminución de peso cercana a 1,25 kg. Esto también es evidencia que solo se presenta desgaste crítico en zonas puntuales de la pieza; principalmente en los extremos y sobre la superficie de las aletas del caracol. El desgaste este asociado a la interacción de la pasta cerámica y el caracol de carácter metálico, y el cual está determinado por factores tales como el tipo de material abrasivo y su distribución granulométrica, la cantidad de agua empleada en la mezcla para

fabricar ladrillos, la velocidad de rotación relativa entre el tornillo sinfín y la velocidad de las partículas de la pasta en movimiento. Tales parámetros son desconocidos y no se exponen en este trabajo debido a que son de carácter confidencial para el cliente.

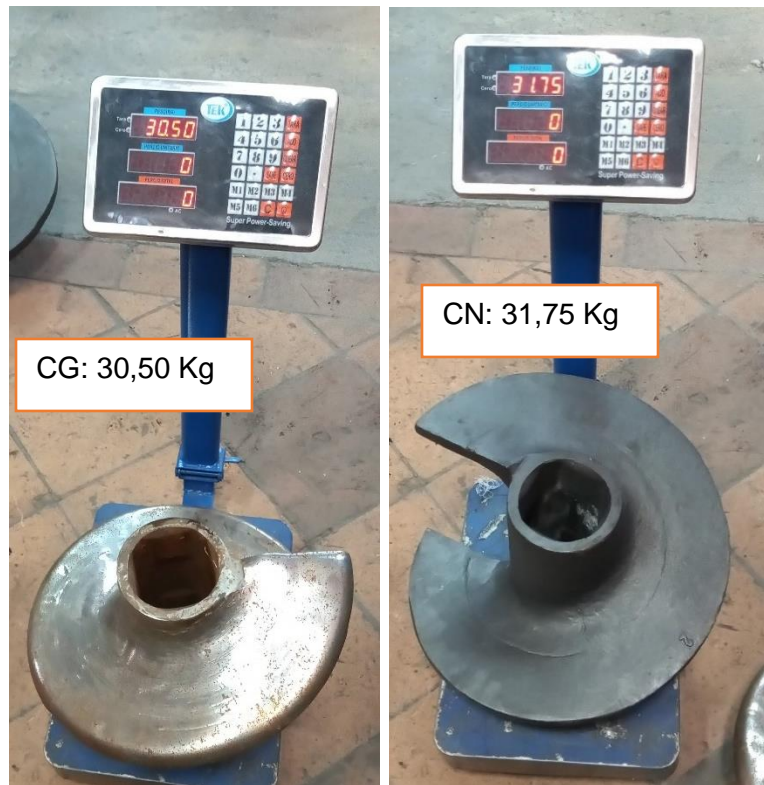


Fig. 13. Medición del peso: Izq. caracol desgastado (CG), Dcha. caracol nuevo (CN)

VI. CONCLUSIONES

Tras la culminación de este proyecto y basado en los resultados obtenidos se puede concluir que:

Con la reformulación de la composición química de la aleación actual producida por FINSA, se logró mejorar la resistencia al desgaste de la aleación actual mediante la modificación de la microestructura del material; la adición de 0.74 % de Mo en el material promovió un refinamiento y reorientación de los carburos primarios.

El cambio en las condiciones de tratamiento térmico influyó notoriamente en las propiedades tribológicas de la aleación MA, se encontró que con solo el aumento en la temperatura de desestabilización (temple) desde los 980 °C hasta los 1050 °C, se logró una mejora significativa del comportamiento frente al desgaste del material en su estado de fabricación actual.

La aleación NA propuesta, en general mostró un comportamiento superior al de la aleación MA en todos y cada uno de los casos; tras la aplicación de cualquiera de los tratamientos térmicos T_0 , T_1 o T_2 se logró una mejora notoria en la resistencia al desgaste del material. Obteniéndose el mayor rendimiento en la muestra NAT_2 templada y revenida a 1050 °C y 500 °C respectivamente.

Tras los ensayos de desgaste realizados, se encontró que la resistencia al desgaste del material actualmente fabricado por la empresa FINSA; puede ser mejorada en aproximadamente un 60% con la reformulación de la composición química y la aplicación del tratamiento térmico T_2 .

La aleación obtenida con la reformulación de la composición en este trabajo, cumple con las especificaciones y requerimientos establecidos por la norma ASTM A532; según los resultados y la dureza alcanzada este material corresponde a un hierro blanco alto cromo clase III tipo A.

VII. RECOMENDACIONES

Se recomienda para futuras investigaciones la caracterización mediante difracción de rayos x, análisis microestructural por microscopía electrónica de barrido (SEM) y energía dispersiva (EDS) para identificar y clasificar los posibles carburos secundarios presentes en la aleación NA; lo cual ofrecería un panorama más amplio de las propiedades y características de esta aleación, y permitirá analizar más a fondo el porqué de su mejora frente al desgaste con respecto a la aleación MA.

También se propone para futuros trabajos el análisis más detallado de la influencia de los elementos de aleación como el Mo y Ni, en la resistencia al desgaste y tenacidad del material. Manteniendo constante las condiciones de tratamiento térmico y variando los porcentajes de dichos elementos en pequeñas cantidades, con el fin de determinar a partir de que valores empieza a ser realmente significativa la mejora del comportamiento frente al desgaste.

REFERENCIAS

- [1] Y. Li, P. Li, K. Wang, H. Li, M. Gong, and W. Tong, "Microstructure and mechanical properties of a Mo alloyed high chromium cast iron after different heat treatments," *Vacuum*, vol. 156, no. July, pp. 59–67, 2018, doi: 10.1016/j.vacuum.2018.07.013.
- [2] J. Jiang, S. Li, W. Yu, and Y. Zhou, "Microstructural characterization and abrasive wear resistance of a high chromium white iron composite reinforced with in situ formed TiC_x," *Mater. Chem. Phys.*, vol. 224, no. December 2018, pp. 169–174, 2019, doi: 10.1016/j.matchemphys.2018.12.019.
- [3] P. Ortega-Cubillos, P. A. Nannetti-Bernardini, M. Celso-Fredel, and R. A. Campos, "Wear resistance of high chromium white cast iron for coal grinding rolls," *Rev. Fac. Ing.*, vol. 2015, no. 76, pp. 134–142, 2015, doi: 10.17533/udea.redin.n76a16.
- [4] C. E. T. Alpízar *et al.*, "Clasificación de los hierros fundidos.," vol. 2014, no. c, 2014.
- [5] A. García García, "CALCULO DE ALIMENTACIÓN DE PIEZAS FUNDIDAS DE HIERRO COLADO GRIS, POR EL MÉTODO DE SOLIDIFICACIÓN DIRECCIONAL," INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL, 2013.
- [6] Guillermo Castro, "F u n d i c i o n e s," 2009.
- [7] M. Yu Lajtin, "Principios Generales De Los Tratamientos Termicos De Los Aceros," *Met. y Trat. termicos*, p. 2, 1973, [Online]. Available: https://www.frro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5_anio/metalografia/4-PRINCIPIOS_GENERALES_DE_LOS_TT_v2.pdf.
- [8] S. S. Mandal, K. S. Ghosh, and D. K. Mondal, "Correlation between microstructure, hardness, wear and electrochemical behaviour in 8.0%, 16.0% and 20.0% (by wt) chromium white irons," *Mater. Chem. Phys.*, vol. 193, pp. 401–412, 2017, doi: 10.1016/j.matchemphys.2017.02.041.
- [9] K. Wang and D. Li, "Formation of core (M₇C₃)-shell (M₂₃C₆) structured carbides in white cast irons: A thermo-kinetic analysis," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 154, no. March, pp. 111–121, 2018, doi: 10.1016/j.commatsci.2018.07.032.
- [10] I. Fernández and F. J. Belzunce, "Wear and oxidation behaviour of high-chromium white cast irons," *Mater. Charact.*, vol. 59, no. 6, pp. 669–674, 2008, doi: 10.1016/j.matchar.2007.05.021.
- [11] L. Chen, J. Zhou, V. Bushlya, and J. E. Stahl, "Influences of micro mechanical property and

- microstructure on performance of machining high chromium white cast iron with cBN tools,” *Procedia CIRP*, vol. 31, pp. 172–178, 2015, doi: 10.1016/j.procir.2015.03.092.
- [12] A. Bedolla-Jacuinde, F. V. Guerra, A. J. Guerrero-Pastran, M. A. Sierra-Cetina, and S. Valdez-Medina, “Microstructural effect and wear performance of high chromium white cast iron modified with high boron contents,” *Wear*, vol. 476, no. November 2020, 2021, doi: 10.1016/j.wear.2021.203675.
- [13] S. Imurai, C. Thanachayanont, J. T. H. Pearce, K. Tsuda, and T. Chairuangstri, “Effects of Mo on microstructure of as-cast 28 wt.% Cr-2.6 wt.% C-(0-10) wt.% Mo irons,” *Mater. Charact.*, vol. 90, pp. 99–112, 2014, doi: 10.1016/j.matchar.2014.01.014.
- [14] F. Carbajal, “Universidad Nacional De San,” *Univ. Nac. San Martín*, vol. 1, pp. 1–125, 2017, [Online]. Available: http://repositorio.unsm.edu.pe/bitstream/handle/11458/2418/TP_AGRO_00662_2017.pdf?sequence=1&isAllowed=y.
- [15] M. Filipovic, Z. Kamberovic, M. Korac, and M. Gavrilovski, “Microstructure and mechanical properties of Fe-Cr-C-Nb white cast irons,” *Mater. Des.*, vol. 47, pp. 41–48, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2012.12.034.
- [16] X. Jia, Q. Hao, X. Zuo, N. Chen, and Y. Rong, “High hardness and toughness of white cast iron: The proposal of a novel process,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 618, pp. 96–103, 2014, doi: 10.1016/j.msea.2014.08.075.
- [17] O. F. Higuera-cobos, “Improvement of abrasive wear resistance of the high chromium cast iron ASTM A-532 through thermal treatment cycles Mejoramiento de la resistencia al desgaste abrasivo de la fundición al alto cromo ASTM A-532 a través de ciclos de tratamiento térmico Melho,” *Fac. Ing. (Fac. Ing.)*, vol. 25, no. 41, pp. 93–103, 2015.
- [18] A. E. Karantzalis, A. Lekatou, and H. Mavros, “Microstructural Modifications of As-Cast High-Chromium White Iron by Heat Treatment,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 18, no. 2, pp. 174–181, 2009, doi: 10.1007/s11665-008-9285-6.
- [19] I. Chakrabarty, *Alloy Cast Irons and Their Engineering Applications*. Elsevier Ltd., 2018.
- [20] M. Gelfi, A. Pola, L. Girelli, A. Zacco, M. Masotti, and G. M. La Vecchia, “Effect of heat treatment on microstructure and erosion resistance of white cast irons for slurry pumping applications,” *Wear*, vol. 428–429, no. February, pp. 438–448, 2019, doi: 10.1016/j.wear.2019.03.011.

- [21] V. Heino, M. Kallio, K. Valtonen, and V. T. Kuokkala, "The role of microstructure in high stress abrasion of white cast irons," *Wear*, vol. 388–389, no. April, pp. 119–125, 2017, doi: 10.1016/j.wear.2017.04.029.
- [22] X. H. Tang, R. Chung, C. J. Pang, D. Y. Li, B. Hinckley, and K. Dolman, "Microstructure of high (45wt.%) chromium cast irons and their resistances to wear and corrosion," *Wear*, vol. 271, no. 9–10, pp. 1426–1431, 2011, doi: 10.1016/j.wear.2010.11.047.
- [23] P. Li, Y. Yang, D. Shen, M. Gong, C. Tian, and W. Tong, "Mechanical behavior and microstructure of hypereutectic high chromium cast iron: The combined effects of tungsten, manganese and molybdenum additions," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 9, no. 3, pp. 5735–5748, 2020, doi: 10.1016/j.jmrt.2020.03.098.
- [24] A. Del and E. Del, "MOLIBDENO Y VANADIO EN LA RESISTENCIA A LA ABRASIÓN DE UNA FUNDICIÓN BLANCA Fe-23Cr-3C," 2017.
- [25] C. Scandian, C. Boher, J. D. B. de Mello, and F. Rézai-Aria, "Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: The relationship between microstructure and wear," *Wear*, vol. 267, no. 1–4, pp. 401–408, 2009, doi: 10.1016/j.wear.2008.12.095.
- [26] K. Abdel-Aziz, M. El-Shennawy, and A. A. Omar, "Microstructural characteristics and mechanical properties of heat treated high-cr white cast iron alloys," *Int. J. Appl. Eng. Res.*, vol. 12, no. 14, pp. 4675–4686, 2017.
- [27] K. M. Ibrahim and M. M. Ibrahim, "Heat Treatment in High Chromium White Cast Iron Ti Alloy," *J. Metall.*, vol. 2014, no. August 2015, pp. 1–9, 2014, doi: 10.1155/2014/856408.
- [28] A. Hadji, K. Bouhamla, and H. Maouche, "Improving wear properties of high-chromium cast iron by manganese alloying," *Int. J. Met.*, vol. 10, no. 1, pp. 43–55, 2016, doi: 10.1007/s40962-015-0003-5.
- [29] E. Karantzalis, A. Lekatou, and H. Mavros, "Microstructure and properties of high chromium cast irons: Effect of heat treatments and alloying additions," *Int. J. Cast Met. Res.*, vol. 22, no. 6, pp. 448–456, 2009, doi: 10.1179/174313309X436637.