EVALUACIÓN DE LA INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE TEMPLE EN EL COMPORTAMIENTO AL DESGASTE DE UNA SUPERALEACIÓN BASE COBALTO CON ADICIÓN 0,3% DE NITRÓGENO.

AUTORAS

YEIMY PAOLA CARDONA GARCÍA
ANA RAQUEL MOLANO RAMOS

UNIVERSIDAD DISTRITAL
FRANCISCO JOSÉ DE CALDAS

UNIVERSIDAD DISTRITAL FRANCISCO JOSÉ DE CALDAS
FACULTAD TECNOLÓGICA
PROYECTO CURRICULAR DE INGENIERÍA MECÁNICA
BOGOTÁ D.C., COLOMBIA
2024

EVALUACIÓN DE LA INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE TEMPLE EN EL COMPORTAMIENTO AL DESGASTE DE UNA SUPERALEACIÓN BASE COBALTO CON ADICIÓN 0,3% DE NITRÓGENO.

AUTORAS
YEIMY PAOLA CARDONA GARCÍA
ANA RAQUEL MOLANO RAMOS

TRABAJO DE GRADO PARA OPTAR AL TÍTULO DE INGENIERAS MECÁNICAS

DOCENTE DIRECTOR
NICOLÁS GABRIEL MUÑOZ BELLO

CODIRECTOR
DR. FRANCISCO VAPEANI GUERRA LÓPEZ
DR. ARNOLDO BEDOLLA JACUINDE

UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO
INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN METALURGIA Y MATERIALES

UNIVERSIDAD DISTRITAL FRANCISCO JOSÉ DE CALDAS
FACULTAD TECNOLÓGICA
PROYECTO CURRICULAR DE INGENIERÍA MECÁNICA
BOGOTÁ D.C., COLOMBIA
2024

DEDICATORIA

Dedicado a JLC

Dedicado a Leonardo.

Dedicado a Flor, Deisy y Manuel.

Dedicado a Esmeralda y Víctor

AGRADECIMIENTOS

Gracias, gracias, gracias.

Ha sido un camino largo y de muchas vivencias y aprendizajes gracias a Dios por permitirnos vivir este viaje de conocimiento.

A mi mamá Flor María, por ser ese apoyo fundamental a lo largo de mi vida, por ser esa guerrera de la que hoy me siento orgullosa. A mis hermanas y familia por su apoyo y compañía. A mi tío Leo que desde el cielo me cuida. A Kafka y a Limón por su compañía eterna en noches de desvelo. A mi prima Yesenia que, sin su ayuda, el tramo final de este viaje se hubiese complicado. A Juan por su compañía y ayuda en toda esta travesía. A Ana por ser esa compañía y apoyo en este camino académico y sobre todo de vida, gracias por hacer tesis dos veces conmigo, que la vida te lleve a cumplir todo lo que deseas.

Agradecida con todo lo que Dios me ha dado en esta vida, mi familia, oportunidades, trabajo y las personas con las que me ha permitido compartir historias y vivencias.

A mis padres que todos los días se esfuerzan porque sus hijos tengan todo el conocimiento y herramientas para prosperar en sus vidas. A todos mis hermanos que de alguna u otra manera han contribuido en mi formación como profesional y más importante como persona. Otras personas como el Ing. Leonardo y Kevin, que con su apoyo me permitieron culminar mis estudios y desarrollar este proyecto. Kara por lamer mis lágrimas en los momentos de desespero o frustración.

A Yeimy por ser esa persona que, con su actitud y paciencia, me ha llevado a enojarme, pero también a quererla lo suficiente, como para no desear ni pensar en tener una compañera de proyectos ni de vida diferente.

A la Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo, al Doctor Francisco Guerra, al Doctor Arnoldo Bedolla, A los licenciados Jafet y Josue y demás estudiantes que nos abrieron las puertas de su universidad, por toda su colaboración y disposición para con nosotras, infinitamente agradecidas.

Eternamente agradecidas con la Gloriosa Universidad Distrital, por abrir oportunidades a quienes llegamos a pensar que era muy difícil entrar a la universidad (fue más difícil salir, pero no me arrepiento).

¡Eternamente agradecidas con la Universidad Distrital por darnos educación gratuita y de calidad!

RESUMEN

La metalurgia es uno de los campos de mayor relevancia en la industria, ya que de este dependen varios procesos que permiten a su vez avanzar a la civilización. Estos materiales durante años han sido campo de interés para investigación, ya que gracias a los constantes avances han permitido usar estos materiales solo o en aleaciones como base fundamental en la fabricación de objetos, por ejemplo: los materiales utilizados en medicina como implantes y piezas quirúrgicas, en la aeronáutica y la aeroespacial para la fabricación de piezas fundamentales para aviones, cohetes y estructuras, así como en la construcción como materiales de soporte etc. Sin embargo, la mayoría de estos materiales siguen siendo objeto de estudio debido a los diferentes modos de fallos que presentan; los cuales no solo afectan sus características fundamentales, sino sus propiedades físicas, químicas y mecánicas. Muchos de estos fallos tienen un impacto directo sobre el producto fabricado y en ocasiones han cobrado vidas humanas. Algunas de las razones más comunes de estos fallos son la corrosión, el desgate o fatiga y la fluencia.

Teniendo en cuenta lo anterior, en el presente trabajo se realizó una superaleación base cobalto con adición 0,3% de nitrógeno. Una vez obtenida la aleación se tomaron muestras y se sometieron a tratamiento térmico (MCT) algunas y otras se dejaron sin tratamiento térmico (MST). A estas aleaciones se le realizaron caracterizaciones como EDS, SEM, microscopía óptica y de barrido, dureza y desgaste. En la aleación sin tratamiento térmico (MST) se encontró una microestructura heterogénea con inclusiones ricas en Cr y Mo las cuales contribuyeron al refuerzo de la estructura y aumento la dureza, la dureza encontrada fue de 286,06 ± 8,80 Hv. Sin embargo, esta microestructura podría ser más susceptible a la fragilidad dado su distribución desigual de fases. La muestra sin tratamiento térmico (MST) presentó una rugosidad promedio de 0.351 µm y un volumen del material desplazado de 1.88 mm^3 con un mayor rugosidad, heterogeneidad y desgaste acumulado en comparación a la muestra tratada térmicamente (MCT) la cual presentó una rugosidad promedio de 0.241 µm y un volumen de 1.67 mm^3.

Por otra parte, la aleación tratada térmicamente (MCT) presentó una microestructura homogénea donde se encontró que el tratamiento térmico favoreció la distribución más uniforme de los elementos de aleación, mejorando potencialmente la ductilidad y tenacidad. Pero, la perdida de carburos o inclusiones duras redujo significativamente ($p<0,05$) la dureza la cual fue de 246,16 ± 11,12 Hv. En conclusión, el tratamiento térmico parece favorecer una mejor distribución de los elementos en la microestructura, dando como resultado una superficie más homogénea, lisa y con menor profundidad de desgaste. Sin embargo, esta homogeneidad también está relacionada con la reducción en la dureza debido a una posible redistribución de carburos.

Palabras clave: NITRÓGENO, SUPERALEACIÓN, METALOGRAFÍA, RESISTENCIA AL DESGASTE.

ABSTRACT

Metallurgy is one of the most important fields in industry, as many processes essential for advancing civilization depend on it. For years, these materials have been a subject of great interest in research, as continuous advancements have allowed their use, either alone or in alloys, as a fundamental base in the manufacturing of various objects. For example, materials are used in medicine for implants and surgical components, in aeronautics and aerospace to produce critical parts for airplanes, rockets, and structures, as well as in construction as support materials, among other applications.

However, most of these materials remain under study due to the different failure modes they exhibit, which not only affect their fundamental characteristics but also their physical, chemical, and mechanical properties. Many of these failures have a direct impact on the manufactured product and, in some cases, have even resulted in the loss of human lives. Some of the most common reasons for these failures include corrosion, wear or fatigue, and creeping.

Considering the above, in this study, a cobalt-based superalloy with the addition of 0.3% nitrogen was developed. Once the alloy was obtained, samples were taken, with some subjected to heat treatment (MCT) and others left untreated (MST). These alloys were characterized using EDS, SEM, optical microscopy, hardness testing, and wear testing.

In the untreated alloy (MST), a heterogeneous microstructure with Cr- and Mo-rich inclusions was observed, which contributed to strengthening the structure and increasing hardness. The hardness measured was 286.06 ± 8.80 Hv. However, this microstructure might be more susceptible to brittleness due to its uneven phase distribution. The untreated alloy (MST) had an average roughness of 0.351 µm and a displaced material volume of 1.88 mm^3 with higher roughness, heterogeneity and accumulated wear compared to the heat-treated allloy (MCT) which had an average roughness of 0.241 µm and a volume of 1.67 mm^3.

On the other hand, the heat-treated alloy (MCT) presents a homogeneous microstructure where it was found that the heat treatment favored the more even distribution of the alloy elements, potentially improving ductility and toughness. However, the loss of carbides or hard inclusions significantly reduced ($p<0.05$) the hardness which was 246.16 ± 11.12 Hv. In conclusion, the heat treatment seems to favour a better distribution of the elements in the microstructure, resulting in a more homogeneous surface, smooth and with less depth of wear. However, this homogeneity is also related to the reduction in hardness due to a possible redistribution of carbides.

Keywords: NITROGEN, SUPERALLOY, METALLOGRAPHY, WEAR RESISTANCE.

CONTENIDO

1. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA 16
2. OBJETIVOS 18
2.1. Objetivo general 18
2.2. Objetivos específicos 18
3. JUSTIFICACIÓN 19
4. MARCO TEÓRICO Y ANTECEDENTES 21
4.1. MARCO TEÓRICO 21
4.1.1. Marco conceptual 21
4.1.2. Marco normativo 28
4.2. ANTECEDENTES 30
4.2.1. Mejoramiento de aleaciones 30
4.2.2. Tratamiento térmico en aleaciones 31
4.2.3. Adición de nitrógeno en aleaciones 32
4.2.4. Superaleaciones base cobalto 33
5. DESARROLLO EXPERIMENTAL 35
5.1. Fase 1: Revisión bibliográfica 36
5.2. Fase 2: Obtención de la superaleación 37
5.2.1. Diseño estequiométrico del material, ajuste y balance de carga 37
5.2.2. Preparación del material 38
5.2.3. Elaboración del molde 40
5.2.4. Fundición del material 42
5.3. Fase 3: Probetas 46
5.3.1. Desmoldeo 46
5.3.2. Corte de muestra 47
5.3.3. Preparación de probetas 48
5.3.4. Tratamiento térmico 49
5.4. Fase 4: Caracterización 50
5.4.1. Grabado, ataque químico 50
5.4.2. Caracterización microestructural 51
5.4.3. Ensayo de desgaste por deslizamiento 51

5.4.4. Ensayo de dureza 52
5.4.5. Perfilometría 52
5.5. Fase 5: Resultados y discusiones 53
5.5.1. Revisión bibliográfica 53
5.5.2. Obtención de la superaleación 53
5.5.3. Evaluación de microestructura 54
5.5.4. Espectroscopía de Dispersión de energía (EDS) 58
5.5.5. Microscopia Electrónica de Barrido (SEM) 59
5.5.6. Determinación de dureza 63
5.5.7. Determinación de desgaste 64
6. CONCLUSIONES 72
7. RECOMENDACIONES 73
8. ANEXOS 74
9. REFERENCIAS 76

LISTA DE TABLAS

Tabla 1. Composición química de los materiales y aleaciones. Fuente propia. ---------37

Tabla 2. Composición química de las aleaciones. Fuente propia----------37

Tabla 3. Composición química de los materiales y cantidades a utilizar. Fuente propia38

Tabla 4. Composición química de la aleación e identificadores de muestras. Fuente propia. ----------54

Tabla 5. Comportamiento de las fases ----------57

Tabla 6. Comparaciones en parejas de Fisher. Agrupar información utilizando el método LSD de Fisher y una confianza de 95%. Las medias que no comparten una letra son significativamente diferentes. Fuente propia. ----------64

Tabla 7. Pruebas individuales de Fisher para diferencias de las medias. Nivel de confianza simultánea = 95.00%. Fuente propia.----------64

Tabla 8. Valores promedio, desviaciones estándar y condiciones de prueba de desgaste a 50 N y 100 N de carga.----------65

Tabla 9. Prueba Mann-Whitney para Desgaste y Coeficiente de fricción----------70

Tabla 10. Prueba Mann-Whitney para Desgaste y Carga aplicada (50 y 100 N) -------71

Tabla 11. Prueba Mann-Whitney para Desgaste y Dureza----------71

LISTA DE ECUACIONES

Ecuación 1. Fuente (Hewitt, 2004) *40*

Ecuación 2. Fuente (Clemens et al., 1998) *41*

Ecuación 3. Fuente (Manterola et al., 2018) *41*

Ecuación 4. Fuente (Nagels et al., 1996) *44*

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.Clasificación de materiales. Fuente (Cárdenas & Díaz, 2015). 22

Figura 2. Materiales metalúrgicos tomado de (Radver, s. f.). 23

Figura 3. Ejemplo de aplicaciones de las superaleaciones en la actualidad. Tomado de (García, 2024; «Rectificado cilíndrico», s. f.)..... 24

Figura 4. Microestructuras de las distintas aleaciones Ti-Al-V-Ta obtenidas. M.E.B. 5000X: a) y b) Aleación A (Ti-4,7Al-3V-4,8Ta) sin y con tratamiento térmico, respectivamente; c) y d) Aleación B (Ti-4,5Al-2,9V-7,2Ta) sin y con tratamiento térmico, respectivamente. Tomado de (Bisbal et al., s. f.). 25

Figura 5. Horno de fundición al vacío. Fuente propia, tomado en el Laboratorio de materiales UMSNH. 28

Figura 6. A) Pulidora metalográfica. B) Probetas para pulir. C) Ejemplo de preparación de probetas. Tomado de (Delgado, 2020). 29

Figura 7. A) Estándar para clasificación de la resistencia de los materiales al desgaste por deslizamiento mediante la prueba de desgaste de bloque sobre anillo, B) Huella Vickers tomado de (Eurolab, s. f.; TECNIMETAL, 2021) 29

Figura 8. A) Montaje de probeta para la prueba. B) Máquina usada para la prueba de desgaste, Laboratorio de materiales UMSNH. Tomado de (ASTM, 2022) y fuente propia. 30

Figura 9. Peso de componentes individuales y totales, corte y triturado. Fuente propia.39

Figura 10. Molde para fundición. Fuente propia. 40

Figura 11. Molde. Fuente propia. 42

Figura 12. Posicionamiento de material en horno para fundición. Fuente propia. 42

Figura 13.Esquema de funcionamiento del horno por inducción de alto vacío. Fuente propia. 44

Figura 14. Secuencia gráfica de adecuación de parámetros, proceso de adición de FeCr-N y vertimiento de la fundición. Fuente propia. 45

Figura 15. Visualización del proceso de fundición. Fuente propia. 46

Figura 16. Desmoldeo. Fuente propia. 47

Figura 17. Corte y secciones para tratamiento térmico y pruebas de desgaste. Fuente propia. 47

Figura 18. Rectificadora UMSNH. Fuente propia. 48

Figura 19. Proceso de pulido. Fuente propia. 49

Figura 20. Proceso de tratamiento térmico. Fuente propia. 49

Figura 21. Material después del tratamiento térmico con capa de óxido. Fuente propia.50

Figura 22. Análisis de microestructura en SEM. Fuente propia. 51

Figura 23. Ensayo de desgaste. Fuente propia. 51

Figura 24. Perfilador óptico. Fuente propia. 52

Figura 25.(A) Aleación obtenida sin tratamiento térmico. (B) Aleación después del tratamiento térmico. Fuente propia. 54

Figura 26. (A) Micrografías obtenidas por microscopio óptico de la aleación sin tratamiento térmico (MST) y (B) micrografía de la aleación después del tratamiento térmico (MCT).55

Figura 27. Diagrama de fases obtenido en JMat de la superaleación base Co. Fuente propia. 57

Figura 28. (A) Espectroscopía de Dispersión de Energía (EDS) de aleación sin tratamiento térmico (MST) y (B) Espectroscopía de Dispersión de Energía (EDS) de aleación con tratamiento térmico (MCT). 58

Figura 29. Micrografías tomadas a una magnificación de 1000 X y una escala de 10 µm, con una ampliación de zona tomada a 2500 X (A) Micrografía de aleación sin tratamiento térmico (MST) y (B) Micrografía de aleación con tratamiento térmico (MCT). 60

Figura 30. (A) Análisis superficial de micrografía obtenida en SEM para aleación sin tratamiento térmico (MST) y (B) Análisis superficial de micrografía obtenida por SEM de aleación con tratamiento térmico (MCT). 62

Figura 31. Resultados de la prueba de dureza Vickers en aleación sin tratamiento térmico (MST) y aleación con tratamiento térmico (MCT). 64

Figura 32. Comparación de Tasa de Desgaste en (mm^3 /s) y Pérdida de Masa en (g) con carga de 50 N y 100 N. Fuente propia. 66

Figura 33. Análisis de rugosidad, Perfil y topografía 3D con carga de 50N de (A) muestra sin tratamiento térmico y (B) muestra tratada térmicamente 67

Figura 34. Análisis de rugosidad, Perfil y topografía 3D con carga de 100 N en (A) muestra sin tratamiento térmico y (B) muestra tratada térmicamente. 69

LISTA DE ANEXOS

Anexo 1. Estadísticos descriptivos para la prueba de dureza 74

Anexo 2. Tasa de Desgaste con carga a 50 N y 100 N..... 74

Anexo 3. Pérdida de Masa de las aleaciones con y sin tratamiento térmico con carga de 50 N y 100 N 75

GLOSARIO

MCT	Muestra Con Tratamiento
MST	Muestra Sin Tratamiento
EDS	Espectroscopía de dispersión de energía
SEM	Microscopía Electrónica de barrido
Cr	Cromo
Mo	Molibdeno
Hv	Dureza Vickers
CCC:	Cúbica Centrada en las Caras
UMSNH:	Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo
ASTM:	American Society for Testing and Materials
γ	Gamma
γ´	Gamma prima
Ti-Al-V-Ta	Aleación de titanio con aluminio, vanadio y tantalio
$Ni3Ti$	Aleación níquel - titanio
$Ni3Al$	Aleación níquel - aluminio
γ''	Gamma doble prima
$Ni3Nb$	Aleación níquel - nobio
MC	Metal carbide
HCP	Hexagonal compacta
Ni	Níquel
C	Carbono
W	Wolframio
Ti	Titanio
Al	Aluminio
Fe	Hierro
Co	Cobalto
Fe-Mo	Ferromolibdeno
Fe-C	Ferrocarbono
Fe CrA/C	Ferrocromo
Fe-B	Ferroboro
Fe-Cr N	Ferrocromo nitrogenado

1. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

El desarrollo de nuevos productos y la evolución de otros exigen mayores estándares de calidad en las materias primas de cualquier producto del mercado. Existen diferentes defectos en los materiales que en el transcurso del tiempo se ha tratado de mejorar, uno de ellos es el desgaste por rozamiento, el cual es una forma de desgaste adhesivo que implica deformación plástica o transferencia de materiales durante condiciones de deslizamiento sin lubricación (Guo et al., 2023). Por este tipo de defectos y muchos otros, es que se requiere que cualquier material empleado para elaboración deba cumplir ciertas especificaciones desde diversos puntos de vista, como lo son las propiedades mecánicas y químicas de este. En los aceros, por lo general se ha buscado el aumento de facultades que permitan a bajo costo disminuir la complejidad del diseño y mejorar sus propiedades (Alvarado & Ruiz, 2018).

El término "*superaleaciones*" fue utilizado por primera vez poco después de la Segunda Guerra Mundial, para describir un grupo de aleaciones desarrolladas para su uso en turbocompresores y turbinas de motor de aviones que requerían un alto rendimiento a temperaturas elevadas. Se denominan superaleaciones a aquellas familias de aleaciones metálicas cuyo elemento predominante es el Níquel, el Cobalto o el Hierro (Cano, 2017).

El desarrollo de las superaleaciones ha dependido en gran medida de las industrias de químicos y de la innovación de procesos, y ha sido impulsado principalmente por la industria aeroespacial y de energía. En los últimos diez años se han realizado avances tecnológicos en el desarrollo de modernos motores de turbinas para aeroplanos y dirigibles, y componentes de generación de energía. Para ello se han incrementado los niveles de elementos aleantes de tipo refractarios en las superaleaciones, logrando incrementar sus propiedades mecánicas a elevadas temperaturas (Cárdenas & Díaz, 2015).

Las buenas propiedades de las superaleaciones a alta temperatura no se deben únicamente al elemento base, dependen directamente de los aleantes que se usen y de la proporción en la que son empleados. El elemento base de las superaleaciones presenta en general una estructura cristalina CCC (Cúbica Centrada en las Caras), y suele ser Níquel o Cobalto (Cano, 2017).

Teniendo en cuenta lo anterior, el proyecto propone la fabricación y evaluación de influencia del tratamiento térmico de temple en el comportamiento al desgaste de una aleación a base de cobalto con adición de 0,3 % de nitrógeno. Partiendo desde la revisión bibliográfica, fabricación, caracterización y publicación de resultados.

Por otro lado, se debe contemplar las limitaciones del presente estudio, ya que para su desarrollo se requiere de la participación multidisciplinaria durante el proceso de fabricación y análisis, además de equipos especializados para la fundición de la aleación como se encuentra planteada, la evaluación a nivel metalúrgico y la presentación de los resultados a analizar. Por lo que se plantea la siguiente pregunta de investigación: ¿Cómo el tratamiento térmico de temple puede mejorar el comportamiento al desgaste de la superaleación base cobalto con adición de 0,3% de nitrógeno?

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo general

Evaluar la influencia del tratamiento térmico de temple en el comportamiento al desgaste de una superaleación base cobalto con adición 0,3% de nitrógeno.

2.2. Objetivos específicos

1. Obtener una aleación base cobalto con la adición de nitrógeno vía fundición.
2. Aplicar tratamiento térmico de temple a la aleación obtenida.
3. Caracterizar microestructuralmente la aleación base cobalto con adición del 0,3% de nitrógeno con y sin tratamiento térmico.
4. Realizar ensayos de dureza y desgaste bajo la norma ASTM G77-98 y ASTM E384-17 a la aleación base cobalto con adición del 0,3% de nitrógeno con y sin tratamiento térmico.

3. JUSTIFICACIÓN

El uso de la metalurgia es y ha sido una necesidad latente en diversas áreas desde la prehistoria y ha formado parte de la evolución humana. Materiales como el hierro, bronce y cobre permitió la transformación y crecimiento de las antiguas civilizaciones, ya que estos materiales fueron la base de partida para la creación de herramientas y armas (Mcneil, 1992). En la actualidad el uso de estos materiales sigue estando vigente y son de vital importancia en diversos campos de aplicación donde se usan solos o en aleaciones, en áreas como la aeronáutica, aeroespacial, construcción y medicina etc. Dichos materiales se usan para la fabricación de múltiples objetos desde turbinas, turbocompresores hasta implantes quirúrgicos (Baraja, 2015; Cano, 2017; Cárdenas & Díaz, 2015; Mcneil, 1992). Por tal motivo, es muy importante seguir investigando cómo mejorar las propiedades químicas, físicas y termodinámicas de los materiales. Ya que, durante años se ha observado los problemas por los fallos de estos materiales en la industria, fenómenos corrosivos y problemas relacionados con cambios en sus propiedades mecánicas y térmicas (Molera, 1990). De aquí la necesidad de desarrollar y evaluar materiales avanzados que suplan las necesidades del mercado actual. Ya que, la materia (materiales), la energía (fabricación) y la aplicación (diseño), juntamente con el mercado, controlan el progreso en el desarrollo industrial de los materiales avanzados (Córdoba, 2007).

En las últimas décadas estudios como el realizado por Córdoba, J en 2007 identifican la necesidad de buscar técnicas de fabricación y tipos de materiales encaminado a obtener mejores propiedades útiles comparadas con las de los materiales convencionales, introduciendo cambios en la composición, controlando la microestructura o combinando ambos aspectos. En algunos casos más excepcionales, el desarrollo de los materiales avanzados conduce a un nuevo producto o a la creación de una nueva tecnología y así mismo un avance social (Córdoba, 2007). Teniendo en cuenta esto, en el estudio realizado por Vidagañ, J en 2023 aporta los requerimientos necesarios para escoger una superaleación, donde se debe tener en cuenta no solo sus propiedades, sino también sus altas prestaciones en condiciones de trabajo a altas temperaturas, donde la integridad del material depende de su resistencia al calor y a la corrosión. Además, estos materiales se emplean en ambientes ácidos o salinos, donde previenen la corrosión, como son la industria de procesos químicos, petroquímicos y la industria marina (Vidagañ, 2023).

Teniendo en cuenta estas superaleaciones, se encuentra el estudio realizado por Cano, en 2017 donde reporta una aleación con base Cobalto, este se apoya en otras investigaciones que han estudiado la viabilidad de esta aleación para uso en aplicaciones en ambientes extremos de temperatura y humedad (Cano, 2017). Puesto que son altamente resistentes al desgaste por rozamiento y presentan una buena resistencia a la abrasión en un amplio

rango de temperatura, lo que la hace popular para su uso en diferentes aplicaciones (Llaneza et al., 2018).
Otros estudios más recientes como el realizado en 2024 por Zheng et al., se centran en analizar las características del acero inoxidable 316LN con adición de nitrógeno, donde encontraron que tuvo una mejora significativa en la resistencia a la fatiga e influencia (Zheng et al., 2024). Estos resultados también se apoyan en otros estudios como los realizados por Prasat et al., los cuales indican que a diferentes niveles de contenido de nitrógeno disminuye la fatiga. El aumento del contenido de nitrógeno provoca una localización pronunciada del deslizamiento, lo que, junto con una alta tensión de tracción, disminuye la influencia positiva del contenido de nitrógeno en la vida útil ante una fatiga termomecánica (Prasat et al., 2015).

Finalmente, la investigación sobre la caracterización y desarrollo de la preparación de una superaleación con adición de nitrógeno y posterior tratamiento térmico de temple representa un paso hacia la innovación y la competitividad en el mercado. Teniendo en cuenta que el sector de manufactura metalmecánico en la República de Colombia se ha transformado en uno de los sectores financieros con mayor proyección de índices de producción, durante el período 2014-2020 (Redondo et al., 2021). Dando así, una proyección social donde se busca de igual forma incentivar la investigación en la ingeniería de materiales y procesos metalmecánicos.

Por lo cual, el desarrollo del proyecto tanto a nivel personal, académico, como profesional, busca aportar y generar impacto en una rama que se desarrolla cada día más, es un avance y una excelente culminación de la carrera. El diseño, desarrollo y caracterización de aleaciones avanzadas representan una oportunidad única para adquirir experiencia en áreas especializadas de la ingeniería de materiales y la metalurgia; nuevos horizontes, conocimientos y ganas de continuar explorando. Además, del conocimiento de nuevas perspectivas de las personas que apoyan el proyecto planteado, con acompañamiento y el uso de las instalaciones de la UMSNH.

4. MARCO TEÓRICO Y ANTECEDENTES

4.1. MARCO TEÓRICO

4.1.1. Marco conceptual

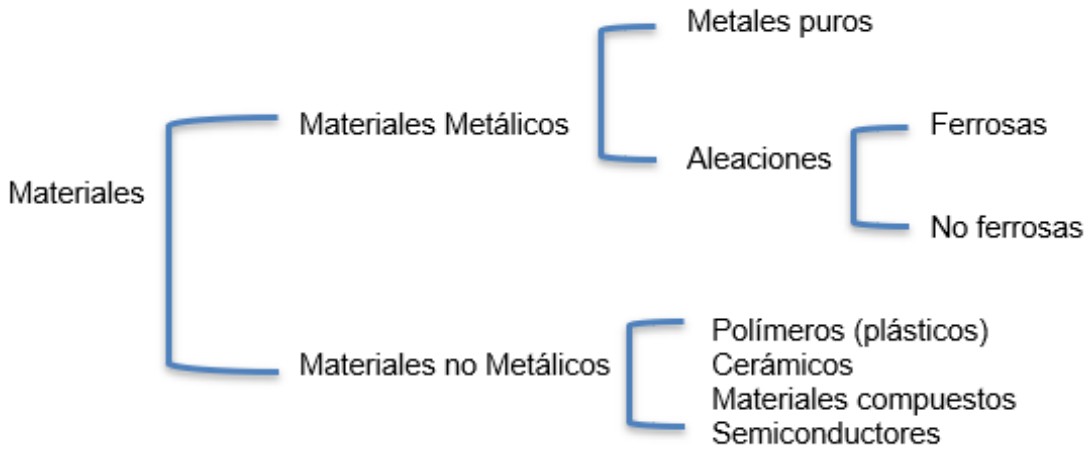
La metalurgia ha sido clave no solo en el avance y desarrollo de la civilización sino en el desarrollo de la industria y en la invención de nuevas tecnologías (Mcneil, 1992). Gracias a esto, existen épocas que representan el uso de algún material como lo fue la Edad de Piedra, Edad de Bronce, Edad de Hierro etc. La característica de cada una de estas edades es el aprovechamiento y uso específico del elemento; mediante el descubrimiento de nuevas técnicas de fabricación y mezcla entre materiales que mejoraban el material aportando propiedades superiores a las de los elementos en estado original, estos nuevos materiales se les denomina aleaciones.

Mediante la investigación y uso de las aleaciones, los científicos, logran comprender la relación entre elementos estructurales y sus propiedades, esto hace que sean capaces de modificar o adaptar las características de los materiales. Uno de los científicos más relevantes es Willard Gibbs, ya que demostró la relación entre las propiedades y la estructura de un material.

El desarrollo de innumerables materiales que sean adaptables a las necesidades actuales, con características muy especiales las cuales permiten que el campo de desarrollo se amplíe no sólo para metales si no plásticos, vidrios y fibras; el área aeroespacial, es la más interesada en el desarrollo de aleaciones, tanto así que sus adelantos estructurales se basan en aleaciones que denominan *superaleaciones,* como los adelantos electrónicos los cuales se basan en componentes denominados materiales semiconductores.

La ciencia de materiales clasifica a todos los materiales de uso corriente en ingeniería, en función de sus propiedades y su estructura atómica, en dos grandes grupos como se observa en Figura 1.

Figura 1.Clasificación de materiales. Fuente (Cárdenas & Díaz, 2015).



i. Aleaciones

Una aleación es una mezcla sólida homogénea, que está compuesta de dos o más elementos, de los cuales, al menos uno es metal y da como resultado un nuevo material con propiedades diferentes a los elementos de manera individual. Las aleaciones se forman con el objetivo de mejorar o modificar las propiedades físicas y químicas de los materiales, como la dureza, resistencia a la corrosión, resistencia mecánica entre otras (Sirotkin & Sirotkin, 2018).

El método de preparación de las aleaciones es la fusión conjunta, y en la mayoría de los casos los componentes de la aleación son solubles el uno con el otro, es decir forman una solución líquida en la que los átomos de los distintos elementos están mezclados entre sí.

Las aleaciones se clasifican en dos grupos teniendo en cuenta los elementos presentes en mayor cantidad, a estos elementos se les denomina componentes base de la aleación, y los elementos en menor proporción se denominan componentes secundarios o traza en la Figura 2 encontramos los diversos materiales y su apariencia. Estos materiales se pueden dividir así:

- Aleaciones ferrosas (Base hierro)
- Aleaciones no ferrosas (Base cobre, base zinc, base aluminio, etc.).

Figura 2. Materiales metalúrgicos tomado de (Radver, s. f.).

ii. Superaleaciones

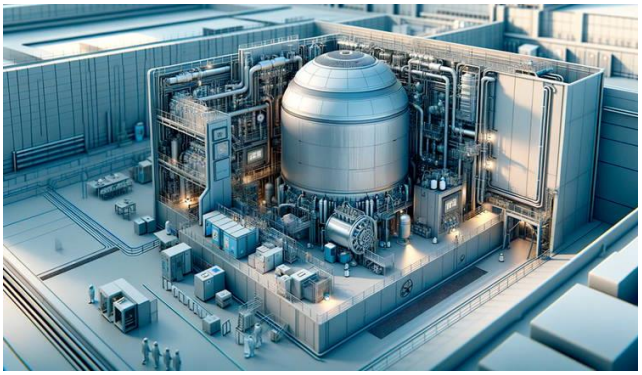
Las superaleaciones o aleaciones de alto rendimiento son un grupo de materiales o aleaciones metálicas de base níquel, cobalto, hierro y titanio que presentan excelentes propiedades mecánicas a temperaturas elevadas. Por lo cual, son utilizados a menudo a más de 0,7 de su temperatura de fusión absoluta (temperaturas de 540°C y superiores) (Cárdenas & Díaz, 2015). Su resistencia a la fluencia y resistencia a la oxidación son los criterios principales de diseño.
Generalmente, las aleaciones suelen tener una matriz austenítica, con estructura CCC y presentan características específicas como:

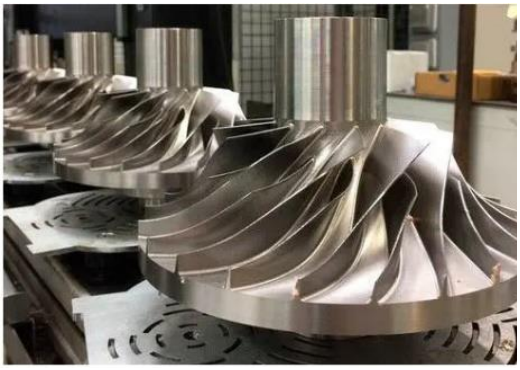
- Excelente resistencia mecánica
- Elevada resistencia a altas temperaturas
- Buena resistencia al ataque del medio ambiente (nitruración, carbonización, oxidación, sulfuración)
- Excelente resistencia al Creep
- Resistencia a la rotura por estrés
- Buena estabilidad metalurgia
- Expansión térmica
- Resistencia a la fatiga térmica
- Resistencia a la corrosión
- Buena resistencia a cargas elevadas
- Resistencia a las vibraciones

Teniendo en cuenta estas características encontramos las principales aplicaciones de las superaleaciones en la se encuentran algunos ejemplos gráficos:

- Reactores nucleares
- Carcasas de bombas
- Álabes
- Tuberías de gas
- Turbinas
- Motores
- Industria marina
- Industria química
- Industria petrolera
- Industria aeroespacial y aeronáutica
- Medicina (prótesis)

Figura 3. Ejemplo de aplicaciones de las superaleaciones en la actualidad. Tomado de (García, 2024; «Rectificado cilíndrico», s. f.).



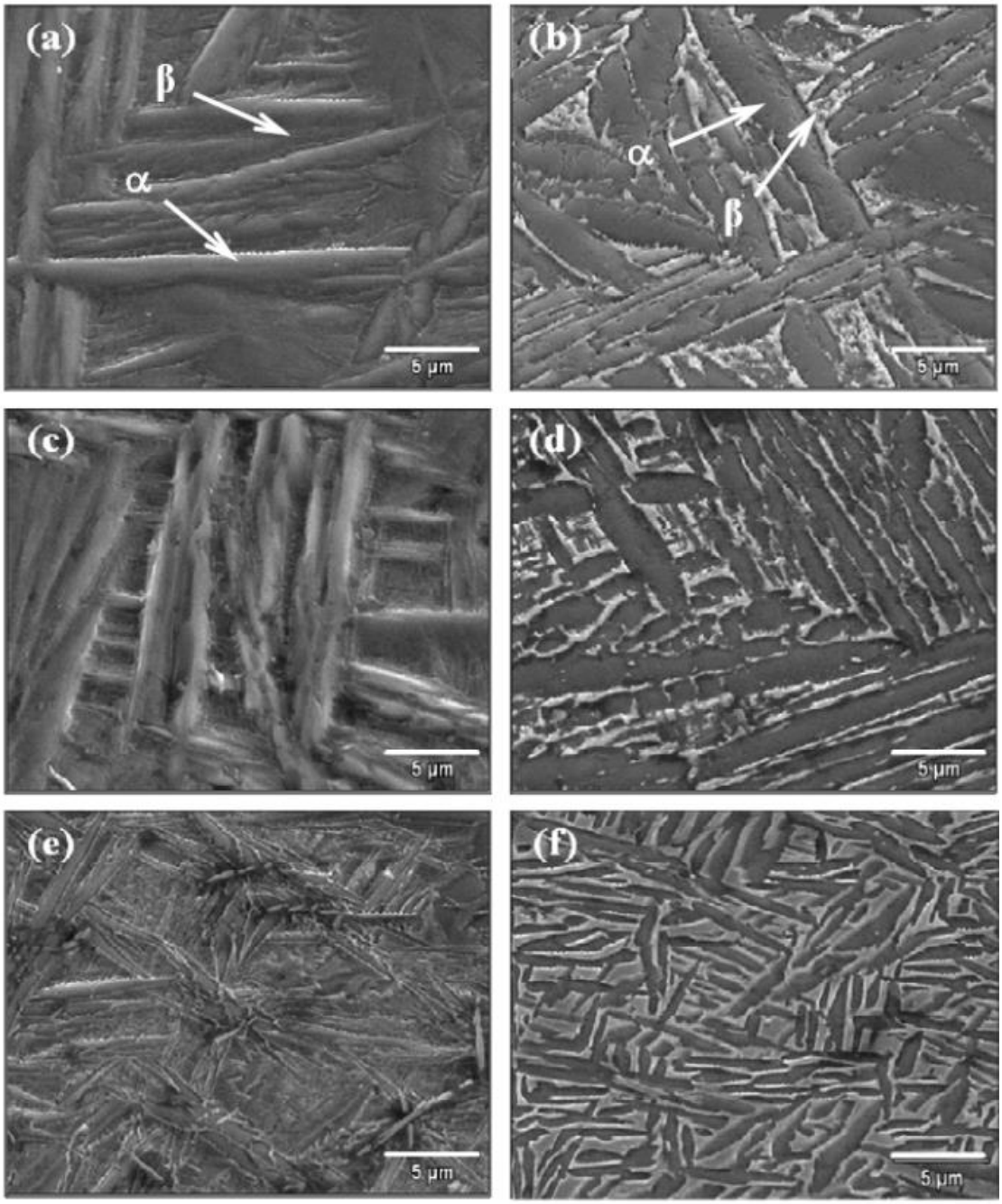


iii. Metalurgia física de las aleaciones

La cantidad y proporción de elementos aleantes en la preparación de la mezcla cumplen un papel fundamental dado que de este depende que no se alteren las características y propiedades necesarias para la aplicación de la superaleación. Pero, su microestructura es característica según el tipo de material y tratamiento térmico aplicado, en la Figura 4, observamos un ejemplo de microestructuras de distintas aleaciones y aplicación de tratamiento térmico. Algunos elementos como el Níquel, Cobalto, Hierro, Cromo, Rutenio, Molibdeno, Renio y Tungsteno tienen un radio atómico similar al Níquel y tienden a encontrarse en solución sólida y ayudan a estabilizar la matriz **γ** (gamma). En un segundo grupo se encuentra el Aluminio, Titanio, Tantalio y Niobio, los cuales tienen un radio mayor al Níquel y promueven la formación de fases ordenadas como la fase **γ´** (gamma prima). El Boro, Carbono, Zirconio, y Nitrógeno constituyen un tercer grupo de elementos que tienden a segregar en las fronteras de granos de matriz **γ**, ya que estos elementos tienen un radio atómico diferente al del Níquel, por lo que promueven la formación de boruros, carburos,

nitruros o carbonitruros; mientras el Cromo y el Molibdeno promueven la formación de boruros (Calderón, 2015).

Figura 4. Microestructuras de las distintas aleaciones Ti-Al-V-Ta obtenidas. M.E.B. 5000X: a) y b) Aleación A (Ti-4,7Al-3V-4,8Ta) sin y con tratamiento térmico, respectivamente; c) y d) Aleación B (Ti-4,5Al-2,9V-7,2Ta) sin y con tratamiento térmico, respectivamente. Tomado de (Bisbal et al., s. f.).



Dependiendo del material de base podemos clasificar las superaleaciones en 3 categorías principales, y cada una de estas poseen características diferentes (Vidagañ, 2023):
Superaleaciones base Níquel: Actualmente, este grupo de superaleaciones constituye el 50% del peso de los motores de las aeronaves, poseen una microestructura compleja formada por una matriz de alto contenido de níquel, y endurecida por distintos mecanismos, se puede clasificar de la siguiente manera:

- Fase γ: estructura austenítica CCC que confiere unas excelentes propiedades de plasticidad y resistencia en caliente, endurecida por solución sólida con elementos aleantes como cobalto o cromo. Esta fase ofrece baja resistencia y no es estable, es decir, cambia su estructura cristalina y su volumen.

Por tanto, se emplean diferentes métodos para endurecer la matriz como son la formación de carburos y la presencia de precipitados. Con la adición de precipitados de titanio, aluminio y/o niobio se forman dos nuevas fases:

- Fase γ': incluye precipitados de Ni_3Ti y Ni_3Al, consiguiendo así ser estable hasta una temperatura de 700 $°C$.
- Fase γ'': incluye precipitados de Ni_3Nb obteniendo estabilidad hasta una temperatura de 650 $°C$ las cuales presenta una mejor soldabilidad.

Por otro lado, hay distintos tipos de formación de carburos o Tipo MC: con titanio, tántalo, niobio y zirconio.

- Tipo $M23C6$: con cromo y hierro.
- Tipo $M6C$: para altos contenidos de molibdeno y tungsteno.

Además, se añaden cromo y aluminio para aumentar la resistencia a la oxidación, y cobalto para aumentar la solubilidad de los aleantes en la matriz austenítica de base níquel. Al tener mayor solubilidad, aumenta el número de precipitados y así se endurece la matriz.

Superaleaciones base Cobalto: estas superaleaciones presentan una menor resistencia que las de base níquel. Aun así, presentan una mejor soldabilidad y resistencia a la fatiga térmica.

En lo que respecta a su microestructura, el cobalto puro presenta una estructura HCP (hexagonal compacta), pero están altamente aleados para obtener una matriz austenítica γ (CCC). No forma precipitados intermetálicos endurecedores, por lo que la matriz es endurecida solamente por solución sólida, formación de carburos (de tipo MC, $M23C6$ y $M6C$) y otros aleantes como son el zirconio y el boro. Estos últimos tienen como finalidad aumentar la resistencia en caliente por reducción de vacantes en bordes de grano. Entre sus principales propiedades destacan:

- Buena resistencia a fluencia hasta los 1000 ℃.
- Buena resistencia al choque térmico.
- Buena resistencia a la oxidación a elevada temperatura, ya que presentan alto contenido en cromo.
- Facilidad de moldeo, mediante el procedimiento a la cera perdida.

Superaleaciones base Hierro: este grupo ha sido desarrollado a partir de aceros inoxidables austeníticos (Ni) con precipitados (C, Mo, W, Ti, Al). Constituyen la solución más económica y su temperatura máxima de utilización está alrededor de los 650 ℃. Esta familia de superaleaciones presenta un mejor procesado y una mejor soldabilidad que el resto. Además, posee una resistencia a la oxidación y a fluencia similar a las superaleaciones de base níquel. En cuanto a su microestructura, deben presentar como mínimo un 25% de níquel para tener una estructura CCC, ya que el hierro tiene este tipo de estructura. Además, se emplea el molibdeno para endurecimiento por solución sólida y para obtener las fases γ' y γ''**,** se realiza un endurecimiento por precipitación de titanio, aluminio y niobio.

iv. Fundición al vacío

Los hornos de fusión por inducción al vacío hacen uso de un mecanismo de inducción electromagnética; bajo condiciones de aspiración para derretir metales y aleaciones que combinan fácilmente o tienen bastante afinidad con el oxígeno, el nitrógeno o el hidrógeno. Entre estos metales se encuentran el aluminio, acero inoxidable y otras aleaciones.

El horno de fusión es un equipo de fundición a altas temperaturas que se usa para fundir níquel, cobalto, hierro y otros metales en un ambiente protegido. Para hacer posible el proceso de fundición se utilizan corrientes eléctricas.

Dentro de la cámara de vacío se encuentra un horno de inducción que contiene un refractario forrado con crisol cerrado por una bobina de inducción, la bobina no requiere alto voltaje para empezar a fundir. Está cerrada herméticamente y tiene la capacidad de soportar el vacío requerido para el proceso.

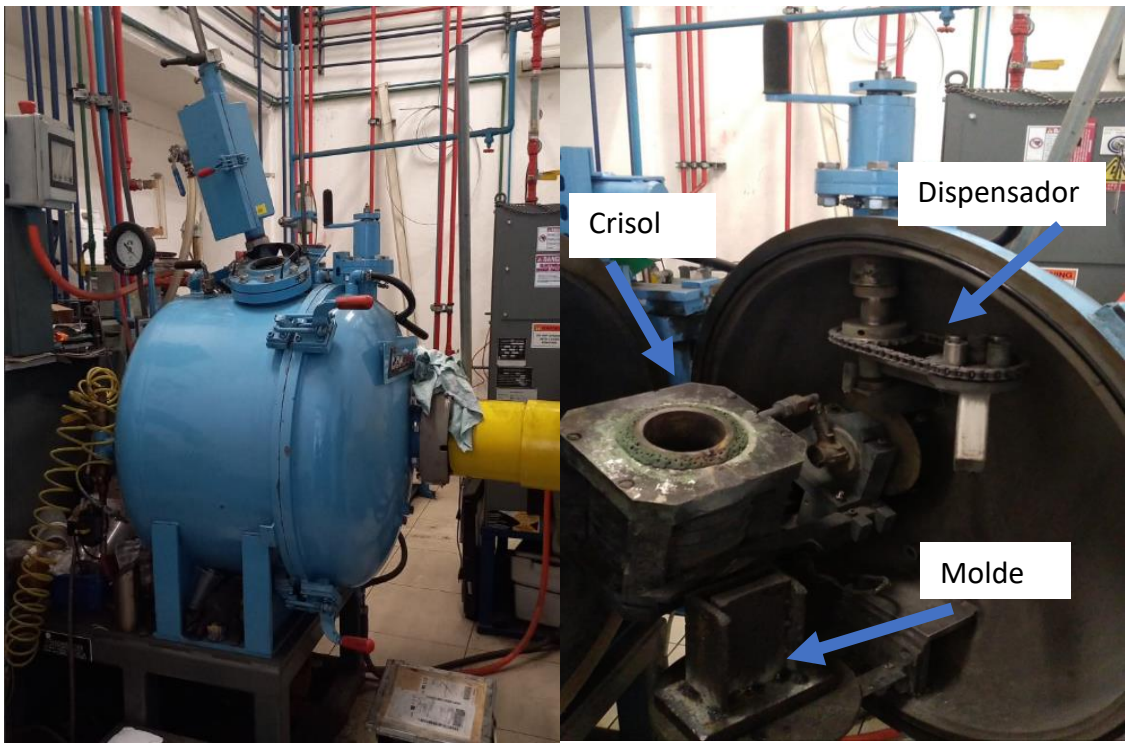
El horno de fusión por inducción al vacío se puede aplicar para la fundición de componentes de aeronaves, válvulas complejas, refinación de metales y aleaciones de alta pureza, así como para la refundición de electrodos (Superb, s. f.), en la Figura 5 se observa un ejemplo de estos tipos de hornos.

Características:

- El horno de inducción al vacío elimina completamente los gases de los metales fundidos cuya presencia provoca una rápida oxidación. Dicho horno proporciona un

control preciso de la temperatura, de esta forma el usuario se asegura de estar al tanto de qué está pasando durante el proceso de fundición. El horno de fusión por inducción al vacío crea estrechas tolerancias de composición de modo que los metales fundidos mediante inducción tendrán el mismo nivel de consistencia.

Figura 5. Horno de fundición al vacío. Fuente propia, tomado en el Laboratorio de materiales UMSNH.



4.1.2. Marco normativo

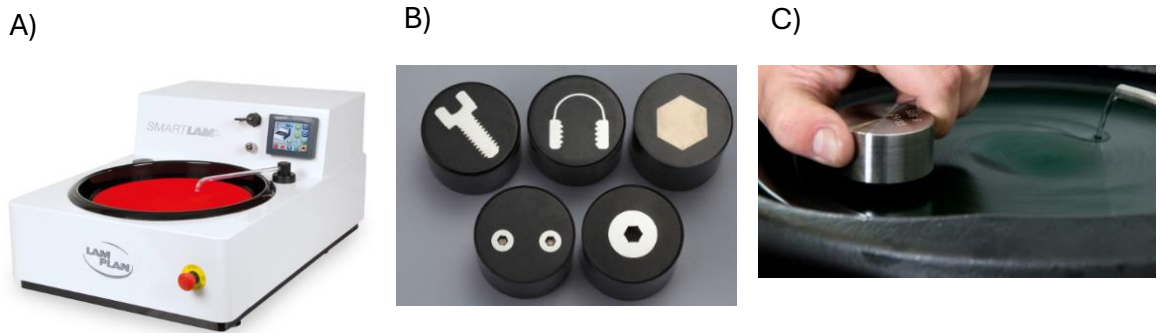
i. Guía ASTM E3 para la preparación de probetas metalográficas

El objetivo principal de los exámenes metalográficos es revelar los constituyentes y la estructura de los metales y sus aleaciones por medio de un microscopio óptico o electrónico de barrido. Esta norma es un texto de orientación hacia el usuario ya que se han encontrado diversos factores que pueden influir a la hora de realizar la preparación.

La elección adecuada de la ubicación y orientación de la muestra minimizará la cantidad de muestras requeridas y simplificará su interpretación. Es fácil tomar muy pocos especímenes para estudiarlos, pero rara vez se estudian demasiados. Para una pieza fundida, una sección cortada perpendicular a la superficie mostrará las variaciones en la estructura

desde el exterior hacia el interior de la pieza fundida en la Figura 6 se observa un ejemplo del A) equipo, B) probetas y C) preparación.

Figura 6. A) Pulidora metalográfica. B) Probetas para pulir. C) Ejemplo de preparación de probetas. Tomado de (Delgado, 2020).

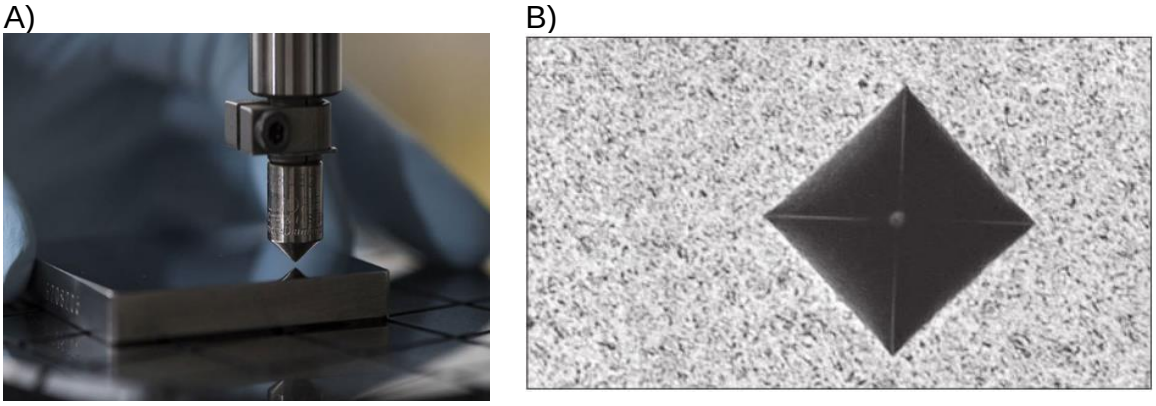


ii. Norma ASTM E384-17 para la Dureza por Microindentación de Materiales

Esta norma tiene como objetivo establecer procedimientos estandarizados para realizar pruebas de dureza por microindentación en materiales y determinar sus propiedades mecánicas a escalas microscópicas.

Debido a que las pruebas de dureza por microindentación revelarán variaciones de dureza que existen comúnmente en la mayoría de los materiales, un único valor de prueba puede no ser representativo de la dureza total. Se pueden utilizar pruebas Vickers a 1000 gf para determinar la dureza total. Pero, como para cualquier prueba de dureza, se recomienda realizar una serie de indentaciones y calcular la desviación estándar y promedio, según sea necesario, en la Figura 7 se observa el tipo de prueba que se realiza según el estándar.

Figura 7. A) Estándar para clasificación de la resistencia de los materiales al desgaste por deslizamiento mediante la prueba de desgaste de bloque sobre anillo, B) Huella Vickers tomado de (Eurolab, s. f.; TECNIMETAL, 2021)

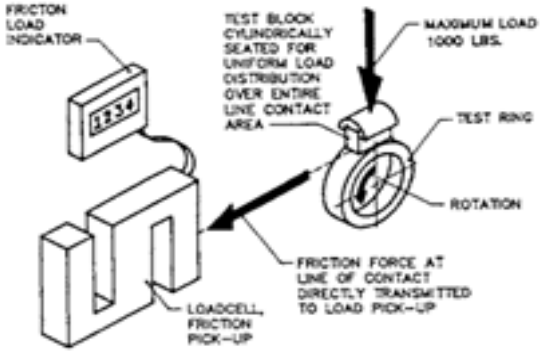


iii. Norma ASTM G77-98 Método de prueba estándar para clasificación de la resistencia de los materiales al desgaste por deslizamiento mediante la prueba de desgaste de bloque sobre anillo.

Este método de prueba cubre los procedimientos de laboratorio para determinar la resistencia de los materiales al desgaste por deslizamiento. La prueba utiliza una máquina de prueba de desgaste y fricción de bloque sobre anillo para clasificar pares de materiales según sus características de desgaste por deslizamiento en diversas condiciones.(ASTM, 2022) ver Figura 8.

Figura 8. A) Montaje de probeta para la prueba. B) Máquina usada para la prueba de desgaste, Laboratorio de materiales UMSNH. Tomado de (ASTM, 2022) y fuente propia.

A)



B)

4.2. ANTECEDENTES

4.2.1. Mejoramiento de aleaciones

A pesar de que se han reportado muchos trabajos con todos los nuevos materiales, aleaciones y superaleaciones. En la actualidad se continúan planteando mejoras de las propiedades mecánicas de materiales; el estudio realizado por Zhang et al., en 2024 incluyen la mejora de las propiedades mecánicas de una aleación de entropía media

dopando con P; realizando esto, se observó una mayor tasa de endurecimiento inducida por heterodeformación y con gran velocidad. Por otra parte, para el año 2019 Weis, D. realiza el estudio de la adición de Ce al aluminio para mejorar su resistencia a la temperatura, encontrando mejor rendimiento contra la corrosión y buenas características de fundición y conformado, además de ser elementos con precios asequibles (Weiss, 2019; H. Zhang et al., 2024).

Muchos de estos estudios buscan mejorar las aleaciones con el fin de que estas sean funcionales o compatibles para uso en campos específicos. Un ejemplo de esto es el estudio realizado por Padilla, D. en 2017 titulado **"Evaluación del efecto de la adición de plata en aleaciones TI-35NB obtenidas mediante pulvimetalúrgica convencional, por su efecto antibacteriano"**, realizaron esta adición con el fin de mejorar propiedades mecánicas como la corrosión, buscando obtener un material funcional para prótesis biomecánicas (Padilla, 2017).

Finalmente, Fernandes et al., en 2016 en su estudio acerca de la mejora de la aleación Ti-Mn añadiendo Mo, con la intención de mejorar su ductilidad. Obtuvieron resultados donde se vio el aumento de la resistencia a la tracción, disminuyó la velocidad de corrosión casi al nivel del Ti comercialmente puro; encontrando así una aleación capaz de asemejarse a un elemento de estado puro y con menos costo (Fernandes et al., 2016).

4.2.2. Tratamiento térmico en aleaciones

En la literatura se ha encontrado que en diferentes trabajos se han usado tratamientos térmicos para la mejora en diferentes fases de las aleaciones y al mismo tiempo mejorar determinadas propiedades mecánicas, como en el trabajo realizado por Ortiz, D en 2017 titulado **"Caracterización de un aleación TI4AL4V obtenida mediante electron beam melting y su evolución con posteriores tratamientos térmicos para mejorar las propiedades mecánicas",** donde se realizan tratamientos térmicos a la aleación, con el fin de reducir la anisotropía y así comprobar la competitividad de esta aleación conformada mediante EBM (Ortiz, 2017). Por otra parte, Guerra et al., 2023 en su trabajo añadió Nb y Ti a la aleación Co-30 Cr-30 Mo, basados en la predicción del programa JMatPro, el cual indicaba que al añadir estos elementos aumentaría la fase sigma, la cual es un compuesto duro y frágil, sin embargo, con un tratamiento térmico al 1200°C reduce los valores de dureza y un tratamiento de envejecimiento promueve la precipitación de carburos y después de realizar las pruebas de desgaste, se encontró que la aleación tenía un mayor grado de resistencia al desgaste (Guerra et al., 2023).

Otro estudio acerca de la mejora de las superaleaciones es el realizado por Cheng et al., 2024 el cual realizó un estudio usando una superaleación a base níquel en polvo, uno de los procesos que resultó necesario realizar, fue el de tratamiento térmico para así mejorar

las propiedades mecánicas, puesto que con esto se redujo los niveles de tensión residual interna y se homogenizan la microestructura (Cheng et al., 2024).
Sin embargo, trabajos como el realizado por Shi et al., en 2024 reportan que la adición o mezcla de algunos materiales no siempre mejoran sus características, ya que al evaluar el comportamiento de una aleación recubierta con M-Cr-Al-Y y otra recubierta con Pt-Al, encontraron que estos recubrimientos fueron perjudiciales para los cupones de la aleación con respecto al desgaste por temperatura, se dieron cuenta de esto después de someter los cupones a temperaturas de 760°C, 850°C y 980°C. Dando a conocer que no todos los procedimientos térmicos o de adición de elementos a aleaciones, concluyen con el resultado esperado ni con alguna mejora (Shi et al., 2024).

4.2.3. Adición de nitrógeno en aleaciones

En la literatura podemos encontrar diferentes trabajos donde el nitrógeno y sus implicaciones al ser añadido a las aleaciones para la mejora de las propiedades mecánicas, es el foco de investigación, como el estudio realizado por Zheng et al., en 2024 titulado **"Insights into thermomechanical fatigue behavior of nitrogen alloyed 316LN stainless steel under various temperature cycling ranges"**, realizan la adición de nitrógeno a la aleación 316LN estudiada, sinterizado con diferentes temperaturas. Y como resultado el sinterizado a 800°C género compactos con mayor dureza, y esta aumentó junto con el aumento de temperatura hasta los 950°C (Zheng et al., 2024).

Xiong et al., (2020), estudiaron las microestructuras y propiedades mecánicas de la aleación de alta entropía CoCrFeMnNi con y sin adición de nitrógeno después del laminado en frío y recocido a diferentes temperaturas, dando como conclusión, que la aleación la cual fue sometida a una temperatura de recocido de más o menos 700°C mostró una resistencia a la fluencia y la resistencia máxima a la transacción de 872 MPa y 1025 MPa respectivamente, también que el alargamiento uniforme fue de 9,57% (Xiong et al., 2020).

Así mismo, un estudio realizado en 2015 por Prasat et al., titulado **"Thermomechanical and Isothermal Fatigue Behavior of 316LN Stainless Steel with Varying Nitrogen Content**", donde se realizan pruebas con ciclos de temperatura que estuvieron en el rango de 300°C a 600°C, con la adición de 0,07% en peso de N, la aleación presentó una disminución en la vida útil, a diferencia de cuando se le adiciono 0,14% en peso de N, en donde la aleación presento su vida útil máxima a los 600°C. Añadiendo nuevamente la variable temperatura al estudio (Prasat et al., 2015).

Diferentes estudios mostraron las mejoras que genera el añadir nitrógeno a las aleaciones, como en el realizado por Feng et al., en 2022, quienes evaluaron el efecto del nitrógeno

sobre una aleación de alta entropía CoCrFeMnNi, mostrando que al disolverse completamente el nitrógeno en la matriz de la aleación se percibió un aumento la energía del impacto Charpy, esto en la aleación con 0,52% N, comparado con la muestra de 0 N, la cual mostró una fractura común (Feng et al., 2022).

Se encontró el estudio realizado por Blanco & Quintero realizado en el año 2023 donde realizaron diferentes probetas de una aleación de hierro blanco alto-cromo, con dos diferentes métodos de solidificación (estático y dinámico), con la intención de tener algún resultado acerca de la diferencia de usar alguno de estos métodos. Fabricaron unas probetas donde añadieron nitrógeno a la aleación, con los mismo dos métodos de solidificación; encontrando que la adición de un elemento como el nitrógeno, refino los carburos y elevo la formación de la fase martensítica, después de realizar pruebas, se determinó que se elevaron los niveles de dureza de la aleación, aunque, no se encontró gran diferencia entre los dos métodos de solidificación (Blanco & Quintero, 2023).

Para encontrar que tan favorable sería este elemento para mejorar las propiedades de desgaste por corrosión se evaluó el estudio realizado por Guo et al., de 2023 quienes prepararon un recubrimiento con soldadura de plasma a la cual se le añade cantidades variables de nitrógeno, con los resultados se pudo observar después de realizar pruebas de desgaste por corrosión, que la dureza del área desgastada era mayor y hubo una transformación de fase de austenita a martensita bajo la superficie desgastada (Guo et al., 2023).

4.2.4. Superaleaciones base cobalto

Se ha encontrado literatura acerca de la mejora de propiedades al momento de añadir nuevos elementos a la aleación y su comportamiento en términos mecánicos como el trabajo de Llaneza et al., de 2018, los cuales analizaron una aleación con concentración de níquel y cromo, cuando se le añade Ti y C, después de realizarles tratamientos térmicos y realizarles pruebas de torsión a 850°C y 1200°C, pudieron observar una deformación del material de manera controlada por mecanismo de movimiento de dislocación (Llaneza et al., 2018). Otro estudio similar fue el realizado por Chung et al en 2020, quienes estudian la influencia del Cr en las propiedades mecánicas de una superaleación base cobalto. Encontrando, principalmente que el aumento de Cr en la aleación reduce su tendencia a la oxidación y que además a lo que corresponde a la deformación, mejora las propiedades de fluencia (Chung et al., 2020).

Además, se encontraron trabajos donde se buscan otras rutas para la generación de superaleaciones, como en el caso del estudio realizado por Cano, J en 2017 quien caracteriza una superaleación base cobalto fabricada por la ruta pulvimetalúrgica, a la cual

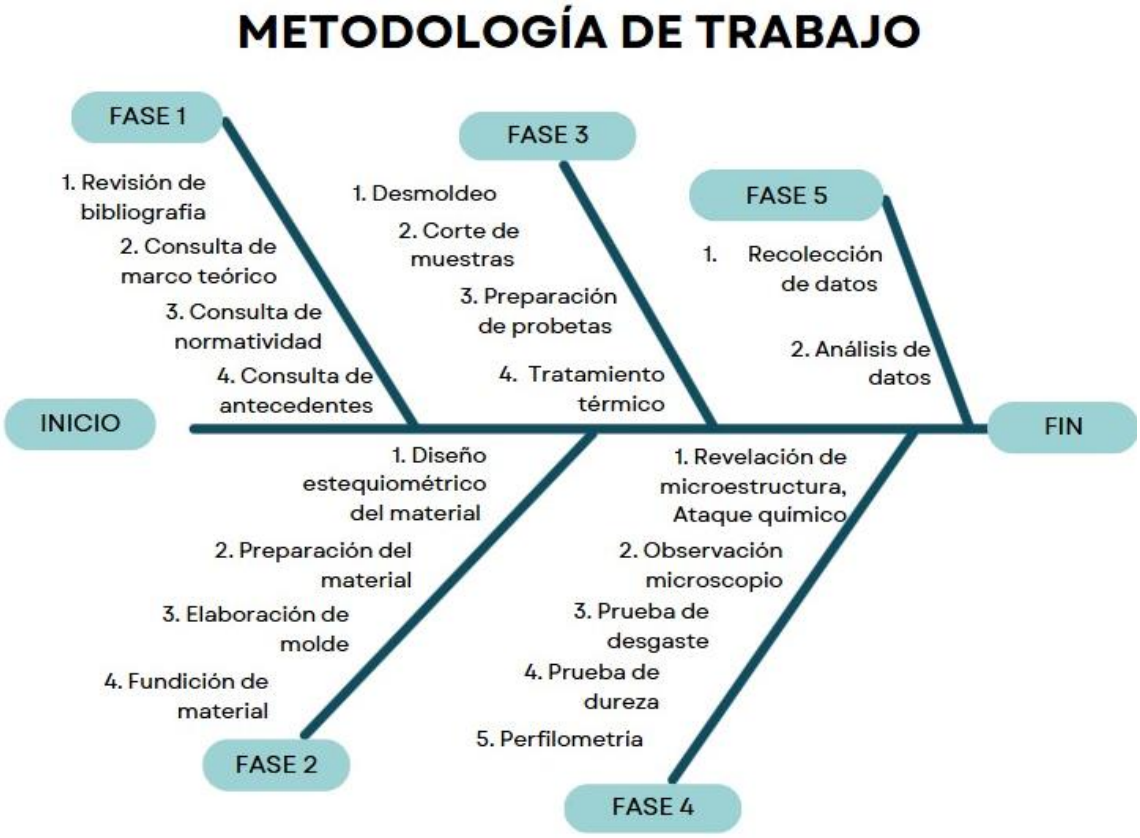
también se le han realizado tratamientos térmicos. Concluyendo acerca de la viabilidad del método de polvo prealeado y que mediante los tratamientos térmicos adecuados se puede conseguir un control en el tamaño de fase (Cano, 2017).

Para concluir la revisión bibliográfica acerca de las superaciones, tratamientos térmicos y adición de elementos, se encontró un estudio realizado en 2020 por Korashy et al., donde en su investigación acerca de las características tribológicas que hay entre aleaciones base cobalto y base níquel, aumentando la temperatura de 335°C a 550°C, muestran que la mezcla Cobalto/Cobalto tuvo una disminución en el coeficiente de desgaste al estar a 550°C, a diferencia de la mezcla Cobalto/Níquel en la cual se notó un aumento del coeficiente de desgaste, teniendo en cuenta que su menor coeficiente se dio a los 350°C, esto debido a que desarrollaron una capa protectora compacta de óxido de cromo (Korashy et al., 2020). Otro estudio similar ya se había realizado en 2011 por Yuan et al., los cuales investigaron el efecto que tenía el nitrógeno sobre un molde de superaleación base cobalto, al cual por medio de tratamiento térmico se le redujo gradualmente la cantidad de nitrógeno en la aleación, concluyendo al final de su estudio que las muestras con alto contenido de nitrógeno tiene una gran cantidad de eutécticos con islas de carburos, lo que podría ayudar a la propagación de grietas, mientras que las muestras con bajo contenido de nitrógeno, contiene en su estructura eutéctica, pequeñas islas de carburos que se distribuyen de forma intermitente en las regiones inter dendríticas, lo cual es propio para reducir la iniciación y propagación de grietas (Yuan et al., 2011)

5. DESARROLLO EXPERIMENTAL

Se plantea una serie de fases que facilita el desarrollo del proyecto como se muestra en el Esquema 1. Metodología de trabajo. Fuente propia., para cada una de estas fases se propone un grupo de actividades a ejecutar y que se complementan entre sí, cada una de estas fases es importante y muestra una guía del paso siguiente, dando de esta manera un orden que permita optimizar procesos y actividades para garantizar tener un buen resultado del proyecto realizado.

Esquema 1. Metodología de trabajo. Fuente propia.



Para el desarrollo del proyecto es importante iniciar por la revisión bibliográfica, ya que esta brinda un panorama de los trabajos realizados y los resultados que se pueden obtener, también el cómo la aplicación de pruebas bajo norma puede ayudar a comparación de resultados con otras investigaciones.

La segunda fase abarca la preparación del material para poder ejecutar las pruebas necesarias, es primordial realizar un correcto balance y tener claras las medidas y porcentajes de peso, además de los parámetros del horno de fundición y el momento

correcto para agregar el nitrógeno, ya que es un elemento volátil, en el horno tienden a igualarse las presiones parciales de nitrógeno, dentro de la atmósfera del horno, así que si se agrega al principio o junto con los demás elementos es posible que se pierda y la composición química no sea la deseada, así que, por eso, lo mejor es agregar el nitrógeno al final, cuando este el baño de metal listo.

La preparación de las muestras para realización de pruebas es una actividad importante dado que de esta depende que la aplicación de las pruebas se pueda realizar satisfactoriamente y los resultados sea legibles y adecuados para su análisis.

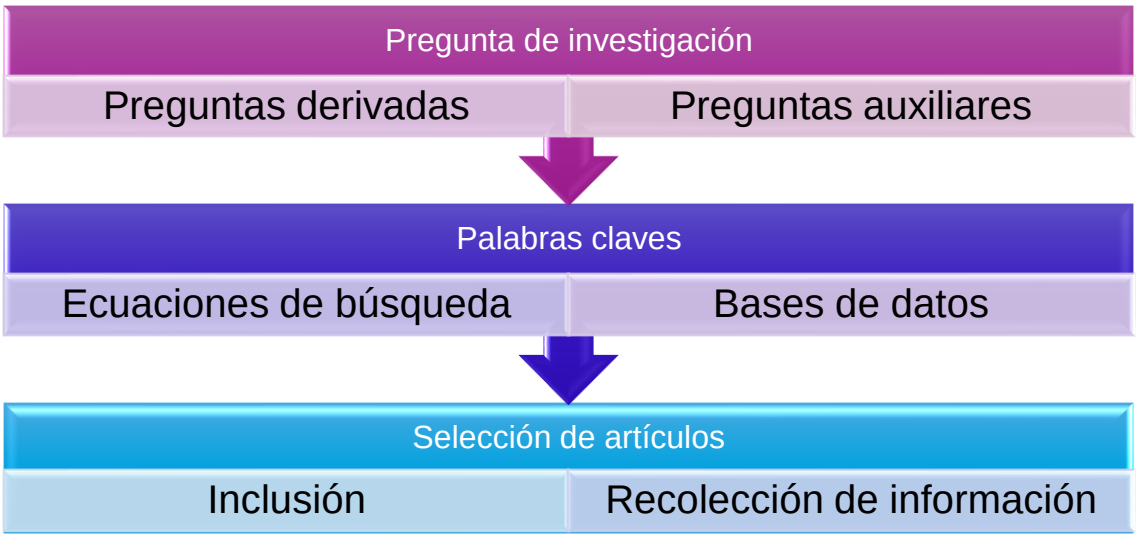
En el laboratorio de la UMSNH se cuenta con diferentes máquinas de pruebas que permiten tener un estudio amplio y variado de diferentes características de los materiales, la correcta aplicación de las pruebas permite que los resultados sean correctamente obtenidos y procesados para su análisis

Finalmente, la recolección de los resultados de las pruebas permite dar un panorama amplio de las características que posee la superaleación y cual podría ser su aplicación en la industria.

5.1. Fase 1: Revisión bibliográfica

Se realizó la revisión bibliográfica la cual permitió obtener un panorama acerca de los tipos de materiales, los requerimientos necesarios para las aleaciones y propiedades de estos. En el Esquema 2 muestra el paso a paso utilizado para la revisión bibliográfica. Se uso varios motores de búsqueda, pero el más usado fue la base de datos de la Universidad Distrital Francisco José de Caldas

Esquema 2. Paso a paso de la revisión bibliográfica. Fuente propia.



5.2. Fase 2: Obtención de la superaleación

5.2.1. Diseño estequiométrico del material, ajuste y balance de carga

Esta superaleación se basa en la composición química que cumple con la norma ASTM F-75; para esta aplicación se proyecta realizar la fundición de 2518 gr de material, para poder obtener la superaleación requerida es necesario realizar el correspondiente balance de carga de los elementos o estequiometría, entiéndase como proporción en que se combinan los elementos o compuestos en una reacción química. En la Tabla 1 se establece los elementos a usar, su símbolo químico, el porcentaje que se necesita y el estado en que se encuentra aleado; dado que algunos de estos materiales no se encuentran en estado puro es necesario establecer la cantidad que hay en cada a aleación (Ferromolibdeno, ferrocarbono, ferrocromo, ferroboro, ferrocromo nitrogenado); y balancear los compuestos hasta obtener el peso deseado de cada uno. Por ende, en la Tabla 2 tenemos los porcentajes que hay en cada aleación y en la Tabla 3 se relaciona el porcentaje y elemento a usar en la superaleación y se explica de manera clara el porcentaje en peso del elemento que se encuentra en cada material.

Tabla 1. Composición química de los materiales y aleaciones. Fuente propia.

ELEMENTO	SÍMBOLO	% ALEACIÓN	ESTADO	ALEACIÓN
Cobalto	Co	58,9	Puro	N/A
Cromo	Cr	30	Puro	N/A
Molibdeno	Mo	5	Fe-Mo	Ferromolibdeno
Hierro	Fe	3,8	Fe-C	Ferrocarbono
Silicio	Si	1	Puro	N/A
Carbono	C	0,5	Fe-Cr	Ferrocromo
Boro	B	0,5	Fe-B	Ferroboro
Nitrógeno	N	0,3	Fe-Cr N	Ferrocromo nitrogenado
TOTAL		100		

Tabla 2. Composición química de las aleaciones. Fuente propia

FERRO MOLIBDENO		FERRO CROMO		FERROBORO		FERROCROMO NITROGENADO	
Mo	61,1 %	**Cr**	63 %	**Fe**	77,8 %	**Cr**	63,10 %
Fe	37,9 %	**Fe**	29 %	**B**	18 %	**Fe**	27, 05 %
Si	0,9 %	**C**	8 %	**Si**	3 %	**N**	9,10 %
C	0,1 %		100 %	**C**	1,15 %	**Si**	0,75 %
	100 %				100 %		100 %

Tabla 3. Composición química de los materiales y cantidades a utilizar. Fuente propia

ELEMENTO	SÍMBOLO	% ALEACIÓN	PESO (g)
Cobalto	Co	58,9	1483,102
Cromo	Cr	30	755,400
Molibdeno	Mo	5	125,900
Hierro	Fe	3,8	95,684
Silicio	Si	1	25,180
Carbono	C	0,5	12,590
Boro	B	0,5	12,590
Nitrógeno	N	0,3	7,554
TOTAL		100	2518

5.2.2. Preparación del material

Después del análisis estequiométrico se toman del almacén de materiales de la UMSNH, los elementos necesarios y según lo analizado, se realiza la medición de los pesos adecuados de cada material en una balanza de precisión (Ohaus, Germany) como se observa en la Figura 9. Se debe realizar una separación del ferro-cromo nitrogenado (FeCro-N) del resto de los materiales, este se debe triturar para poder ser colocado en un dispositivo dispensador del horno que luego de alcanzar la temperatura deseada verterá este material en la colada, el triturado, como se observa nuevamente en la Figura 9, se realiza con una maceta de aproximadamente 3 kg, sobre una superficie cóncava para facilitar el seccionamiento del material, el resto del material pesado se debe cortar en trozos iguales de aproximadamente 4 cm para que al momento de la fundición esta se haga de manera homogénea, este corte se realiza con una cortadora manual del laboratorio de materiales de la UMSNH, después de esto se tienen los elementos ya listos, que posteriormente se colocaran en el horno y se fundirán.

Figura 9. Peso de componentes individuales y totales, corte y triturado. Fuente propia.

5.2.3. Elaboración del molde

Para la elaboración del molde se tuvo en cuenta el volumen resultante de la superaleación, además del aprovechamiento de recursos disponibles, por lo que se decide realizar un molde en forma rectangular, se procede a hacer los cálculos para hallar el volumen que tendría el material (V_1) como se indica en la Ecuación 1, y a partir de este resultado proyectar las medidas del molde.

Ecuación 1. Fuente (Hewitt, 2004)

$$V = \frac{m}{\rho}$$

Donde:

V: Volumen

m: Masa = 2500 g

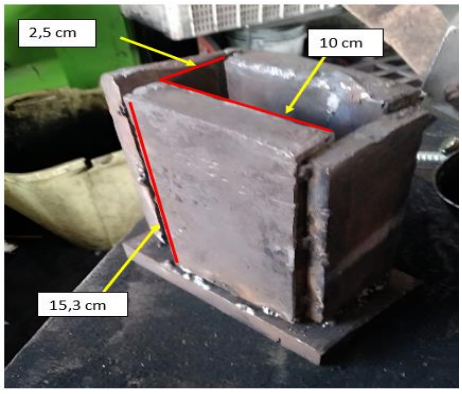
ρ: Densidad = $8{,}9\ \frac{g}{cm^3}$

Entonces:

$$V_1 = \frac{2500\ g}{8{,}9\frac{g}{cm^3}} = 282{,}921\ cm^3$$

Para este caso se usará la densidad del material predominante, es decir, el Cobalto que es de $8{,}9\ \frac{g}{cm^3}$ y teniendo en cuenta que ya existe un molde en placa de acero 1020, se toma medidas las cuales se muestran en la Figura 10, se hace el cálculo de volumen (V_2) y se realiza comparación para verificar si sirve para verter la fundición, teniendo las medidas y sabiendo que el volumen también se puede calcular con la Ecuación 2, tenemos que:

Figura 10. Molde para fundición. Fuente propia.



Ecuación 2. Fuente (Clemens et al., 1998)

$$V = (l) * (w) * (h)$$

Donde:

V= volumen

l= largo = 10 cm

w= ancho = 2,5 cm

h= altura = 15,3 cm

Entonces:

$$V_2 = (10\ cm)(2{,}5\ cm)(15{,}3\ cm) = 382{,}5\ cm^3$$

Para obtener el % de diferencia en los volumenes se realiza la Ecuación 3.

Ecuación 3. Fuente (Manterola et al., 2018)

$$\frac{V_2}{V_1} - 1 \cdot 100 = \%$$

Donde:

$$V_1 = Volumen\ de\ la\ \sup e\ raleación$$

$$V_2 = Volumen\ del\ molde\ existente$$

Entonces:

$$\frac{382{,}5}{282{,}921} - 1 \cdot 100 = 35{,}2\ \%$$

Lo que nos indica que se cuenta con un espacio del 35% más de lo que se requiere para el material en sí. Las piezas del molde se ensamblan con soldadura de electrodo revestido E6013 como se observa en la Figura 11.

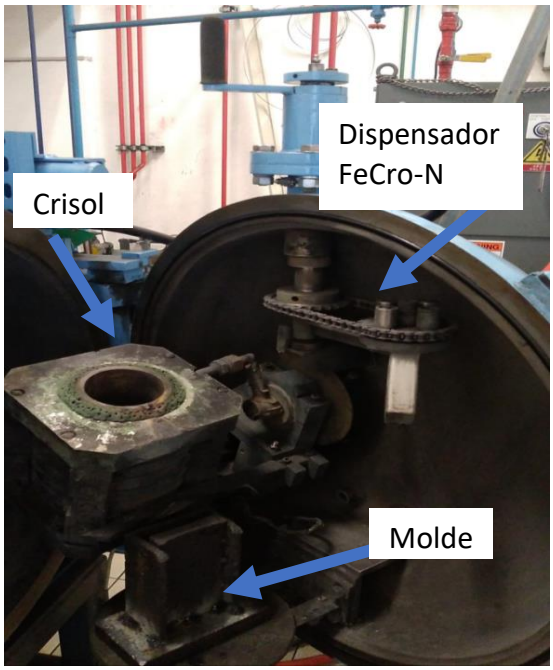
.

Figura 11. Molde. Fuente propia.

5.2.4. Fundición del material

Para proceder a la fundición, como en la Preparación del material se indica, todos los materiales se encuentran debidamente pesados y seccionados, también como se mencionó, el FeCro-N debe tenerse en un recipiente aparte, el resto de los materiales se introducen en el crisol ubicado en el horno de fusión por inducción al vacío (Consarc, EE. UU). El FeCro-N se introduce en los dispensadores y el molde se posiciona en la base como se observa en la secuencia gráfica a continuación, ver Figura 12.

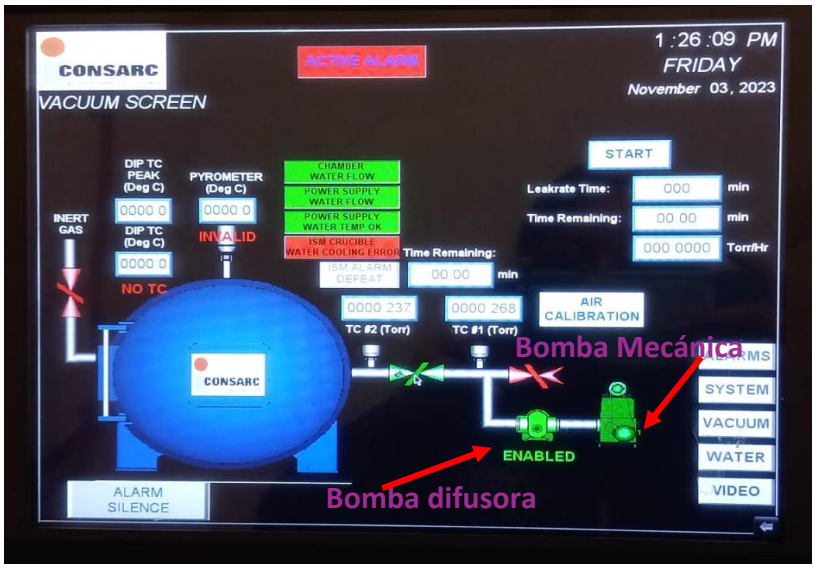
Figura 12. Posicionamiento de material en horno para fundición. Fuente propia.



Paso seguido, se cierra el horno, el cual hace automáticamente sello y se configura para generar el vacío y posteriormente proceder con la fundición del material, bajo una atmosfera controlada.

El horno inicialmente se encuentra a una presión de 750 Torr y se debe bajar a una presión de 0,3 Torr, este proceso se realiza con ayuda de una bomba mecánica que extrae el aire de la cabina, pero esta bomba no puede sacar todo el aire, por lo que, cuando la presión llega a aproximadamente 16 Torr se acciona la bomba difusora la cual llevara el equipo a alto vacío como se observa en la Figura 13, esta bomba es la encargada de sacar el resto del aire en el sistema para que este llegue a 0,3 torr, este proceso aproximadamente demora de 40 minutos a 1 hora.

Figura 13. Esquema de funcionamiento del horno por inducción de alto vacío. Fuente propia.



Se debe tener en cuenta que la presión del horno se encuentra en Torricellis, para dar a entender mejor esta presión realizamos la conversión con la Ecuación 4:

Ecuación 4. Fuente (Nagels et al., 1996)

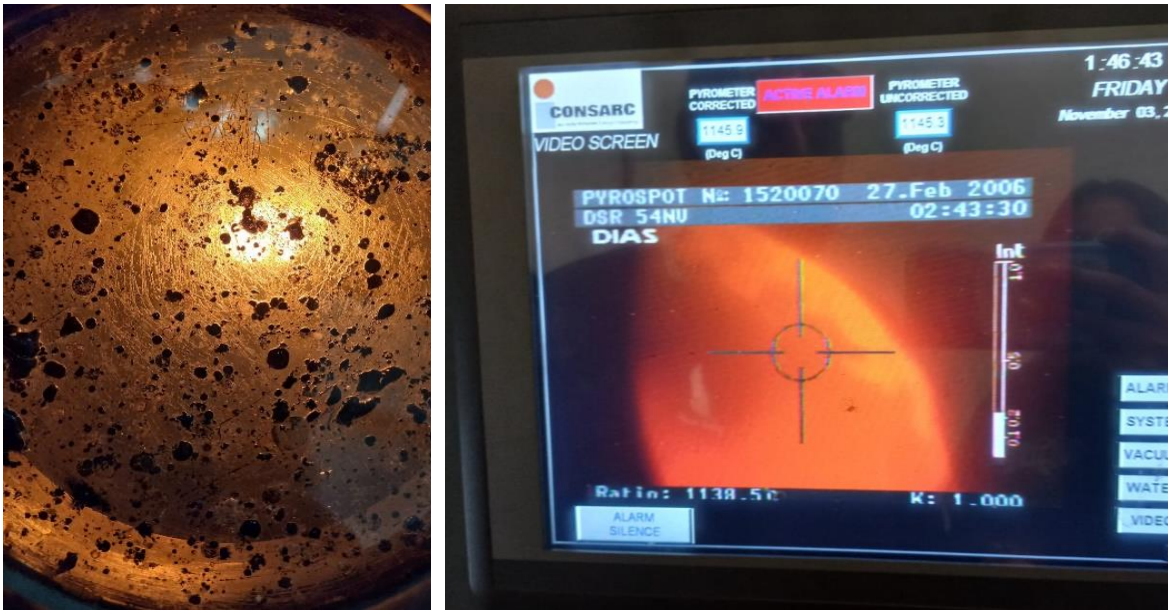
$$1\,Torr = 133.3Pa$$

Luego de aproximadamente 40 min se lleva el equipo a 10KW y 5mA de frecuencia, se esperan aproximadamente 10 min y se aumenta la frecuencia a 15KW y 7mA. Después de que se termina de fundir la superaleación se añade el FeCro-N, para completar la fusión, se espera de 3 a 5 minutos y se vierte la fundición en el molde con ayuda del Doctor Arnoldo Bedolla, como se puede observar en la Figura 14. Después de esto, se deja enfriar el crisol durante 1hr.

Figura 14. Secuencia gráfica de adecuación de parámetros, proceso de adición de FeCr-N y vertimiento de la fundición. Fuente propia.

Una vez que el material está en estado líquido en alto vacío, este trata de expandirse y se vuelve muy inestable, entonces se debe elevar la presión a ≈1,93 Pa para estabilizar, observar Figura 15,Figura 15. Visualización del proceso de fundición. esta estabilización es posible gracias a la adición de un gas inerte como lo es el Argón, el cual se caracteriza por su inercia química, evitando la formación excesiva de óxidos, la contaminación por oxígeno y mejora la fluidez del metal fundido. Además, de disminuir la precipitación de carburos durante el enfriamiento del material y reducir la formación de porosidad en las piezas finales.(Hood & Richmond, 2001; Kaufman, 2004; Kawasaki & Fukui, 1996; Kohl & Smith, 2001)

Figura 15. Visualización del proceso de fundición. Fuente propia.



5.3. Fase 3: Probetas

5.3.1. Desmoldeo

Después de retirar el molde del horno se procede a sacar la superaleación de este. Proceso que se realiza cortando las soldaduras y se retirando el material como se observa en la

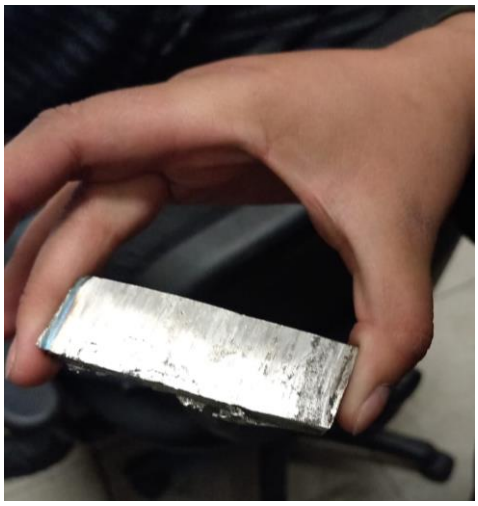
Figura 16.

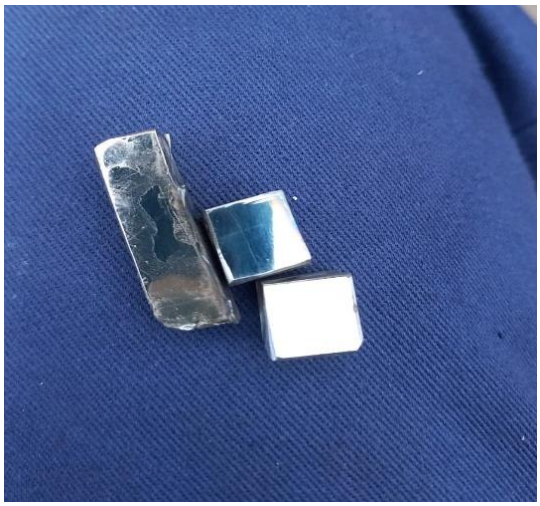
Figura 16. Desmoldeo. Fuente propia.

5.3.2. Corte de muestra

El proceso de corte se realiza con la cortadora manual (Urrea, Cd. México). Durante este proceso se realizan el corte de una barra de material de la parte superior del lingote; un tramo de 10cm x 2.5cm x 1cm aproximadamente, posteriormente este lingote se secciona en partes iguales y se realiza la selección para llevar unas muestras a tratamiento térmico y con las otras se adelanta la preparación metalográfica como se puede observar en Figura 17.

Figura 17. Corte y secciones para tratamiento térmico y pruebas de desgaste. Fuente propia.





5.3.3. Preparación de probetas.

Se usa la rectificadora (EQUIPTOP, ESG-3A818, TAIWÁN) de taller de máquinas y herramientas de la UMSNH ver Figura 18, esto con la intención de tener probetas con las caras paralelas para que sea más fácil a la hora de realizar la preparación metalográfica y realización de pruebas.

Figura 18. Rectificadora UMSNH. Fuente propia.

Posteriormente, se procede a realizar el pulido de las muestras en la máquina de pulido (Buehler, MetaServ 250, EE. UU) ver Figura 19, con papel de lija de diferente grano, en el siguiente orden 60, 120, 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1200. Después se usa paños de pulido de 6 y 1 µm respectivamente; para las lijas se usa agua con jabón para que su deslizamiento sea más sencillo y para los paños se utiliza pasta de diamante líquido.

El pulido debe hacerse en un solo sentido hasta que todas las líneas se vean de manera uniforme hacia un solo sentido, cuando esto suceda se debe cambiar el número de papel de lija y tomar la probeta de manera perpendicular a la anterior marca y así sucesivamente hasta que se llegue a la última lija, después se pasa al paño de pulido de 6 µm y 1 µm en ambos paños se debe hacer un movimiento de manera circular para borrar las líneas sutiles que puedan existir en la superficie.

Figura 19. Proceso de pulido. Fuente propia.

5.3.4. Tratamiento térmico

Se realiza la división de muestras con el objetivo de realizar tratamientos térmicos a unas y compararlas con las que no se les realizará este tratamiento. Para dicho proceso se toman las partes seccionadas y se colocan en un horno tipo mufla (Carbolite, AAF 1100/18, Reino Unido) a 1200°C durante 3 horas ver Figura 20.

Figura 20. Proceso de tratamiento térmico. Fuente propia.

Una vez terminado el tratamiento térmico se retiran las probetas del horno con unas pinzas y se colocan en agua a temperatura ambiente, se mueven constantemente en el agua para que se enfríen de manera uniforme. Al momento de encontrarse frías se muestran con una capa de oxido como se observa en la Figura 21, debido a que, el equipo en el que se realizó el proceso no tiene atmosfera controlada, dando paso a la oxidación del material.

Figura 21. Material después del tratamiento térmico con capa de óxido. Fuente propia.

5.4. Fase 4: Caracterización

Se realizaron diversas pruebas que permiten realizar la caracterización del material mediante las muestras con y sin tratamiento térmico.

5.4.1. Grabado, ataque químico

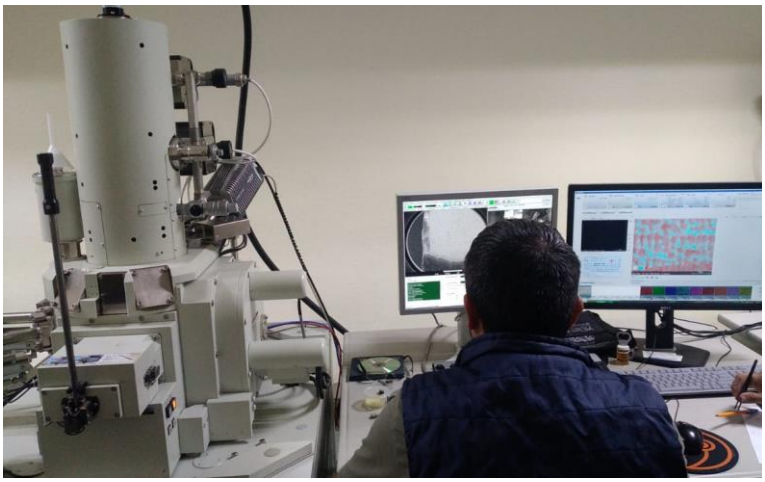
Se realizó grabado utilizando reactivo de Beraha III (3.75 g de NH_4HF_2, 0,25 g de $K_2S_2O_5$ y 30 ml de HCl en 45 ml de agua destilada) durante 30 segundos para revelar la microestructura de muestras con y sin tratamiento térmico.

Ese proceso consiste en colocar una cantidad de aproximadamente 4 milímetros de alto en un recipiente, introducir la muestra con unas pinzas y sumergir la cara pulida en el reactivo, sin tocar el fondo, contabilizar un tiempo de 30 segundos, se retira de la solución e inmediatamente se lava con abundante agua y se seca con un secador.

5.4.2. Caracterización microestructural

Se realizó microscopía óptica convencional utilizando el equipo (Nikon, modelo Epiphot 300). Por otra parte, para evaluar la microestructura se realizó microscopía electrónica de barrido (SEM, por sus siglas en inglés scanning electron microscopy) en el equipo (JEOL, JSM 7600F, EE. UU), operado a un voltaje de aceleración de 15 kV y utilizando aumentos de 250, 500, 1000 y 2500 X respectivamente ver
Figura 22. Adicionalmente, se realizó espectroscopia de energía dispersiva (EDS).

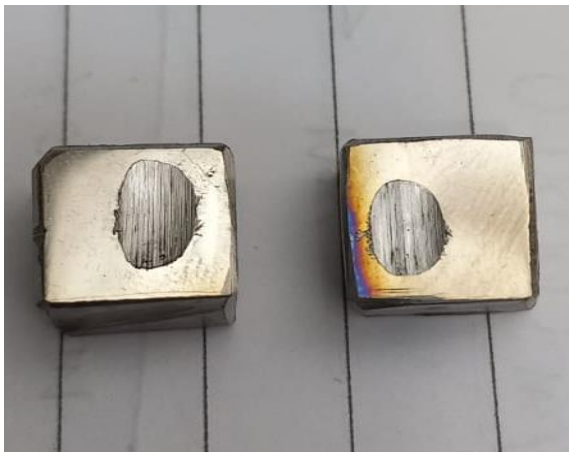
Figura 22. Análisis de microestructura en SEM. Fuente propia.



5.4.3. Ensayo de desgaste por deslizamiento

Las muestras se sometieron a un acabado de pulido de 0,25 µm antes de la prueba. Se realizan pruebas de desgaste por deslizamiento según el estándar ASTM G-77 colocando la superficie de las muestras contra un anillo de acero M2 endurecido de 60 mm de diámetro que gira a una velocidad de 200 rpm con cargas de contacto de 50 y 100 N en la máquina. Ver Figura 23, lo que da como resultado presiones de contacto de 510 y 650 MPa respectivamente en condiciones secas durante una distancia total de 1000 m.

Figura 23. Ensayo de desgaste. Fuente propia.



5.4.4. Ensayo de dureza

Se utilizó el método de Vickers para determinar la dureza, se realiza con un durómetro (Micro Photonics Inc. Nanovea, EE. UU) con escala Vickers. Para determinar los valores de dureza de cada muestra se realiza 5 indentaciones con una carga de 10 kg durante un periodo de 10 segundos para cada muestra.

5.4.5. Perfilometría

Las pérdidas por desgaste de volumen se midieron mediante un perfilador óptico (Nanovea PS50 3D Non-Contact Profiler, EE. UU) ver Figura 24, el perfilador realiza un escaneo de las muestras mediante luz cromática y modela un objeto 3D que muestra a detalle la huella dejada por el ensayo de desgaste, esta prueba también permite complementar la prueba de desgaste ya que esta nos revela la profundidad de huella dejada por la prueba, además de determinar valores de rugosidad que puede indicar características particulares del material.

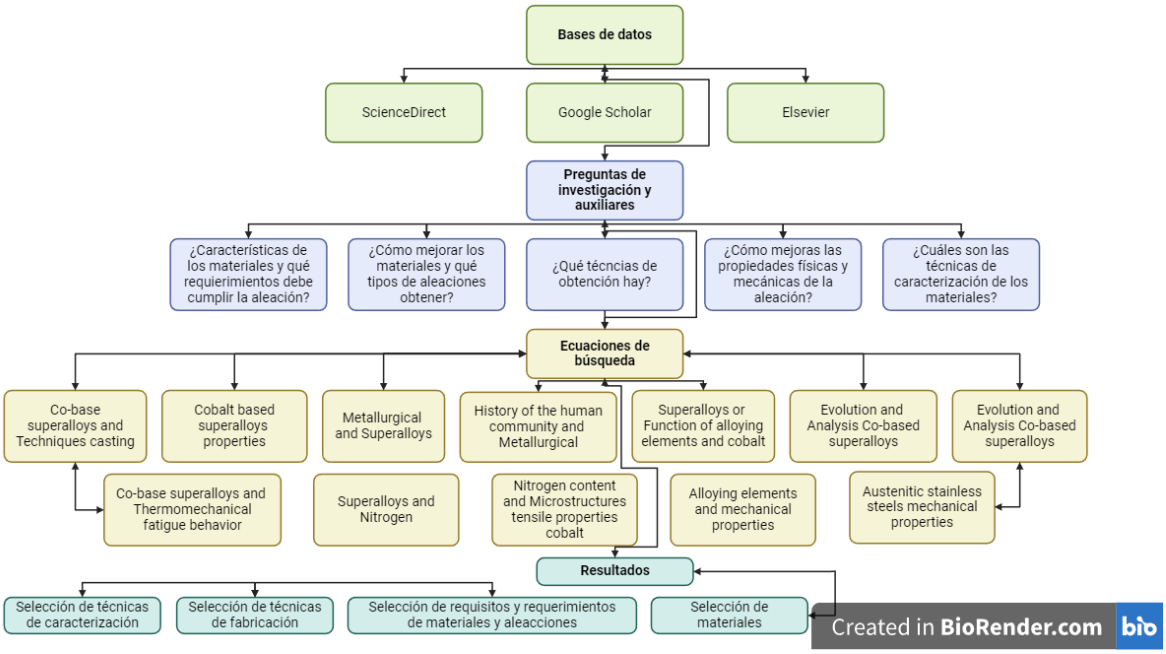
Figura 24. Perfilador óptico. Fuente propia.

5.5. Fase 5: Resultados y discusiones

5.5.1. Revisión bibliográfica

Para la revisión bibliográfica se llevó a cabo el método presentado en Esquema 3, el cual explica brevemente los pasos seguidos donde se observa las palabras claves utilizadas, ecuaciones de búsqueda, bases de datos consultadas y los resultados obtenidos a partir de dicha búsqueda. Por este método se incluyeron tesis, artículos y libros en idioma español e inglés. Finalmente, se seleccionaron los artículos que permitían obtener los resultados esperados los cuales permitían empezar con la definición de los materiales a trabajar, teniendo en cuenta sus características físicas, químicas y termodinámicas, las cuales serían vitales para obtener una aleación que cumpla con los requisitos de la industria actuales. Además, la revisión bibliográfica permitió encontrar protocolos para el método de obtención de la aleación, caracterización etc.

Esquema 3. Metodología de revisión bibliográfica. Fuente propia utilizando la galería de íconos de BioRender.



5.5.2. Obtención de la superaleación

En la Tabla 4 se presenta las aleaciones fabricadas con su composición química y el identificador de cada muestra de la aleación con o sin tratamiento térmico, dichos identificadores se utilizarán para describir los resultados y tener presente de qué muestra de la aleación se está hablando. En la Figura 25 (A) se puede observar la aleación obtenida

sin tratamiento térmico (MST) y en la Figura 25 (B) la aleación después del tratamiento térmico (MCT).

Tabla 4. Composición química de la aleación e identificadores de muestras. Fuente propia.

Composición química de la aleación								Tratamiento térmico	Identificador
Co	Cr	Mo	Fe	Si	C	B	N		
✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✗	MST
✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	MCT

Figura 25.(A) Aleación obtenida sin tratamiento térmico. (B) Aleación después del tratamiento térmico. Fuente propia.

A) MST **B) MCT**

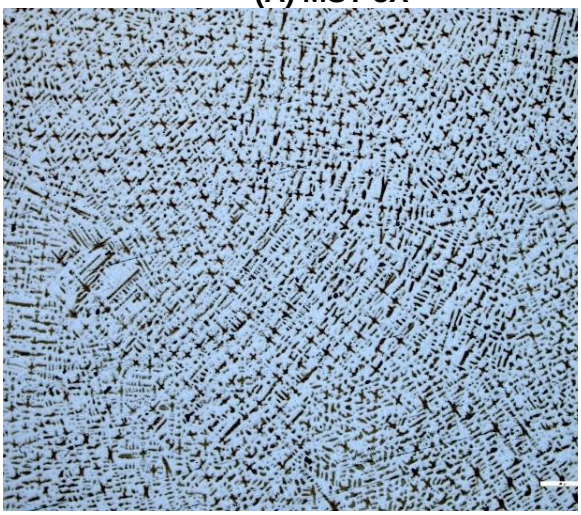
5.5.3. Evaluación de microestructura

Después del ataque químico, se procede a observar la estructura en el microscopio óptico como se observa en la Figura 26 las aleaciones con y sin tratamiento, después del ataque químico. En la Figura 26 (A) se observa la microestructura de la MST después del ataque químico con Beraha III, aquí se observan diversas características como segregaciones, granos y algunas posibles fases secundarias como boruros o carburos. Aquí se vio la capacidad del reactivo químico para revelar la estructura, se observa una matriz Cobalto Gamma con distribución dendrítica, ya que hay presencia de fases heterogéneas debido a la solidificación inicial, generando un contraste adecuado cuando se realiza el ataque

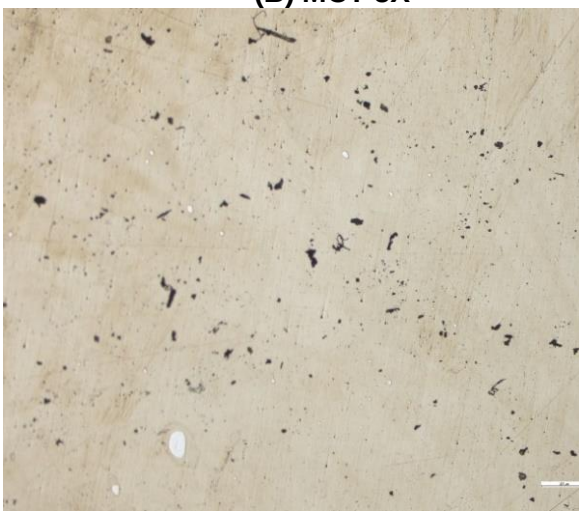
químico, pues aquí los componentes menos resistentes al ataque se corroen más fácilmente. Por otra parte, en la Figura 26 (B) en la aleación tratada térmicamente (MCT) se observó que no fue posible observar la microestructura, ya que el ataque químico no ha tenido efecto. Esto se podría deber al tratamiento térmico realizado ya que a 1200°C los elementos utilizados en la aleación como Co, Cr, Mo, Fe, Si etc., tienen la capacidad de difundirse y redistribuirse uniformemente por toda la matriz, esto favorece a que las fases entre las regiones desaparezcan o se minimicen por lo que el Beraha III no puede encontrar zonas significativamente diferentes en resistencia o composición química y por ende no es posible revelar la estructura por lo que no tiene la capacidad para generar la textura visible como la que aparece en la muestra sin tratamiento térmico MST. También en la Figura 26 (C) se puede observar algunos puntos que podrían tratarse de carburos que refuercen la matriz además en la Figura 26 (D) la muestra con tratamiento térmico se observan la gran mayoría de estos gránulos disueltos, estas imágenes encuentran en magnitud 100X lo que proporciona una imagen más clara de la matriz y fases que componen esta aleación. (Al-Jawad & Rack, 2003; ASTM International, 2017; Lima et al., 2010; Sundararajan, 2009; Vander, 2004)

Figura 26. (A) Micrografías obtenidas por microscopio óptico de la aleación sin tratamiento térmico (MST) y (B) micrografía de la aleación después del tratamiento térmico (MCT). Muestras en magnitud 5X. (C) Micrografías obtenidas por microscopio óptico de la aleación sin tratamiento térmico (MST) y (D) micrografía de la aleación después del tratamiento térmico (MCT). Muestras en magnitud 100X.

(A) MST 5X

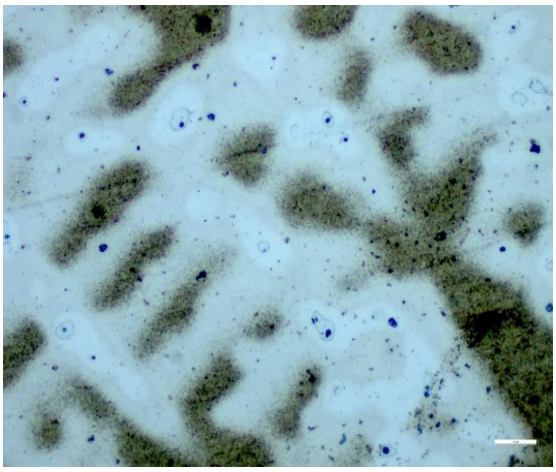


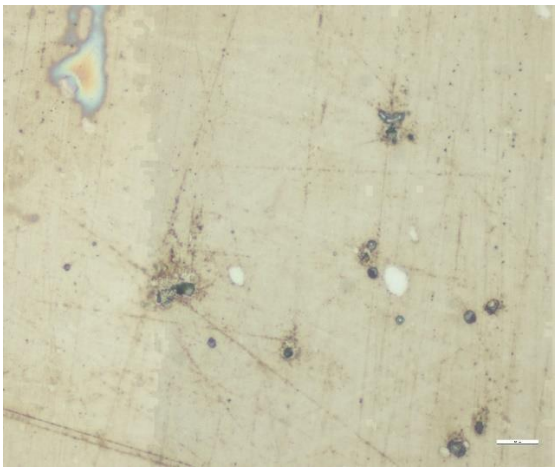
(B) MCT 5X



(C) MST 100X

(D) MCT 100X





i. Estudio con JMatpro

JMatPro es un software de simulación y análisis de materiales que se utiliza principalmente en ingeniería de materiales y ciencia de materiales para modelar y predecir las propiedades y el comportamiento de aleaciones metálicas, es utilizado para facilitar el desarrollo y la optimización de procesos de materiales.

En la Figura 27 se presenta el diagrama de fases de la aleación, como se observa en la leyenda a la derecha se tiene: en azul la fase liquida, la fase gamma en rosa, en color cian los carburos ricos en Cr (M23C6), los boruros metalicos en naranja (M2B). carburos secundarios en amarillo (M6C) y la fase hexagonal compacta (HCP) de Co en verde (COBALT_HCP). En la Tabla 5 se presenta la interpretación de las fases según los rangos de temperatura. En general esta aleación exhibió un comportamiento típico de aleaciones compuestas de multiples componenetes. Aquí se observa que se presento varias fases sólidas a temperaturas más bajas y una tramnsición a estado liquido en presencia de altas temperaturas. Las fases secundarias tanto de M2B como de M23C6 y M6C aportaron resistencia al desgaste y estabilidad térmica a temperaturas intemedias. Por otra parte, la trasición de la fase hexagonal compacta de Cobalto indicó un cambio estructural típico de las aleaciónes de base Cobalto con aplicaciones a altas temperaturas. (Bhadeshia, 2001; Cui et al., 2012; *JMatPro Software Documentation*, s. f.; Saunders & Miodownik, 1998; Stevenson & Ricks, 2005)

Figura 27. Diagrama de fases obtenido en JMat de la superaleación base Co. Fuente propia.

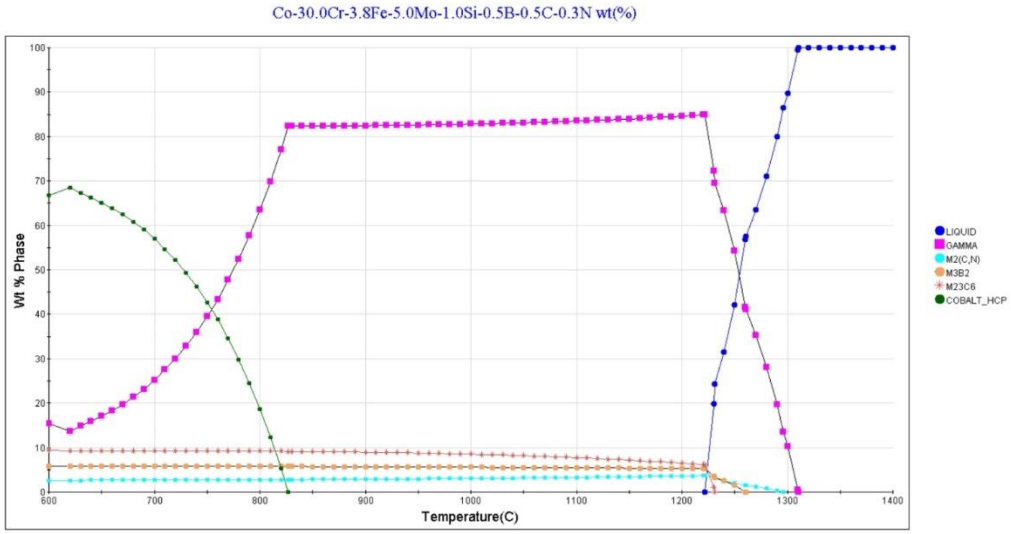


Tabla 5. Comportamiento de las fases

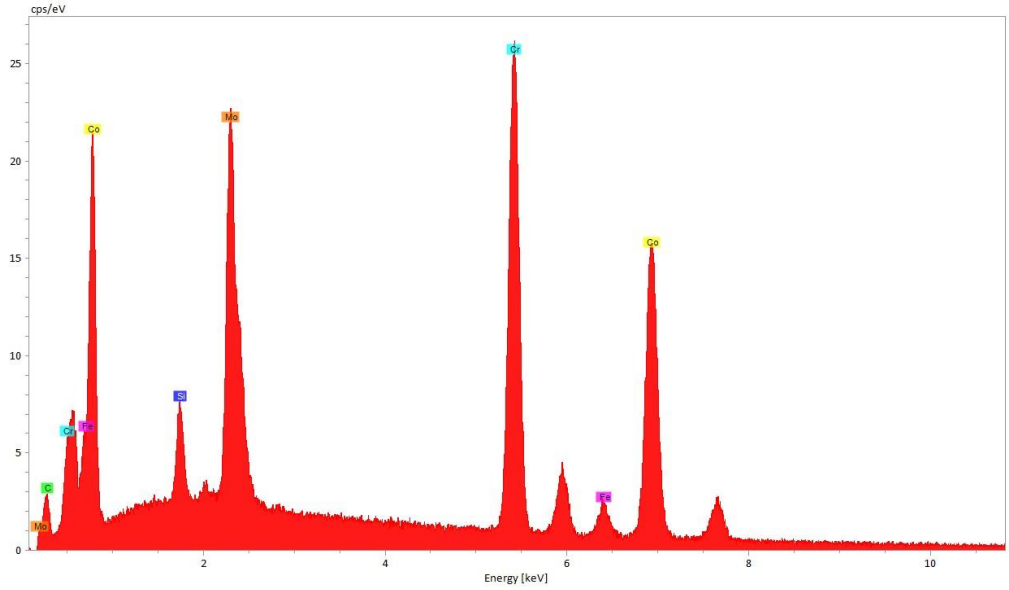
Rango de temperatura	Comportamiento
600-800°C	La fase principal es la COBALT_**HCP** (verde) la cual es dominante (~70-80% en peso). Aparece una fase secundaria de **M23C6** (carburos) que se empiezan a formar (~10-15%). También están presentes pequeñas cantidades de **M2B** y **M6C**
800-1.100°C	Va disminuyendo la fracción de **COBALT_HCP** Empieza a ser dominante La fase **GAMMA** (rosa) la cual se estabiliza y aumenta significativamente, estando entre (~80-90% en peso) a este rango de temperatura. Las fases secundarias (M6C, **M23C6 y M2B)** se mantienen relativamente estables.
1.100-1.300 °C	Se produce una transición donde la fase **GAMMA** comienza a disminuir. La fase líquida (azul) se empieza a formar y aumenta rápidamente.
1.300-1.400°C:	La fase líquida domina completamente (≥95% en peso). Las fases sólidas desaparecen.

5.5.4. Espectroscopía de Dispersión de energía (EDS)

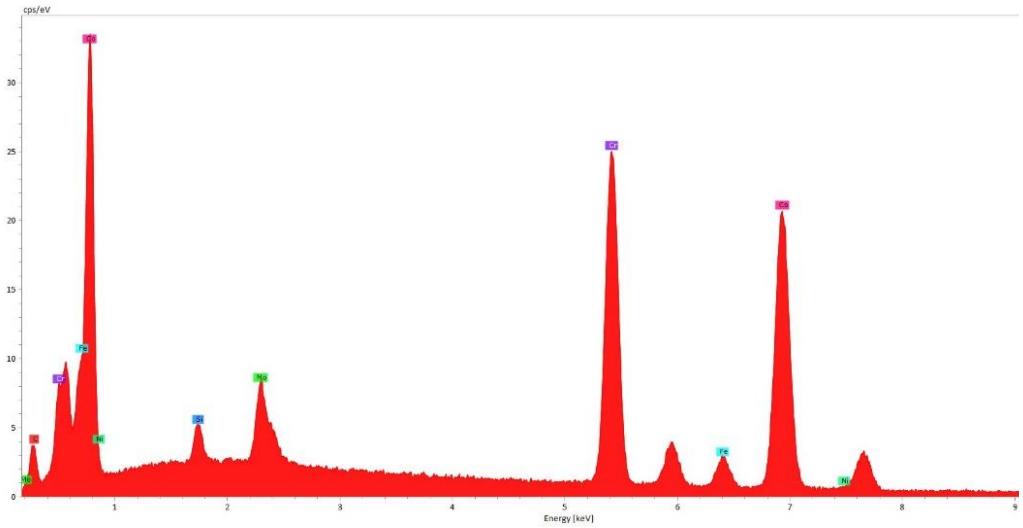
En la Figura 28 (B) se observa los EDS de las aleaciones con tratamiento térmico (MCT) y en la Figura 28 (A) la aleación sin tratamiento térmico (MST), En ambas se pueden identificar los elementos principales de la aleación como **Co, Cr, Mo, Fe, Si** y carbono (**C**), Así como trazas de B y N. Al observar ambos espectros podemos identificar que el tratamiento térmico afecta la distribución de los elementos detectados en la superficie o parte analizada. En la Figura 28 (B) observamos que en la aleación con tratamiento térmico (MCT) se presentó el pico de **Co** con un incremento evidente, lo que se podría deber a una mayor homogenización de este elemento después del tratamiento térmico. Por otra parte, el pico del **Cr** también parece más definido y menos disperso, lo que podría indicar la formación de nuevas fases ricas en cromo. Por el contrario, el **Fe** evidencia una leve disminución de intensidad en el espectro lo que podría deberse a una difusión del hierro hacia el interior de la aleación. Finalmente, en la Figura 28 (A) de la aleación sin tratamiento térmico (MST) se observó que el **Mo** presenta una intensidad más alta a comparación con la aleación sometida a tratamiento térmico (MCT), lo que podría indicar una formación de compuestos estables. El **Si** por su parte, al parecer no se vio afectado por el tratamiento térmico ya que en ambos espectros se mantiene estable.(Goldstein et al., 2017; Prakash & Gogia, 2010; Raghavan, 2015)

Figura 28. (A) Espectroscopía de Dispersión de Energía (EDS) de aleación sin tratamiento térmico (MST) y (B) Espectroscopía de Dispersión de Energía (EDS) de aleación con tratamiento térmico (MCT).

A) EDS aleación sin tratamiento térmico (MST)



B) EDS aleación con tratamiento térmico (MCT)



5.5.5. Microscopia Electrónica de Barrido (SEM)

En la Figura 29 se presentan las micrografías obtenidas por SEM de las aleaciones sin tratamiento térmico (MST) y con tratamiento térmico (MCT). Ambas micrografías se obtuvieron a una magnificación de 1000X y una escala de 10 µm. Se realizó una ampliación de zona como se puede observar en las micrografías de la derecha las cuales están a una magnificación de 2500 X y escala de 10 µm. La Figura 29 (A) ilustra la muestra sin tratamiento térmico (MST) la cual en general presentó una superficie heterogénea con características que indican fases segregadas o no completamente homogeneizadas, para explicar esto podemos observar la ampliación de la imagen a la derecha en la cual se presentan 3 puntos focales:

- El número 1 muestra la región donde se encuentra la microestructura de color más blanco, la cual podría indicar Carburos ricos en Molibdeno, Cromo o Cobalto, ya que estos fueron los elementos de mayor densidad en el EDS (Ver Figura 28 (A)), a su vez estos también generan más retrodispersión de electrones en el Microscopio Electrónico de Barrido.

- El número 2, el cual se encuentra dentro de la región del número 1, podría indicar varias cosas como: la formación de un poro abierto profundo, una formación de nitruros, una inclusión la cual podría indicar productos secundarios de la solidificación o compuestos no metálicos, o simplemente representar un defecto estructural.

- Finalmente, el área señalada con el número 3, representa en si la matriz de base de la aleación, aquí se podría indicar que él compuesto principal de la matriz es Cobalto con aportes de Cromo y otros elementos como el Si. Ya que estas tienen menor contraste en comparación con las fases densas o segregadas. (ASM International Handbook Committee, 1991; Davis, 2001; Sumner et al., 2003)

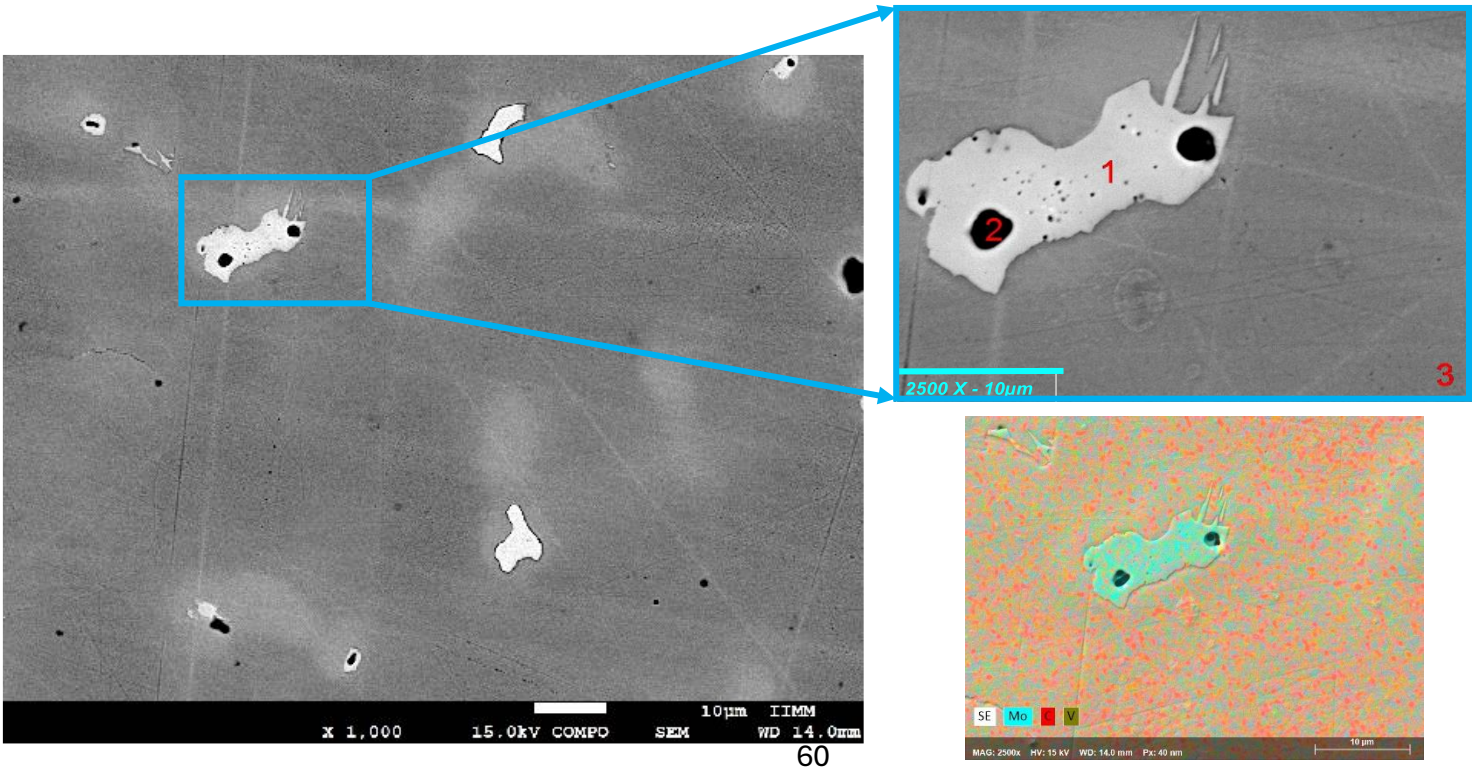
Por otra parte, en la Figura 29 (B) que representa la aleación tratada térmicamente (MCT), en general se observó una superficie más homogénea en comparación con la aleación sin tratamiento térmico (MST). En la ampliación de imagen que se encuentra a la derecha se puede observar dos puntos focales:

- El numero 1 el cual muestra la presencia de múltiples poros a escala nanométrica lo que podría indicar falta de fusión y podrían tener un efecto directo en las propiedades mecánicas de la aleación tratada térmicamente.

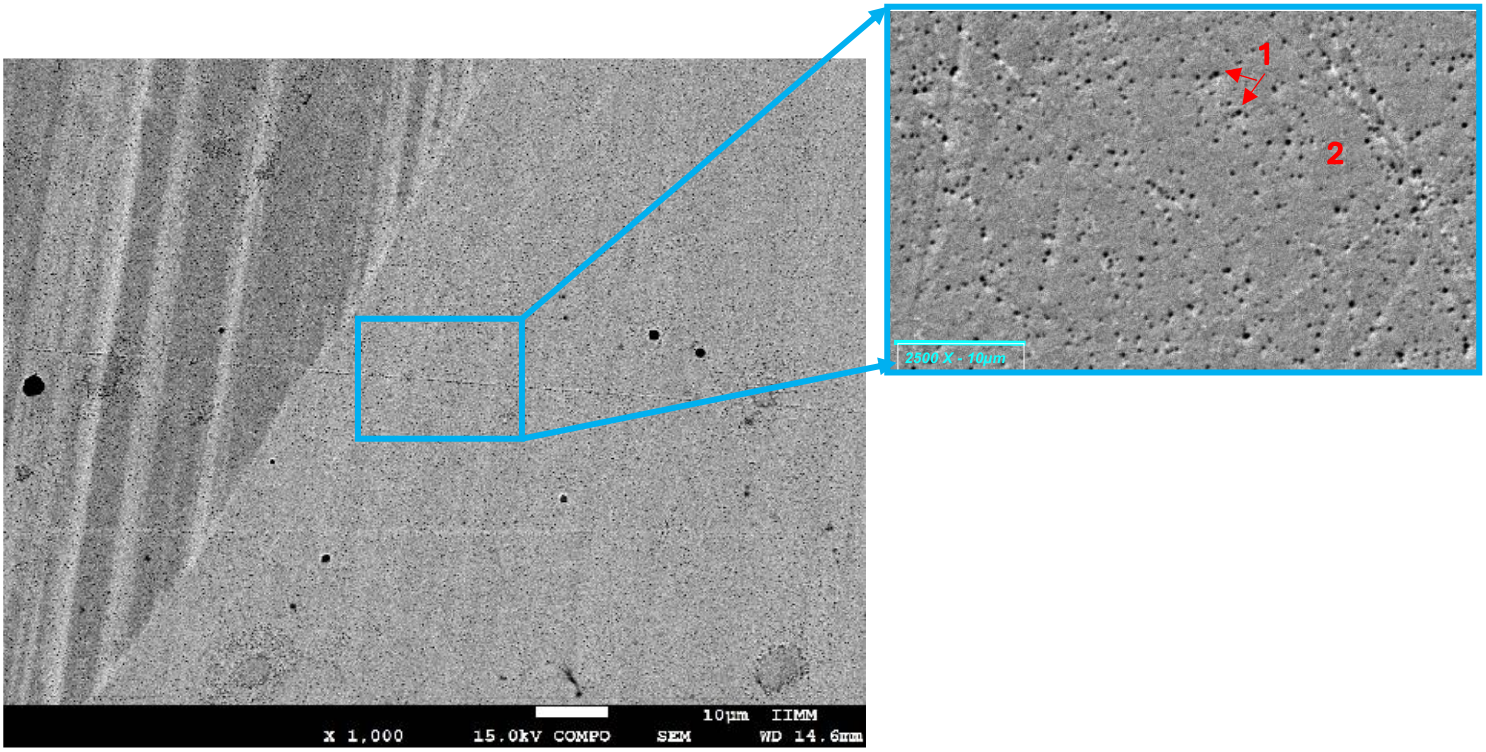
- El número 2 representa en si la matriz de base de la aleación donde a comparación con la aleación sin tratamiento térmico (MST) se observa una notable reducción de áreas claras y bordes menos definidos lo que podría sugerir una mejor homogenización de la aleación.(ASM International Handbook Committee, 1991; Raghavan, 2015; Smallman & Ngan, 2014; X. Zhang et al., 2016)

Figura 29. Micrografías tomadas a una magnificación de 1000 X y una escala de 10 µm, con una ampliación de zona tomada a 2500 X (A) Micrografía de aleación sin tratamiento térmico (MST) y (B) Micrografía de aleación con tratamiento térmico (MCT).

(A) Micrografía de MST



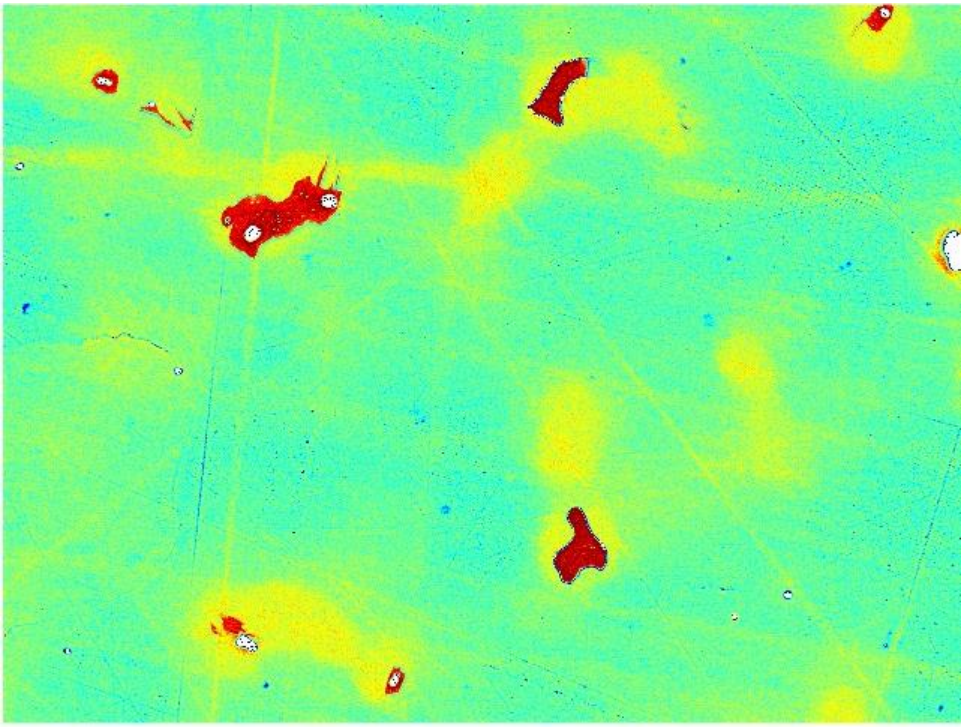
(B) Micrografía de MCT



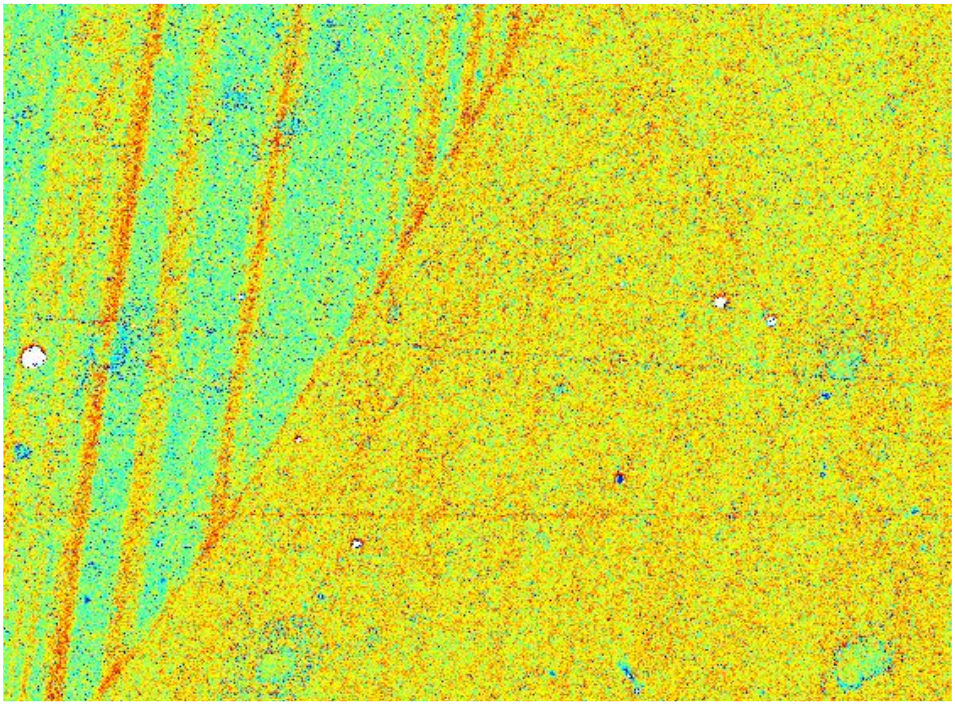
Finalmente, se realizó un procesamiento de las imágenes obtenidas con el Software Matlab para evaluar el área superficial de las micrografías y obtener así un panorama más claro de la distribución y homogenización de la estructura de las aleaciones. En la Figura 30 (A) se presenta la aleación sin tratamiento térmico (MST) la cual presentó una superficie uniforme (color verde), donde se encuentra presencia de diversas zonas, con distribución menos uniforme de algunos materiales (color amarillo), se evidencia la presencia de algunas fases segregadas (color vino) y algunos inclusiones o formaciones de fases menos densas (color blanco). Por otra parte, en la Figura 30 (B) se presenta la aleación después del tratamiento térmico (MCT), la cual muestra una superficie uniforme y más homogénea en comparación con la MST, también se encontraron inclusiones o formaciones de fases menos densas (color blanco) y en ambas aleaciones se observó patrones lineales que podría estar relacionados con los procesos de mecanizado, deformación o abrasión. Además, en ambas hay presencia de grietas superficiales las cuales se podrían relacionar con ciclos térmicos o esfuerzos residuales.

Figura 30. (A) Análisis superficial de micrografía obtenida en SEM para aleación sin tratamiento térmico (MST) y (B) Análisis superficial de micrografía obtenida por SEM de aleación con tratamiento térmico (MCT).

(A) Análisis superficial MST



(B) Análisis superficial MCT



5.5.6. Determinación de dureza

Los resultados de la prueba de dureza Vickers de las aleaciones con tratamiento térmico (MCT) y sin tratamiento térmico (MST) se presentan en la Figura 31, los datos se presentan con la media ± la desviación estándar (DS). Se realizó comparaciones múltiples utilizando el método de LDS de Fisher los cuales se presentan en la Tabla 6 y Tabla 7, donde se encontró que la aleación con tratamiento térmico (MCT) presenta diferencias significativas ($p<0,05$) con respecto a la muestra sin tratamiento térmico (MST) a pesar de que ambas aleaciones tienen la misma composición química. En la Tabla 6 se puede observar que la dureza de la aleación sin tratamiento térmico fue de 286,06 ± 8,80 Hv mientras que la dureza de la aleación tratada térmicamente fue de 246,16 ± 11,12 Hv estos hallazgos y las diferencias significativas ($p<0,05$) encontradas en los valores de dureza podrían indicar que la microestructura de la aleación se podría ver influenciada por los elementos de aleación presentes, así como por el proceso de fabricación y esto podría tener impacto en las propiedades mecánicas de la aleación.

Estas diferencias significativas se podrían explicar teniendo en cuenta que, el tratamiento térmico a 1200 °C probablemente ha modificado la estructura y propiedades mecánicas de la aleación lo que se ve reflejado en la diferencia en la dureza. En base a la literatura consultada identificamos que, aunque en diversos estudios se ha encontrado que la presencia de Cr y Mo promueven estructuras complejas que mejoran la resistencia, tenacidad y dureza de las aleaciones, así como aumentan la templabilidad del acero y promueve la microestructura ferrítica; (Kim et al., 2023; Yamanaka et al., 2014) también se sabe que a 1200 °C las fases de los carburos de cobalto y cromo podrían verse afectadas drásticamente disminuyendo la dureza. Ahora, según la teoría de Hall-Petch “la dureza de un material suele aumentar con la disminución del tamaño del grano, ya que los límites de grano actúan como barreras para el movimiento de dislocaciones”. Lo que podría explicar que el tratamiento térmico podría haber promovido un crecimiento en el tamaño de los granos del material reduciendo la dureza de este. Finalmente, debido al tratamiento térmico la difusión de átomos es más activa. Lo que podría resultar en la redistribución de elementos de aleación como el cromo, el molibdeno o el boro, lo que podría afectar las propiedades mecánicas de la aleación. Puesto que, si el cromo y el molibdeno se redistribuyen de manera menos eficiente en la aleación tratada térmicamente, podría disminuir la formación de fases duras o disminuir su concentración, reduciendo la dureza general de la aleación. (Callister, 2017; Dhanraj & Mahajan, 2016; Higgins, 2006; Rao, 2012).

Figura 31. Resultados de la prueba de dureza Vickers en aleación sin tratamiento térmico (MST) y aleación con tratamiento térmico (MCT).

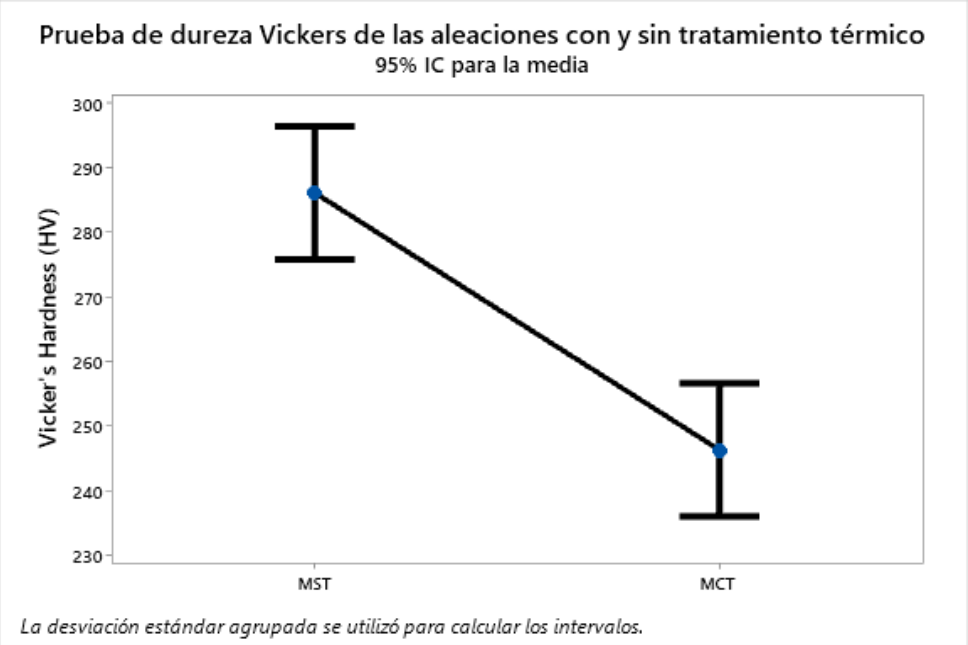


Tabla 6. Comparaciones en parejas de Fisher. Agrupar información utilizando el método LSD de Fisher y una confianza de 95%. Las medias que no comparten una letra son significativamente diferentes. Fuente propia.

Factor	N	Media	Agrupación	
MST	5	286.06	A	
MCT	5	246.16		B

Tabla 7. Pruebas individuales de Fisher para diferencias de las medias. Nivel de confianza simultánea = 95.00%. Fuente propia.

Diferencia de niveles	Diferencia de las medias	EE de diferencia	IC de 95%	Valor T	Valor p ajustado
MCT - MST	-39.90	6.34	(-54.53; -25.27)	-6.29	0.000

5.5.7. Determinación de desgaste

Los resultados obtenidos en la prueba de desgaste se presentan en la Tabla 8, aquí se observa que la aleación tratada térmicamente presenta una menor tasa de desgaste a una carga de 50 N y 100 N respectivamente (0.068 mm^3/s y 0.069 mm^3/s) en comparación con la aleación sin tratar bajo las mismas cargas (0.1292 mm^3/s y 0.078 mm^3/s). Por otra parte,

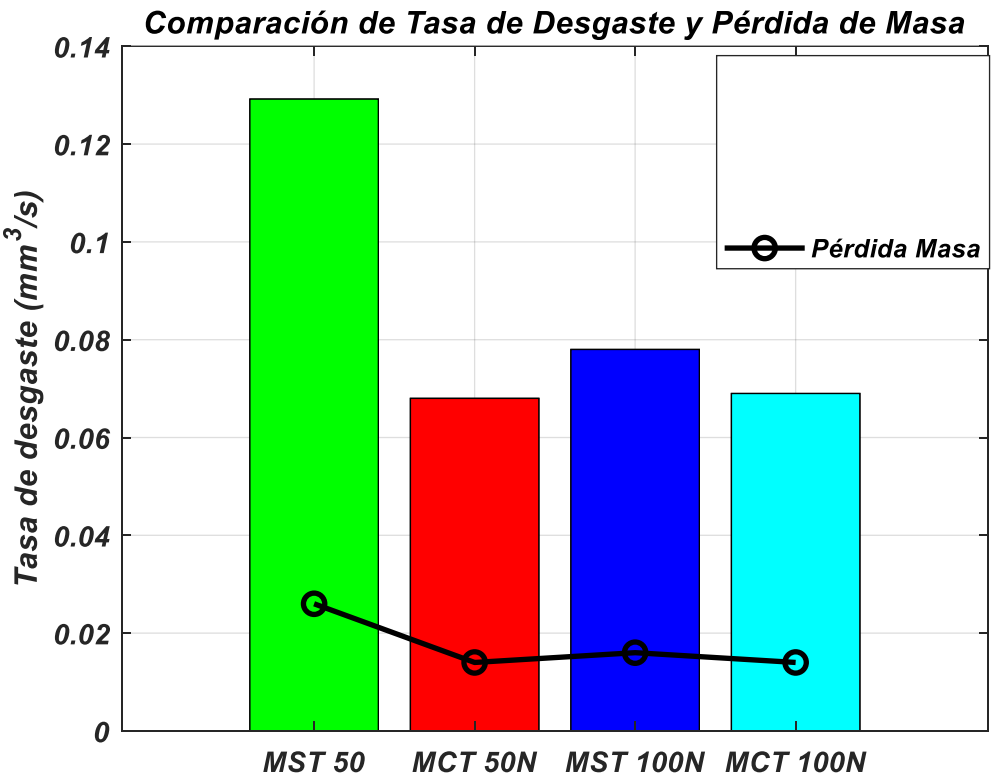
se puede observar que a 50 N la MCT pierde un 47% menos de volumen que la MST, aunque a cargas de 100 N la diferencia no es tan notoria, lo que podría indicar que a estas cargas el tratamiento térmico no tiene un efecto significativo.

Tabla 8. Valores promedio, desviaciones estándar y condiciones de prueba de desgaste a 50 N y 100 N de carga.

Material	Carga (N)	Velocidad (m/s)	Coeficiente de fricción	Tasa de desgaste (mm^3/s)	Volumen perdido mm^3
MST	50	0.623	0.0032 ±0	0.1292	3.10
MCT	50	0.623	0.0034 ±0	0.068	1.64
MST	100	0.623	0.0028 ±0.003	0.078	1.88
MCT	100	0.623	0.0020 ±0.002	0.069	1.67

En la Figura 32 se presenta la tasa de desgaste y pérdida de masa de las aleaciones, aquí se observó que las muestras tratadas térmicamente (MCT) bajo cargas de 50 N (rojo) y 100 N (cian) presenta menor pérdida de masa y tasa de desgaste en comparación a las aleaciones que no se sometieron a tratamiento térmico (MST) verde y azul respectivamente. Lo que indica que el tratamiento térmico tuvo efecto en la mejora a la resistencia al desgaste, lo que podría deberse a que su estructura es más homogénea como se explicó en la sección 5.5.5; y esta distribución uniforme de las fases podría contribuir a mejorar la capacidad para resistir el desgaste. La aleación sin tratamiento térmico (verde) sometida a carga de 50N tuvo una pérdida de masa de 0.026 g y la muestra tratada térmicamente MCT (rojo) bajo la misma carga perdió un 46.2% menos de la masa que perdió la MST (verde). Por otra parte, bajo la misma carga de 50 N la tasa de desgaste disminuyó significativamente aproximadamente un 47.3 % en la aleación tratada térmicamente MCT (rojo). Cuando comparamos las aleaciones sometidas a 100 N de carga la pérdida de masa entre ambas aleaciones no es tan variable como con la carga de 50 N pues la variación entre ambas aleaciones fue de un 12.5% de reducción para la MCT (cian) y una tasa de desgaste de 11.5% menor a la que no fue tratada térmicamente (azul). En base a los resultados expuestos, se puede decir que el tratamiento térmico tiene un efecto significativo a bajas cargas (50N) donde reduce tanto la pérdida de masa como la tasa de desgaste y a cargas más altas (100 N) el tratamiento térmico tiene menor influencia lo que se podría deber al límite de resistencia al desgaste en estas condiciones de carga donde pudo comprometer la microestructura de ambas aleaciones.(ASTM, 2021; Hutchings & Shipway, 2017; Stachowiak & Batchelor, 2013)

Figura 32. Comparación de Tasa de Desgaste en (mm^3 /s) y Pérdida de Masa en (g) con carga de 50 N y 100 N. Fuente propia.



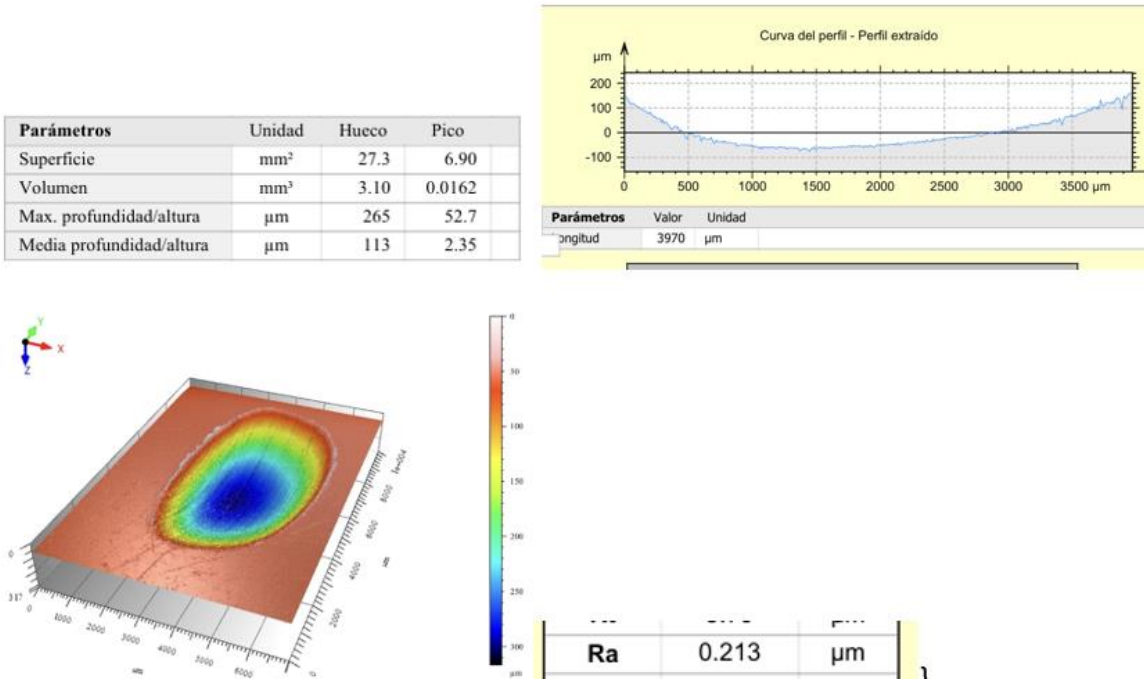
5.5.8. Análisis de rugosidad, Perfil y topografía 3D

En la Figura 33 se presenta la imagen donde se evalúa la rugosidad, perfil y topografía de las superficies desgastadas con una carga de 50N. En la Figura 33 (A) se presenta la muestra sin tratamiento térmico (MST) donde se puede observar el valor de la superficie medida el cual fue 27.3 mm^2 la cual es mayor en comparación con la muestra tratada térmicamente (MCT) que se presenta en la Figura 33 (B) con un valor de 18.1 mm^2. El volumen del material desplazado en MST fue de 3.10 mm^3 lo cual indica mayor desgaste acumulado de casi el doble valor que el obtenido en la muestra tratada térmicamente. Se obtuvo una máxima profundidad (altura) de 265 µm lo cual podría indicar que la muestra presenta áreas de desgaste más marcadas, lo cual también se puede ratificar con la medida de profundidad (altura) con un valor de 113 µm. En cuanto a la rugosidad promedio (Ra) se observó una superficie menos homogénea y con más rugosidades con un valor de Ra de 0.213 µm. En la Figura 33 (A) a la derecha observamos el mapa de perfil donde se observa la curva de perfil indicando mayores oscilaciones en la profundidad, lo que refleja mayor variabilidad en la topografía de la superficie. Finalmente, en la parte izquierda inferior se observa el mapa 3D donde se tienen regiones más profundas marcadas en color azul oscuro, la cual indica el desgaste localizado.

Por otra parte, la Figura 33(B) presenta los resultados de la medida de la superficie en la muestra tratada térmicamente (MCT) con un valor de 18.1 mm^2 menor que el valor obtenido en la MST, lo que podría indicar que la muestra sufrió cambios en la estructura debido al tratamiento térmico aplicado. Dicha muestra también presentó una menor profundidad de desgaste con un valor de 1.64 mm^3. La máxima profundidad (altura) fue de 211 µm menor que la obtenida en la MST lo que podría indicar que la muestra tratada térmicamente presentó una distribución más homogénea y esto se podría ratificar con el valor de la rugosidad promedio el cual fue de 0.159 µm lo que indica no solo una superficie más homogénea sino más lisa en comparación a la muestra sin tratamiento térmico. Por otro lado, la media profundidad (altura) fue de 91 µm. En la gráfica de perfil se muestra oscilaciones más controladas, lo que refleja una superficie más uniforme y menos abrupta. Finalmente, el mapa 3D muestra una región central en color azul menos profunda en comparación con la MST, con transiciones más suaves hacía los bordes, lo que evidencia menor desgaste.(Gadelmawla et al., 2002; International Organization for Standardization, 1997; Stout & Blunt, 2000)

Figura 33. Análisis de rugosidad, Perfil y topografía 3D con carga de 50N de (A) muestra sin tratamiento térmico y (B) muestra tratada térmicamente

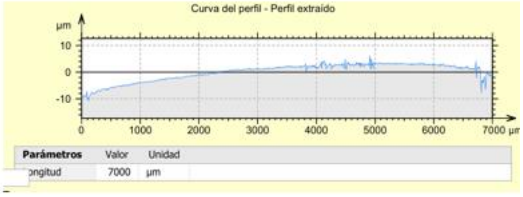
(A) Análisis de rugosidad y topografía 3D en MST

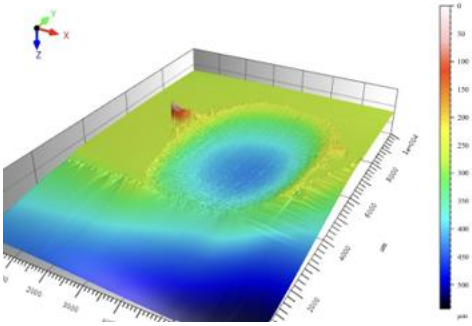


Parámetros	Unidad	Hueco	Pico
Superficie	mm²	27.3	6.90
Volumen	mm³	3.10	0.0162
Max. profundidad/altura	µm	265	52.7
Media profundidad/altura	µm	113	2.35

(B) Análisis de rugosidad y topografía 3D en MCT

Parámetros	Unidad	Hueco	Pico
Superficie	mm²	18.1	0.722
Volumen	mm³	1.64	0.00608
Max. profundidad/altura	µm	211	87.0
Media profundidad/altura	µm	91.0	8.41





Ra	0.159	µm

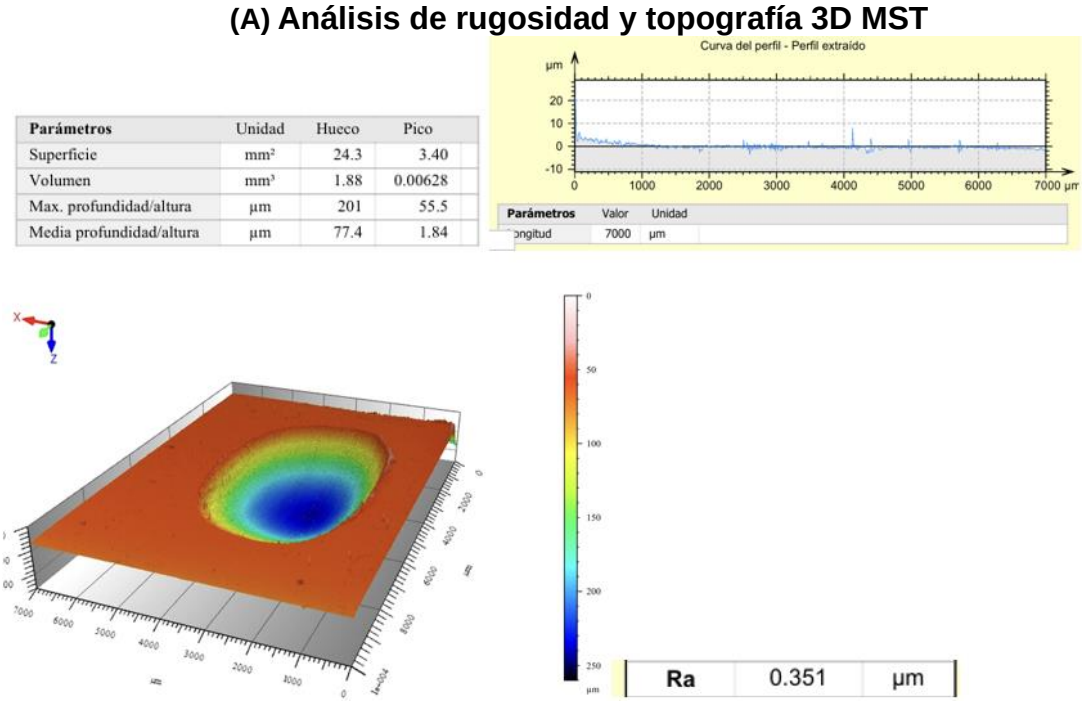
Las superficies desgastadas con una carga de 100N se presentan en la Figura 34. En la Figura 34 (A) se presenta la muestra sin tratamiento térmico (MST) donde se puede observar el valor de la superficie medida el cual fue 24.3 mm^2 la cual es mayor en comparación con la muestra tratada térmicamente (MCT) que se presenta en la Figura 34 (B). Ahora, el volumen del material desplazado fue de 1.88 mm^3 lo cual indica mayor desgaste acumulado. Como se observa en la Figura 34(A) se obtuvo una máxima profundidad (altura) de 201 µm lo cual podría indicar que la muestra presenta áreas de desgaste más marcadas, lo cual también se puede ratificar con la medida de la media profundidad (altura) con un valor de 77.4 µm. En cuanto a la rugosidad promedio (Ra) se observó una superficie menos homogénea y con más rugosidades con un valor de Ra de 0.351 µm. En la Figura 34 (A) a la derecha observamos el mapa de perfil donde se observa la curva de perfil indicando mayores oscilaciones en la profundidad, lo que refleja mayor variabilidad en la topografía de la superficie. Finalmente, en la parte izquierda inferior se observa el mapa 3D donde se tienen regiones más profundas marcadas en color azul intenso, la cual indica el desgaste localizado.

Por otra parte, la Figura 34 (B) presenta los resultados de la medida de la superficie en la muestra tratada térmicamente (MCT) con un valor de 20.9 mm^2 menor que el valor obtenido en la MST, lo que podría indicar que la muestra sufrió cambios en la estructura debido al tratamiento térmico aplicado. Dicha muestra también presento una menor profundidad de desgaste con un valor de 1.67 mm^3. La máxima profundidad (altura) fue de 183 µm menor que la obtenida en la MST lo que podría indicar que la muestra tratada térmicamente presentó una distribución más homogénea y esto se podría ratificar con el valor de la

rugosidad promedio el cual fue de 0.241 µm lo que indica no solo una superficie más homogénea sino más lisa en comparación a la muestra sin tratamiento térmico. Por otro lado, la media profundidad (altura) fue de 79.7 µm similar a la obtenida en la MST, aunque con menor variabilidad. En la gráfica de perfil se muestra oscilaciones más controladas, lo que refleja una superficie más uniforme y menos abrupta. Finalmente, el mapa 3D muestra una región central en color azul menos profunda en comparación con la MST, con transiciones más suaves hacía los bordes, lo que evidencia menor desgaste.(Gadelmawla et al., 2002; International Organization for Standardization, 1997; Stout & Blunt, 2000)

Figura 34. Análisis de rugosidad, Perfil y topografía 3D con carga de 100 N en (A) muestra sin tratamiento térmico y (B) muestra tratada térmicamente.

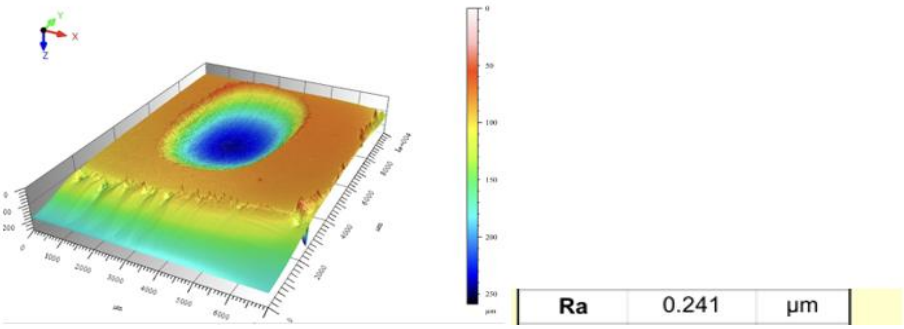
(A) Análisis de rugosidad y topografía 3D MST



Parámetros	Unidad	Hueco	Pico
Superficie	mm²	24.3	3.40
Volumen	mm³	1.88	0.00628
Max. profundidad/altura	µm	201	55.5
Media profundidad/altura	µm	77.4	1.84

(B) Análisis de rugosidad y topografía 3D MCT

Parámetros	Unidad	Hueco	Pico
Superficie	mm²	20.9	3.17
Volumen	mm³	1.67	0.00841
Max. profundidad/altura	µm	183	54.0
Media profundidad/altura	µm	79.7	2.65



i. Análisis estadístico

Se realizó la evaluación estadística utilizando la prueba de Mann-Whitney para evaluar el efecto del tratamiento térmico en el desgaste, coeficiente de fricción y dureza de la aleación. En la Tabla 9 se presentan los resultados de la prueba, aquí se observó que tratamiento térmico aplicado a la aleación parece tener un efecto significativo en el desempeño del material, específicamente en términos de desgaste y coeficiente de fricción. La diferencia es estadísticamente significativa y positiva con un nivel de confianza de 96.96%. Lo que podría indicar que el tratamiento térmico reduce el desgaste y mejora el coeficiente de fricción indicando un comportamiento tribológico más favorable. Por ende, podemos decir que el tratamiento térmico optimizó las interacciones superficiales de la aleación bajo las condiciones evaluadas.

Tabla 9. Prueba Mann-Whitney para Desgaste y Coeficiente de fricción

Método	Estimación de la diferencia		
η_1: mediana de Desgaste **η_2:** mediana de Coe_Fricción **Diferencia**: $\eta_1 - \eta_2$	**Diferencia**	**IC para la diferencia**	**Confianza lograda**
	0.0708000	(0.0646; 0.127200)	96.96%
Prueba			
Hipótesis nula	**H_0:** $\eta_1 - \eta_2 = 0$		
Hipótesis alterna	**H_1:** $\eta_1 - \eta_2 \neq 0$		
Valor W	**Valor p**		
26.00	0.030		

Por otra parte, en la Tabla 10 se presentan los resultados de la prueba donde se evaluó el Desgaste en función de la Carga aplicada, observando que la carga aplicada afecta significativamente ($p<0.030$) el desgaste de la aleación. A mayor carga se asocia un mayor desgaste de la aleación. Lo que es consistentes con las leyes del desgate y contacto, ya que a mayores cargas se generan mayor tensión superficial del material. sin embargo, el tratamiento térmico podría mitigar parcialmente ese efecto sobre todo a cargas más bajas.

Tabla 10. Prueba Mann-Whitney para Desgaste y Carga aplicada (50 y 100 N)

Método	Estimación de la diferencia		
η_1: mediana de Desgaste **η_2:** mediana de Carga (N) **Diferencia:** $\eta_1 - \eta_2$	**Diferencia**	**IC para la diferencia**	**Confianza lograda**
	-74.9014	(-99.932; -49.8708)	96.96%

Prueba

Hipótesis nula **H_0:** $\eta_1 - \eta_2 = 0$
Hipótesis alterna H_1: $\eta_1 - \eta_2 \neq 0$

Método	Valor W	Valor p
No ajustado para empates	10.00	0.030
Ajustado para empates	10.00	0.028

Finalmente, la Tabla 11 se presentan los resultados obtenidos para la prueba de Desgaste y Dureza. Se pudo evidenciar una relación inversa significativa entre desgaste y dureza ($p=0.030$), con la aleación más dura mostrando menor desgaste. Donde se observó que el tratamiento térmico redujo la dureza de la aleación, lo que podría ser una desventaja frente a aplicaciones donde la dureza sea clave. Sin embargo, aunque la dureza disminuyó; el tratamiento térmico mejoro la resistencia al desgaste bajo cargas de 50N. lo que sugiere que otros mecanismos como lo podría ser cambios tribológicos superficiales, están jugando un papel importante en esta aleación tratada térmicamente (MCT).

Tabla 11. Prueba Mann-Whitney para Desgaste y Dureza

Método	Estimación de la diferencia		
η_1: mediana de Desgaste **η_2:** mediana de Dureza **Diferencia:** $\eta_1 - \eta_2$	**Diferencia**	**IC para la diferencia**	**Confianza lograda**
	-266.011	(-285.992; -246.031)	96.96%

Prueba

Hipótesis nula **H_0:** $\eta_1 - \eta_2 = 0$
Hipótesis alterna H_1: $\eta_1 - \eta_2 \neq 0$

Método	Valor W	Valor p
No ajustado para empates	10.00	0.030
Ajustado para empates	10.00	0.028

6. CONCLUSIONES

- La MST presentó una microestructura heterogénea, con distribución dendrítica, con Matriz cobalto – gamma, presenta puntos negros que podrían ser nitruros con una capa de carburos ricos en molibdeno.
- La MCT, no es posible revelar su microestructura, y frente al microscopio se muestra que se mantiene levemente algunos nitruros.
- Se comparan los resultados de la aplicación de la prueba de dureza y la MCT reduce su dureza, este resultado podría ser una puerta de investigación que permita cambiar las variables y analizar sus efectos frente al material.
- La MCT tiene mejor desempeño en términos de desgaste y rugosidad.
- La MST su microestructura puede ser más susceptible a la fragilidad debido a la distribución heterogénea de fases.
- La MST presentó una superficie más rugosa y con mayor desgaste localizado.
- Después de realizado el proyecto se evidencia que el tratamiento térmico influye positivamente en el mejoramiento de la tasa de desgaste del material sin embargo se disminución de dureza podría atribuirse a la homogeneidad de fases después de aplicado el tratamiento térmico.

7. RECOMENDACIONES

Frente a los resultados obtenidos es importante investigar más a profundidad, sobre todo la influencia del tratamiento térmico, ya que esto ofrece un panorama donde probablemente se puede obtener un material un poco más resistente, es necesario desarrollar más pruebas que permitan comprobar esto y así poder implementar el material en diferentes ámbitos.

La realización un mayor número de probetas puede contribuir al estudio, ya que esto permite estadísticamente hablando tener un sustento de las propiedades encontradas, también se puede sugerir ampliar el % de nitrógeno ya que este puede maximizar algunas de las propiedades e incluso cambiar el tratamiento térmico y realizar su comparación y así poder elegir el material que mejores características presente para una fabricación en masa para alguna aplicación.

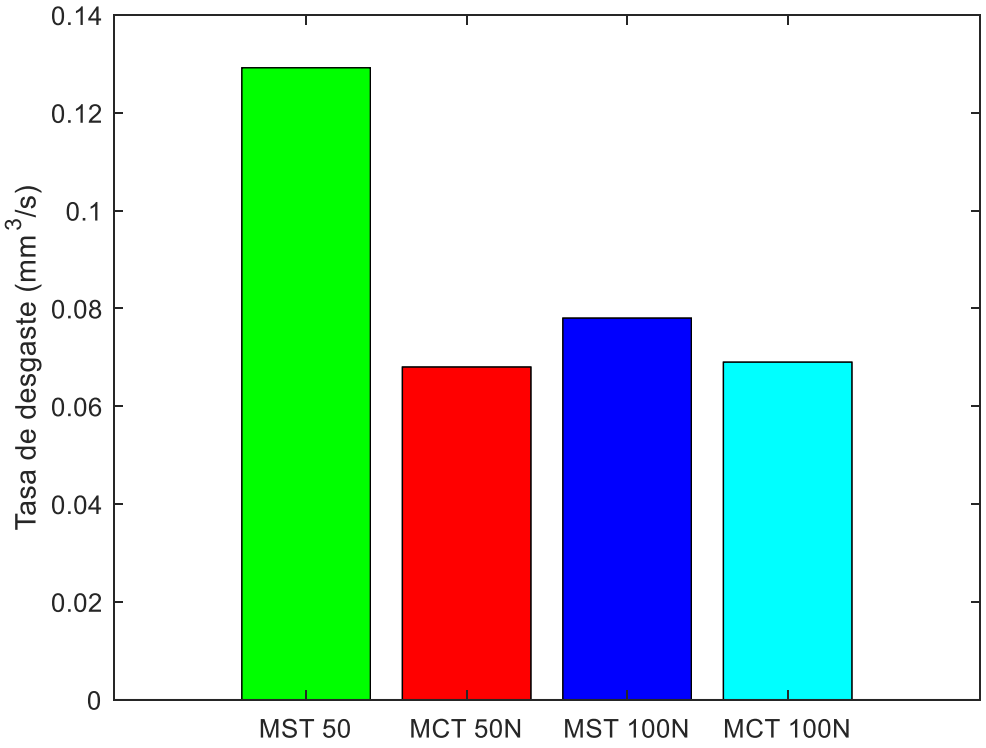
Para el desarrollo de un proyecto como este, es necesario planificar detalladamente los pasos a seguir y los tiempos, se sugiere tomar nota de todas las máquinas y elementos a usar, además de nombrar cada una de las muestras de manera clara, de ser posible ir documentando el proceso en el lugar ya que si existen dudas se puedan resolver inmediatamente, además de tener muy claros los procedimientos que se realizan dado que se deben explicar detalladamente para entender el porqué de los resultados, este fue un proyecto realizado en Morelia, México, por lo tanto también se debe tener en cuenta los tiempos de desplazamiento, preparación, realización de pruebas y revisión de resultados, tener la información clara y ordenada, ya que de ser necesario el regresar será un poco complejo.

8. ANEXOS

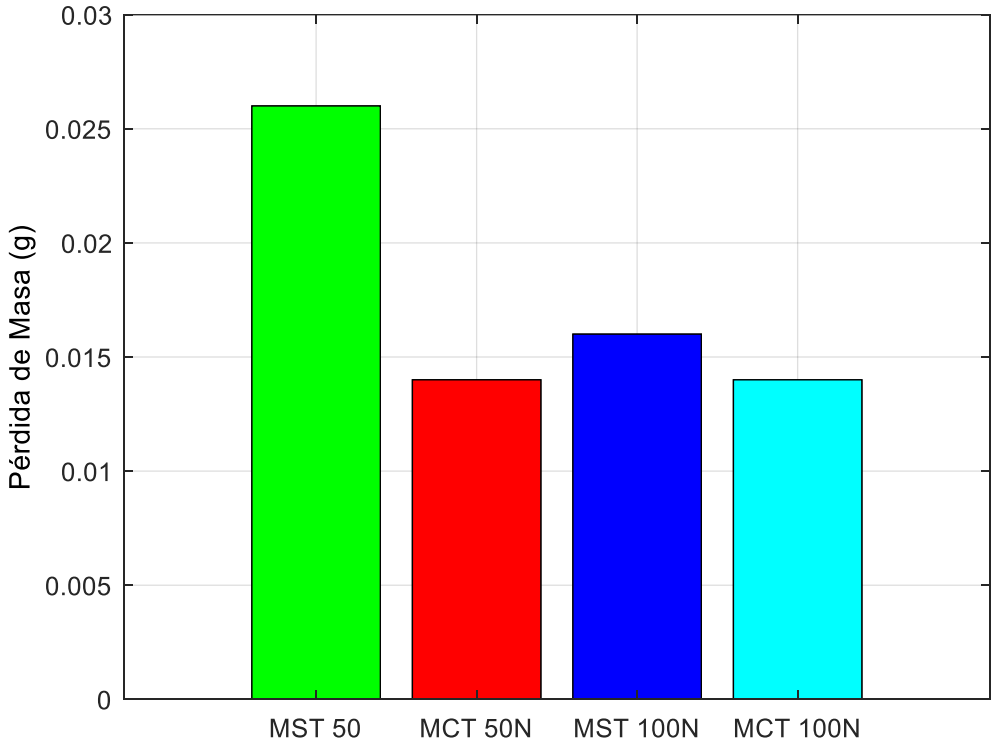
Anexo 1. Estadísticos descriptivos para la prueba de dureza

Variable	N	Media	Error estándar de la media	Ds	Mínimo	Q1	Mediana	Q3	Máximo
MST	5	286.06	3.94	8.80	272.30	278.60	285.60	293.75	294.40
MCT	5	246.16	4.97	11.12	232.80	237.05	245.20	255.75	263.10

Anexo 2. Tasa de Desgaste con carga a 50 N y 100 N



Anexo 3. Pérdida de Masa de las aleaciones con y sin tratamiento térmico con carga de 50 N y 100 N



9. REFERENCIAS

Al-Jawad, M., & Rack, H. (2003). Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Wrought Co–Cr–Mo Alloys Following Thermomechanical Processing. *Materials Science and Engineering*.

Alvarado, C., & Ruiz, A. (2018). *Influencia del tiempo de tratamiento isotérmico en un acero con contenido de silicio cercano al 1,5% y deformado plásticamente en 65% en la formación de bainita* [Universidad Distrital Francisco José De Caldas]. http://hdl.handle.net/11349/16019

ASM International Handbook Committee. (1991). *Metals Handbook, Volume 4: Heat Treating*. ASM International.

ASTM. (2021). *Standard Test Method for Ranking Resistance of Materials to Sliding Wear Using Block-on-Ring Wear Test. ASTM G77-98*. ASTM International.

ASTM. (2022, noviembre 7). *Standard Test Method for Ranking Resistance of Materials to Sliding Wear Using Block-on-Ring Wear Test—ASTM G77-17*. ASTM INTERNATIONAL. https://www.astm.org/g0077-17.html

ASTM International. (2017). *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens (ASTM E3-11)*.

Baraja, S. (2015). *Comportamiento tribológico de aleaciones Cobalto-Cromo para su uso como biomateriales* [Tesis pregrado, Universidad De Valladolid]. https://uvadoc.uva.es/bitstream/handle/10324/19657/TFG-I-485.pdf?sequence=1&isAllowed=y

Bhadeshia, H. K. D. H. (2001). *Metallic Materials and Phase Transformations*. Institute of Materials.

Bisbal, R., Dávila, P., González, G., Pérez, M., & Durán, F. (s. f.). *Cambios Microestructurales Obtenidos en Aleaciones Ti-Al-V-Ta Tratadas Térmicamente*. https://www.researchgate.net/publication/268005708_Cambios_Microestructurales_Obtenidos_en_Aleaciones_Ti-Al-V-Ta_Tratadas_Termicamente#pf2

Blanco, S., & Quintero, A. (2023). *Efecto de la adición de nitrógeno y de la solidificación dinámica en la microestructura, dureza y resistencia al desgaste de un hierro blanco alto-cromo* [Tesis, Universidad Distrital Francisco José De Caldas]. http://hdl.handle.net/11349/35576

Calderón, J. (2015). *Estudio de evolución microestructural de una superaleación base Ni-Cr-Mo bajo diferentes condiciones termomecánicas.* Universidad Autónoma De Nuevo León.

Callister, W. (2017). *Materiales de ingeniería y ciencia de los materiales (9ª ed.)* (9.ª ed.). Wiley.

Cano, J. (2017). *Caracterización de superaleaciones base Co para aplicaciones en ambientes extremos* [Tesis, Universidad Carlos III de Madrid]. https://hdl.handle.net/10016/28256

Cárdenas, J., & Díaz, F. (2015). *Lecturas para ingeniería No. 23 "Superaleaciones"*. Universidad Nacional Autónoma De México. http://olimpia.cuautitlan2.unam.mx/pagina_ingenieria/mecanica/mat/mat_mec/m6/superaleaciones.pdf

Cheng, X., Guo, Q., Liu, C., & Ma, Z. (2024, junio 15). Simultaneous enhancement of elevated temperature strength and ductility in additive manufactured nickel-based superalloy via doping Y2O3 nanoparticles. *Journal of Materials Science & Technology*, *210*, 13.

Chung, D.-W., Toinin, J., Lass, E., Seidman, D., & Dunand, D. (2020, marzo 30). Effects of Cr on the properties of multicomponent cobalt-based superalloys with ultra high g' volume fraction. *Journal of Alloys and Compounds*, *832*, 10.

Clemens, S., O´Daffer, P., & Cooney, T. (1998). *Geometría* (1.ª ed.). Pearson Educación.

Córdoba, J. (2007). *Reacciones de Auto-Propagación Inducidas Mediante Energía Mecánica (MSR): Sistemas MetalT – Carbono—Nitrógeno.* [Instituto de Ciencia de Materiales de Sevilla]. http://hdl.handle.net/10261/8178

Cui, C., Antonsson, T., & Guo, Z. (2012). Phase Transformation in a Multicomponent Co–Cr–Mo Alloy. *Materials Science and Engineering*. DOI: 10.1016/j.msea.2012.06.033

Davis, J. (2001). *Alloying: Understanding the Basics*. ASM International.

Delgado, J. (2020, septiembre 24). Metalografía [Perfil profesional]. *Metalografía*. https://www.linkedin.com/pulse/metalograf%C3%ADa-jorge-delgado-/

Dhanraj, P., & Mahajan, M. (2016). Effects of heat treatment on the hardness and microstructure of Co-Cr-Mo alloy. *Materials Science and Engineering*, 275-283.

Eurolab, L. S. (s. f.). *EN ISO 6507-2 Materiales metálicos—Prueba de dureza Vickers—Parte 2: Prueba estándar para verificación y calibración de máquinas de prueba*. Laboratorio de prueba de metales. https://www.laboratuar.com/es/testler/metal-test-laboratuvari/en-iso-6507-2-metalik-malzemeler---vickers-sertlik-testi---bolum-2:-test-makinelerinin-dogrulanmasi-ve-kalibrasyonu-icin-standart-test/

Feng, H., Han, Y., Li, H.-B., Tian, Y.-Z., Zhu, H.-C., Jiang, Z.-H., He, T., & Zhou, G. (2022, octubre 17). Enhancement in impact toughness of CoCrFeMnNi high-entropy alloy via nitrogen addition. *Journal of Alloys and Compounds*, *932*, 9.

Fernandes, P., Niinomi, M., Liu, H., Cho, K., Nakai, M., Trenggono, A., Champagne, S., Hermawan, H., & Narushima, T. (2016, julio 20). Improvement of microstructure,

mechanical and corrosion properties of biomedical Ti-Mn alloys by Mo addition. *Materials And Desing*, *110*, 11.

Gadelmawla, E. S., Koura, M. M., Maksoud, T. M. A., Elewa, I. M., & Soliman, H. H. (2002). Roughness parameters. *Journal of Materials Processing Technology*.

García, E. (2024, febrero 25). Los reactores nucleares modulares pequeños están muy cerca de ser una realidad y cambiarlo todo. *La Vanguardia*. https://www.lavanguardia.com/andro4all/tecnologia/los-reactores-nucleares-modulares-pequenos-estan-muy-cerca-de-ser-una-realidad-y-cambiarlo-todo

Goldstein, J., Newbury, D., Joy, D., Lyman, C., Echlin, P., Lifshin, E., & Michael, J. (2017). Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis. *Springer*.

Guerra, F., Bedolla, A., Leon, & Vásquez. (2023, marzo 24). The effect of small additions of Nb and Ti on the sliding wear behavior of a Co–30Cr–5Mo alloy. *WEAR*, *522*, 18.

Guo, X., Zhang, P., Li, H., & Wang, M. (2023, septiembre 1). Design and performance of nitrogen-alloyed iron-based coating for enhancing galling resistance by plasma transferred arc welding. *Materials Letters*, *346*, 9.

Hewitt, P. (2004). *Fisica Conceptual (9na ed)* (9.ª ed.). Pearson Educación. https://jbfisica.wordpress.com/wp-content/uploads/2017/01/fc3adsica-conceptual-hewit.pdf

Higgins, R. (2006). *Engineering Materials 1: An Introduction to Properties and Applications.*

Hood, D. W., & Richmond, J. R. (2001). Casting and Solidification of Molten Metals. *Elsevier Science.*

Hutchings, I. M., & Shipway, P. (2017). *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials* (2.ª ed.). Butterworth-Heinemann.

International Organization for Standardization. (1997). *Geometrical Product Specifications (GPS)—Surface texture: Profile method—Terms, definitions and surface texture parameters. ISO 4287:1997.*

JMatPro Software Documentation. (s. f.). Sente Software. https://www.sentesoftware.co.uk/

Kaufman, J. G. (2004). Aluminum Alloy Casting: Properties, Processes, and Applications. *ASM International*.

Kawasaki, K., & Fukui, T. (1996). Effect of argon gas injection on the fluidity of molten metals in casting processes. *Journal of Materials Processing Technology*.

Kim, S., Kim, G., Song, S., & Kim, J. (2023, noviembre). Effects of Cr and Mo contents on the flow-accelerated corrosion behavior of low alloy steels in the secondary side of pressurized water reactors. *Journal of Nuclear Materials*, *585*. https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0022311523004208

Kohl, S. D., & Smith, D. J. (2001). *Metals Handbook: Casting. 10th edition*. ASM International.

Korashy, A., Attia, H., Thomson, V., & Skooei, S. (2020, enero 3). Fretting wear behavior of cobalt—Based superalloys at high temperature – A comparative study. *TRIBOLOGY INTERNATIONAL*, *145*, 8.

Lima, J., Antunes, R., & Costa, I. (2010). Study of the Corrosion Behavior of the ASTM F75 Co–Cr Alloy Processed by Powder Metallurgy in a Physiological Solution. *Materials Research*.

Llaneza, J., Cerpa, A., & Carsi, M. (2018). Optimización del conformado de una superaleación experimental. *SOCIE MAT*, 4.

Manterola, C., Grande, L., Otzen, T., Garcia, N., Salazar, P., & Quiroz, G. (2018). Confiabilidad, precisión o reproducibilidad de las mediciones. Métodos de

valoración, utilidad y aplicaciones en la práctica clínica. *Revista chilena de infectología*, *35*. http://dx.doi.org/10.4067/S0716-10182018000600680

Mcneil, W. H. (1992). *The Rise of the West: A History of the Human Community* (íntegra). University of Chicago Press. https://press.uchicago.edu/ucp/books/book/chicago/R/bo3645507.html

Molera, P. (1990). *Metales resistentes a la corrosión: Vol. 35 de Colección Prodúctica* (ilustrada ed.). MARCOMBO S.A. https://books.google.es/books?hl=es&lr=&id=YOGsVVd5sUoC&oi=fnd&pg=PA5&dq=adici%C3%B3n+de+arg%C3%B3n+a+aleaciones+cobalto+cromo+molibdeno&ots=1dQy23Q28D&sig=xTHEewUbvsn3jUWbH64DsEb78mI#v=onepage&q&f=false

Nagels, B., Schuurman, M., Chapovsky, P., & Hermans, L. (1996, septiembre 1). Nuclear spin conversion in molecules: Experiments on 13CH3 F support a mixing-of-states model. *The American Physical Society, physical Review A*, *54*(1996). https://doi.org/10.1103/PhysRevA.54.2050?_gl=1*1pj63cc*_gcl_au*MTc0MjQ0MDQ4MC4xNzMzNDIwMTk0*_ga*MTcyOTE2Mjk4MC4xNzMzNDIwMTkz*_ga_ZS5V2B2DR1*MTczMzQyMDE5NC4xLjAuMTczMzQyMDE5NC42MC4wLjQxMDIzOTMyMA..

Ortiz, D. (2017). *Caracterización de una aleación TI6AL4V obtenida mediante electron beam melting y su evolución con posteriores tratamientos térmicos para mejorar las propiedades mecánicas* [Proyecto/Trabajo fin de carrera/grado, UNIVERSITAT POLITÈCNICA DE VALÈNCIA]. https://riunet.upv.es/handle/10251/94445

Padilla, D. (2017). *Evaluación del efecto de la adición de plata en aleaciones Ti-35NB obtenidas mediante pulvimetalúrgica convencional, por su efecto antibacteriano* [Tesis, UNIVERSITAT POLITECNICA DE VALENCIA]. https://riunet.upv.es/handle/10251/107763

Prakash, U., & Gogia, A. (2010). Development of Co-Cr-Mo alloys for biomedical applications. *Advanced Engineering Materials*.

Prasat, G. V., Naguesha, A., Sandhya, R., Sancaran, S., Mathew, M. D., & Bhanu, K. (2015, febrero). Thermomechanical and Isothermal Fatigue Behavior of 316LN Stainless Steel with Varying Nitrogen Content. *Metallurgical and Materials Transactions A*, *46*(2), 14.

Raghavan, V. (2015). Phase Diagrams and Microstructural Engineering. *Springer*.

Rao, R. (2012). *Physical Metallurgy of Steels*. John Wiley & Sons.

Rectificado cilíndrico. (s. f.). *Mecaplus*. https://www.directindustry.es/prod/mecaplus/product-197896-2176539.html

Redondo, M. I., Díaz, C. A., & Buchelli, G. A. (2021). Indices de producción para el sector metalmecánica en Colombia. *REVISTA VENEZOLANA DE GERENCIA*, *26*(96), 17.

Saunders, N., & Miodownik, A. (1998). *CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide*. Pergamon Press.

Shi, D., Hao, W., Sui, T., Liu, C., Ru, Y., & Yang, X. (2024, julio 20). Low-cycle fatigue behavior of coated and uncoated single crystal Ni-based superalloy at various temperatures. *International Journal of Fatigue*, *188*, 15.

Sirotkin, R. O., & Sirotkin, O. S. (2018). Physico-chemical principles of universal methodology of controlling structure and properties of metallic and nonmetallic materials. *Materials Science and Engineering*, *327*. 10.1088/1757-899X/327/4/042119

Smallman, R., & Ngan, A. (2014). *Modern Physical Metallurgy*. Butterworth-Heinemann.

Stachowiak, G. W., & Batchelor, A. W. (2013). Engineering Tribology. *Elsevier*.

Stevenson, P. J., & Ricks, R. A. (2005). Cobalt-based Superalloys. *Materials Science and Technology: A Comprehensive Treatment*.

Stout, K. J., & Blunt, L. (2000). *Three-Dimensional Surface Topography: Measurement, Interpretation and Applications.* Butterworth-Heinemann.

Sumner, D., Turner, T., Igloria, R., Urban, R., & Galante, J. (2003). Functional adaptation and bone ingrowth. *Journal of Bone and Joint Surgery-American*, *85*.

Sundararajan, V. (2009). Role of Alloying Elements in Controlling the Properties of Co–Cr–Mo Alloys for Biomedical Applications. *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*.

Superb, E. (s. f.). *Horno de Fusión por Inducción al Vacío* [Página comercial]. https://es.superbmelt.com/vacuum-induction-melting-furnace/#:~:text=El%20horno%20de%20inducci%C3%B3n%20al%20vac%C3%ADo%20elimina%20completamente%20los%20gases,el%20mismo%20nivel%20de%20consistencia

TECNIMETAL. (2021, julio 1). *ENSAYOS DE MICRODUREZA: PRINCIPIOS Y APLICACIONES*. https://innovatest-iberica.es/?p=354

Vander, G. (2004). *Metallography: Principles and Practice*. ASM International.

Vidagañ, J. (2023). *Estudio de superaleaciones para su aplicación en álabes de turbinas de gas de alta presión y análisis de su desempeño mediante el método de elementos finitos* [UNIVERSITAT POLITÈCNICA DE VALÈNCIA]. https://m.riunet.upv.es/handle/10251/205761

Weiss, D. (2019, febrero 1). Improved High-Temperature Aluminum Alloys Containing Cerium. *Journal of Materials Engineering and Performance*, *28*, 6.

Xiong, F., Fu, R., Li, Y., Xu, B., & Qi, X. (2020). Influences of nitrogen alloying on microstructural evolution and tensile properties of CoCrFeMnNi high-entropy alloy treated by cold-rolling and subsequent annealing. *Materials Science and Engineering*, *787*, 27.

Yamanaka, K., Mori, M., & Chiba, A. (2014, enero). Effects of nitrogen addition on microstructure and mechanical behavior of biomedical Co–Cr–Mo alloys. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, *29*, 417-426.

Yuan, C., Guo, J., & Zhou, L. (2011, julio 4). Effect of Nitrogen on Microstructure and Properties of a Cast Cobalt-Base Superalloy. *Trans Tech Publications Ltd, Switzerland*, *278*, 7.

Zhang, H., Sun, G., Yang, M., Yuan, F., & Wu, X. (2024, mayo 28). Simultaneous improvement of strength and ductility in a P-doped CrCoNi medium-entropy alloy. *Journal of Materials Science & Technology*, *209*, 11.

Zhang, X., Li, W., & Yang, F. (2016). Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of high alloy steels. *Journal of Alloys and Compounds*.

Zheng, Y., Li, B., Yang, J., Zhang, Z., & Chen, X. (2024, febrero 20). Insights into thermomechanical fatigue behavior of nitrogen alloyed 316LN stainless steel under various temperature cycling ranges. *Journal of Materials Research and Technology*, *29*, 14.