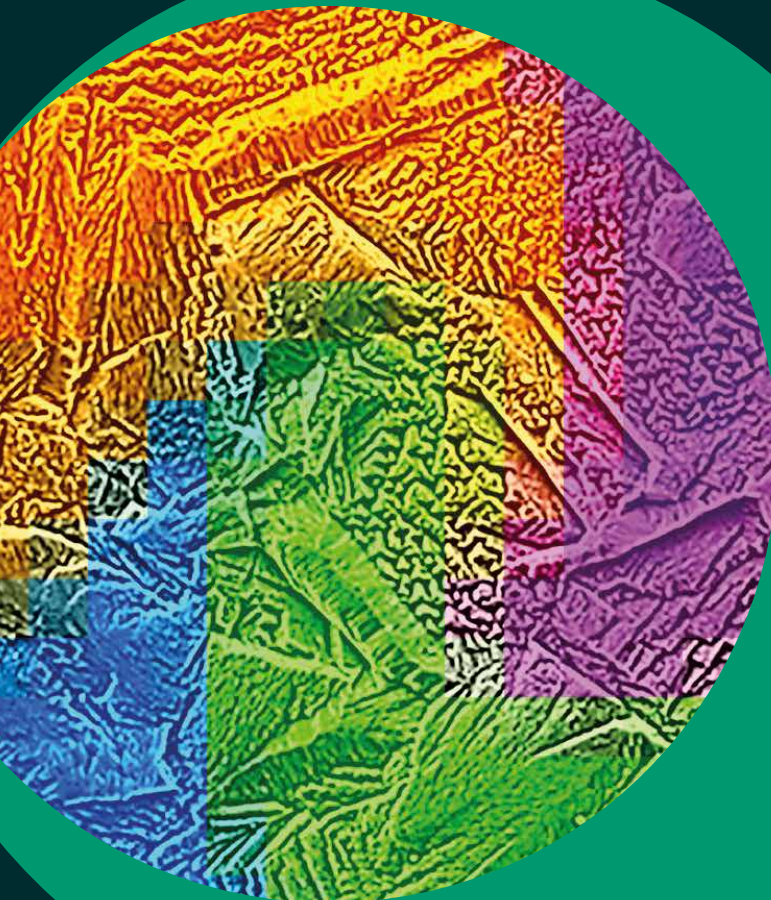


COLECCIÓN INVESTIGACIÓN Y DESARROLLO PARA TODOS

Comportamiento microestructural y al desgaste abrasivo de la aleación **MOLDMAX HH** (C17200) sometida a ciclos térmicos

OSCAR FABIÁN HIGUERA COBOS / ISABEL CRISTINA NIÑO CAMACHO
HUGO ALEXANDER GONZÁLEZ ROMERO / SAMIR ALFONSO HURTADO FERRER
LUIS FRANCISCO OROZCO LOBO



COLECCIÓN INVESTIGACIÓN Y DESARROLLO PARA TODOS

Comportamiento microestructural y al desgaste abrasivo de la aleación Moldmax HH (C17200) sometida a ciclos térmicos

ÓSCAR FABIÁN HIGUERA COBOS

ISABEL CRISTINA NIÑO CAMACHO

HUGO ALEXANDER GONZÁLEZ ROMERO

SAMIR ALFONSO HURTADO FERRER

LUIS FRANCISCO OROZCO LOBO



Sello Editorial

**UNIVERSIDAD
DEL ATLÁNTICO**

Higuera Cobos, Oscar Fabián -- Niño Camacho, Isabel Cristina -- González Romero, Hugo Alexander -- Hurtado Ferrer, Samir Alfonso -- Orozco Lobo, Luis Francisco.

Comportamiento microestructural y al desgaste abrasivo de la aleación Moldmax HH (C17200) sometida a ciclos térmicos / Oscar Fabián Higuera Cobos, Isabel Cristina Niño Camacho, Hugo Alexander González Romero, Samir Alfonso Hurtado Ferrer, Orozco Lobo, Luis Francisco. – 1 edición. – Puerto Colombia, Colombia: Sello Editorial Universidad del Atlántico, 2020.

Colección Investigación y desarrollo para todos

Ilustraciones. Incluye bibliografía

ISBN: 978-958-5131-77-4 (Digital descargable)

1. Desgaste de metales -- investigaciones. 2. Desgastes mecánicos -- investigaciones I. Autor.
II. Título.

CDD: 001.4 C737



Sello Editorial
UNIVERSIDAD
DEL ATLÁNTICO

www.unitlantico.edu.co
Kilómetro 7, Antigua Vía a Puerto Colombia.
Barranquilla, Colombia.

© 2020, Sello Editorial Universidad del Atlántico.
ISBN 978-958-5131-77-4

Coordinación editorial
Sonia Ethel Durán.

Asistencia editorial
Estefanía Calderón Potes.

Diseño y diagramación
Joaquín Camargo Valle.

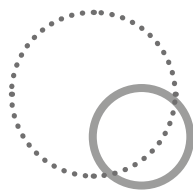
Revisión y corrección
Álvaro Almeyda Orozco.

Impreso y hecho en Barranquilla, Colombia.
Ditar S.A. www.ditar.co
Kilómetro 7, Vía a Juan Mina.
Parque Industrial Clavería.

Printed and made in Barranquilla, Colombia.



Esta obra se publica bajo una licencia Creative Commons Reconocimiento-No Comercial-CompartirIgual 4.0 Internacional (CC BY-NC-SA 4.0). Esta licencia permite la distribución, copia y exhibición por terceros de esta obra siempre que se mencione la autoría y procedencia, se realice con fines no comerciales y se mantenga esta nota. Se autoriza también la creación de obras derivadas siempre que mantengan la misma licencia al ser divulgadas.



La presente colección es posible gracias a las siguientes autoridades académicas de la Universidad del Atlántico:

José Rodolfo Henao Gil

Rector

Leonardo Niebles Núñez

Vicerrector de Investigaciones, Extensión y Proyección Social

Danilo Hernández Rodríguez

Vicerrector de Docencia

Mariluz Stevenson

Vicerrectora Financiera

Josefa Cassiani Pérez

Secretaria General

Miguel Caro Candezano

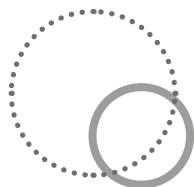
Jefe del Departamento de Investigaciones

Agradecimientos especiales

Facultad de Ingeniería

Decana Yussy Arteta Peña

2020



La colección ***Investigación y desarrollo para todos*** es una iniciativa liderada por la Vicerrectoría de Investigaciones, Extensión y Proyección Social de la Universidad del Atlántico, pensada como herramienta para la divulgación de la investigación y el conocimiento que se genera en el Caribe colombiano.

Contenido

Prefacio	11
1. Marco referencial	13
1.1 Estado del arte	13
1.2 Marco teórico	17
2. Metodología.....	37
2.1 Generación de variaciones microestructurales mediante la aplicación de ciclos térmicos	38
2.2. Caracterización química del material	41
2.3. Caracterización mecánica	43
2.4 Caracterización microestructural.....	44
3. Resultados y análisis.....	46
3.1 Caracterización química del material	46
3.2 Caracterización mecánica	48
3.3 Caracterización microestructural.....	57
4. Conclusiones y recomendaciones.....	76
5. Referencias.....	78
Los autores.....	81

Índice de figuras

Figura 1. Curva de envejecimiento para la aleación Cu-Be a 315 °C trabajada en frío al 37%	14
Figura 2. Valores de dureza y tasa de desgaste medidos para los tres materiales de los insertos	16
Figura 3. Diagrama de fase del sistema Cu-Be	18
Figura 4. Diagrama de fase binario Cu-Be, aleaciones de alta resistencia	22
Figura 5. Efecto de la temperatura de solubilizado en la dureza de una aleación C17200 después de envejecido	24
Figura 6. Micrografía de la aleación C17200 fundida, homogenizada y trabajada en caliente. 200x.....	26
Figura 7. Micrografía de la aleación C17200 tratada térmicamente. (a) TM00; (b) TM08. 400x	27
Figura 8. Micrografía de la aleación UNS C17200 recocido de solución a 790 °C. (a) Templado con agua; (b) Envejecido a 315 °C. 400x.	28
Figura 9. Tratamientos térmicos inadecuados. (a) Homogenización insuficiente; (b) Sobrecalentamiento; (c) Envejecido durante 6 horas. 700x	29
Figura 10. Procesos de desgaste abrasivo.....	33
Figura 11. Procesos de desgaste abrasivo analizados mediante microscopio electrónico de barrido (SEM). (a) Corte; (b) Formación de cuña; (c) Arado.....	34
Figura 12. Esquema de la máquina para la medición del desgaste abrasivo según norma ASTM G65 - 17	35
Figura 13. Esquema del diseño metodológico	37
Figura 14. Horno tipo mufla modelo D-8.....	38
Figura 15. Solubilizado de la aleación MOLDMAX HH. (a) Enfriamiento en agua; (b) Enfriamiento al aire.	40
Figura 16. Ciclo térmico aplicado a la aleación MOLDMAX HH. (a) T6; (b) T6 modificado.	40

Figura 17. Proceso de elaboración de las probetas para ensayos. a) Estado inicial con trazado para corte; b) Primeros cortes; c) Cortes de forma; d) Estado final de las muestras.	41
Figura 18. (a) Espectrómetro por fluorescencia de rayos x (Thermo SCIENTIFIC Niton Serie XL3t); (b) Microdurómetro universal (STRUERS DURASCAN G5).	42
Figura 19. Imagen a 20x desde el microdurómetro de una probeta (N800E1H) antes de ser sometida a análisis de microdureza. a) Serie vertical; b) Serie horizontal.	43
Figura 20. Máquina para ensayos de desgaste abrasivo (parámetros bajo la norma ASTM G-65 -17).	44
Figura 21. Microscopio electrónico de barrido (HITACHI SUM3500).	45
Figura 22. Diagrama de fases Cu-Be.	47
Figura 23. Evolución de la microdureza durante los ciclos térmicos estudiados. a) Serie horizontal; b) Serie vertical.	51
Figura 24. Efecto de los ciclos térmicos sobre la pérdida volumétrica de la aleación MOLDMAX HH.	54
Figura 25. Micrografía de huellas de desgaste y fotos tomadas por microscopía electrónica de barrido (SEM) 500X. a) T850; b) T850E2H; c) Suministro; d) N8001H.	57
Figura 26. Micrografía y análisis elemental de la aleación MOLDMAX HH en estado de suministro. (SEM-EDS).	58
Figura 27. Rangos de temperatura utilizados en este estudio según el diagrama de fase del sistema Cu-Be.	59
Figura 28. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 750 °C y enfriada en agua. (SEM-EDS).	60
Figura 29. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 800 °C y enfriada en agua. (SEM-EDS).	61
Figura 30. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 850 °C y enfriada en agua. (SEM-EDS).	62
Figura 31. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 750 °C y enfriada al aire. (SEM-EDS).	64
Figura 32. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 800°C y enfriada en aire. (SEM-EDS).	65
Figura 33. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 850°C y enfriada en aire. (SEM-EDS).	66

Figura 34. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 750°C y enfriada en aire con envejecido a 300°C durante 1 hora. (SEM-EDS).	68
Figura 35. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 800°C y enfriada en aire con envejecido a 300°C durante 1 hora. (SEM-EDS).	69
Figura 36. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 850°C y enfriada en aire con envejecido a 300°C durante 1 hora. (SEM-EDS).	70
Figura 37. Comportamiento microestructural de la aleación MOLDMAX HH solubilizada a 750°C y enfriada en agua con envejecido a 300°C durante (a) 1 hora; (b) 2 horas y (c) 3 horas.	71
Figura 38. Comportamiento microestructural de la aleación MOLDMAX HH solubilizada a 800°C y enfriada en agua con envejecido a 300°C durante (a) 1 hora, (b) 2 horas y (c) 3 horas.	73
Figura 39. Comportamiento microestructural de la aleación MOLDMAX HH solubilizada a 850°C y enfriada en agua con envejecido a 300°C durante (a) 1 hora, (b) 2 horas y (c) 3 horas.	74

Índice de tablas

Tabla 1. Composiciones de las aleaciones comerciales Cu-Be	21
Tabla 2. Condiciones típicas de fabricación Cu-Be.	24
Tabla 3. Ciclos térmicos aplicados a la aleación MOLDMAX HH.	39
Tabla 4. Composición química del cobre berilio MOLDMAX HH según fabricante. Fuente: UDDEHOLMS AB [25]	42
Tabla 5. Composición química de la aleación MOLDMAX HH experimental.	48
Tabla 6. Microdureza Vickers serie horizontal.....	49
Tabla 7. Microdureza Vickers serie vertical.	50
Tabla 8. Pérdida gravimétrica y volumétrica.	53
Tabla 9. Resultados del coeficiente de desgaste.	55



Prefacio

En la industria es común que los materiales se vean sometidos a procesos que involucren desgaste abrasivo, lo que generalmente produce daños en elementos que se encuentran en servicio. Dependiendo de su aplicación, el material presentará una mayor degradación superficial debido al roce constante entre partículas abrasivas (alta dureza) o contaminantes contra la superficie del material, produciendo remoción de este y provocando con el tiempo un deterioro considerable en componentes de gran utilidad (Gutiérrez *et al.* [1]; Hernández *et al.* [2]).

Respecto a los materiales de ingeniería, las aleaciones base hierro son las más utilizadas en aplicaciones que involucren condiciones de desgaste abrasivo, (por ejemplo: los aceros para herramienta tipo D, los aceros austeníticos al manganeso y las fundiciones aleadas al alto cromo). En cuanto a las aleaciones no ferrosas, sobresalen las aleaciones base cobre, (por ejemplo, los latones [Cu-Zn], bronce [Cu-Sn] y aleaciones Cu-Be). Sin embargo, para el caso de los latones y bronce, su aplicación se ve limitada debido a su microestructura porque tienden a presentar un comportamiento monofásico, así mismo, su resistencia mecánica dependerá del tamaño de grano y del grado de solubilidad de los elementos de aleación. Por otro lado, las aleaciones cobre-berilio presentan un comportamiento termodinámico más complejo, lo cual permitiría obtener microestructuras eutectoides similares a la de los aceros. Adicionalmente, este tipo de aleaciones permitirían la aplicación de tratamientos térmicos de envejecido, favoreciendo los fenómenos de precipitación de compuestos de segunda fase e incrementando su resistencia mecánica.

Las aleaciones cobre-berilio son ampliamente utilizadas en múltiples áreas de la industria aeroespacial; electrónica; eléctrica; Oil & Gas y mecánica, ya que pueden poseer alta resistencia mecánica, alta conductividad eléctrica o térmica según la composición química y tratamientos térmicos utilizados. Las aleaciones cobre-berilio se endurecen, en primera medida, por la precipitación de compuestos que impiden el movimiento de las dislocaciones presentadas en la fase alfa de cobre durante el tratamiento térmico de envejecido (Yan *et al.* [3]; Zhou *et al.* [4]).

Actualmente, se han desarrollado dos tipos de aleaciones cobre-berilio caracterizadas por variaciones en el porcentaje en peso del berilio y de otros elementos de aleación. Por ejemplo: las aleaciones de alta resistencia que contienen entre el 1,8 a 2% de berilio y las aleaciones de alta conductividad que contienen adiciones de cobre y níquel. Este tipo de aleaciones contienen entre el 0,4 a 0,8% de Be y entre el 1,4 a 2,5% de Ni + Co (Guoliang *et al.* [5]; Zhong *et al.* [6]).

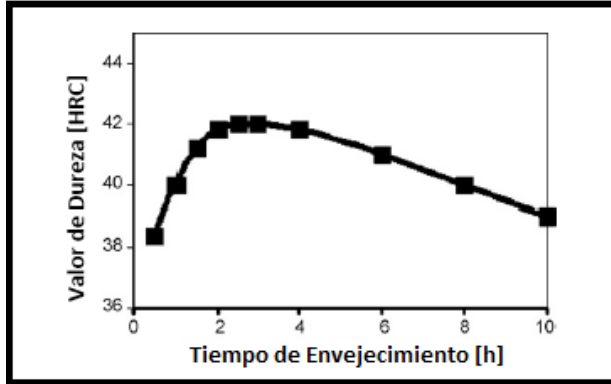
La aleación Cu-Be MOLDMAX HH (C17200) es un material que tiene diversas aplicaciones en moldes de inyección; guías - vástagos para válvulas; resortes; diafragmas; pistones de inyección; herramientas anti-chispas; conectadores de resorte; instrumentos de navegación; arandelas; tornillos; pernos; brocas; anillos de retención; arandelas de retención; ejes; bombas y engranajes, que experimentan fenómenos de desgaste abrasivo y adhesivo en presencia de ambientes corrosivos.

1. Marco referencial

1.1 Estado del arte

Dada la importancia de los tratamientos térmicos (TT) como proceso modificador de las características de diferentes materiales, se han desarrollado diversas investigaciones sobre el comportamiento de la aleación C17200 frente a los TT. Entre las más destacadas está la realizada por Yagmur [7]. Él estudió el efecto de la microestructura en la fricción interna y el módulo de Young de la aleación Cu-Be (1,92%Be 0,17%Co 0,33%Fe 0,37%Pb 0,005%Ni) envejecida; como una función de la tensión en la región elástica. La aleación fue recocida a 790 °C durante 1 hora, templada con agua y deformada en frío al 37%. Posterior a esto, se envejeció a 315 °C, variando el tiempo de permanencia de 1 a 10 horas. En la Figura 1 se observa un incremento gradual en la dureza del material hasta las 3 horas del proceso de envejecido, y posterior a esto, un decrecimiento en la dureza casi a valores muy cercanos al del material solubilizado.

Figura 1. Curva de envejecimiento para la aleación Cu-Be a 315 °C trabajada en frío al 37%



Fuente: Yagmur [7].

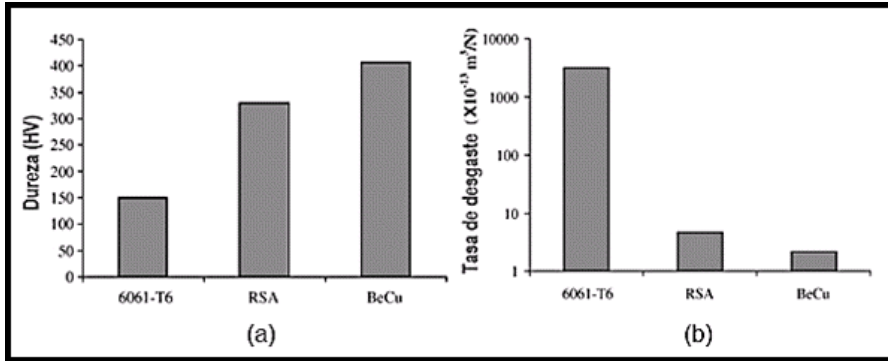
Yagmur [7] explicó que este fenómeno se debía a la presencia tanto de las zonas Guinier-Preston (GP) $\rightarrow \gamma'' \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma$, que son aglomeraciones de berilio a escalas extremadamente finas que involucran precipitados en etapas tempranas, como de monocapas ricas de berilio, que se forman coherentemente en planos $\{100\}$ de la matriz Cu- α (FCC), y que se obtienen por precipitación a cortos tiempos de envejecido (1-2 horas). La fase γ' tiene una estructura B2, estructura tipo CsCl con orden en primeros vecinos, lo que la hace más estable que γ . Esto se logra manteniendo la muestra a la temperatura de envejecimiento durante 6 horas. Las fases γ'' y γ' son metaestables y se forman antes de la fase de equilibrio γ . Adicional a esto, la investigación demostró que los parámetros de envejecimiento (tiempo y temperatura) afectan la fricción interna del material al igual que el módulo de Young, ya que alteran las fases presentes. En cuanto a los precipitados, estos son deseables para disminuir la fricción interna. Las muestras envejecidas por tiempos más cortos tienen una fricción interna más baja que las envejecidas durante periodos más largos.

En otra investigación realizada por Zhou *et al.* [4] estudiaron el efecto de los precipitados sobre las propiedades mecánicas y físicas obtenidos durante el tratamiento térmico de envejecido en la aleación 0,23%Be 0,84%Co. Las probetas fueron solubilizadas a 950 °C por 1 hora y enfriadas en agua, seguidas de un envejecimiento a 460 °C entre 0,5 y 6 horas con enfriamiento al aire. Se observó, después de 0,5 hora de envejecimiento, la presencia de un pequeño número de precipitados γ'' en forma de esferas con una distribución aleatoria en la matriz de Cu, dando como

resultado una fase γ'' (BeCu_2) rica en berilio. Este es uno de los compuestos inter metálicos Be-Cu metaestables con una estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC). A mayores tiempos de envejecimiento (1 hora), el tamaño de los precipitados γ'' aumentó de 2-5 nm a 5-7 nm. A las 2 horas de envejecimiento, la morfología, tamaño y distribución de precipitados tiene un cambio significativo: γ'' se transforma de forma esférica a elipsoide o placa, distribuidos aleatoriamente sobre la matriz de Cu, con una longitud de 8-10 nm y una anchura de 2-5 nm. Después de 3 horas de envejecimiento, la fase γ'' metaestable se transforma gradualmente en fase γ' ordenada de forma elipsoide o de placa con una longitud y anchura igual a la fase γ'' . A las 4 horas de envejecimiento, los precipitados γ' se mantienen discontinuos en la matriz de Cu. Mientras que la mayoría tienen una orientación ordenada, su morfología, tamaño y distribución es desigual. Después de 5 a 6 horas de envejecimiento se observa la incoherencia en la orientación de los precipitados y la transformación de fase γ' a γ esférica con un tamaño de 8-10 nm. En conclusión, las transformaciones de fase en el sistema Cu-Be siguen la secuencia $\gamma'' \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma$ (Zona GP).

Por otro lado, en Zhong *et al.* [6] compararon la resistencia al desgaste, dureza y rendimiento de una aleación de aluminio rápidamente solidificada (RSA 905) con la aleación Cu-Be (C17200) y la aleación de aluminio (6061-T6) como material de inserción en el molde. La superficie de inserción de la aleación de aluminio (RSA 905) tuvo el mejor acabado superficial, seguido por las superficies de la aleación de cobre de berilio y de la aleación de aluminio (6061-T6). La Figura 2 resume los valores de dureza Vickers y tasa de desgaste medido para los tres materiales investigados, demostrando que a mayor dureza del material es menor su tasa de desgaste.

Figura 2. Valores de dureza y tasa de desgaste medidos para los tres materiales de los insertos



Fuente: Zhong *et al.* [6].

En la Figura 2a se observa que la aleación de cobre de berilio (Cu-Be) es la más dura, tiene la menor tasa de desgaste (ver Figura 2b) y, por lo tanto, tiene una vida útil más larga y una buena estabilidad para mantener la calidad de la superficie del producto. Por el contrario, la aleación de aluminio (6061-T6) es la más blanda y tiene el índice de desgaste más alto (aproximadamente 1440 y 672 veces mayor que la C17200 y la RSA 905).

En otras investigaciones recientes, Monzen *et al.* [8] presentaron que la adición entre 0,01 y 0,03% en peso de Mg puede mejorar la curva de conformabilidad y la resistencia a la tracción de la aleación Cu (1,8%Be + 0,21%Co), envejecida a 320 °C durante 30 minutos. Mientras que en Tang *et al.* [9] investigaron el efecto de dos procesos de envejecido sobre las propiedades mecánicas de una aleación Cu-Be-Co-Ni. Los resultados de las pruebas de tracción y de fractura de Kahn, mostraron que el proceso de envejecimiento interrumpido (EI) a 280 °C durante 360 minutos, podría mejorar significativamente el alargamiento uniforme y la tenacidad de la fractura por esfuerzo plano, con una disminución mínima en la resistencia a la tracción final, en comparación con los resultados del proceso de envejecimiento normal (EN) a 320 °C durante 180 minutos. Se pudo observar, que en el proceso de envejecido normal, precipita γ' en forma de tiras delgadas en los límites de grano con una longitud de aproximadamente 10 a 45 nm, mientras que el γ'' precipita en forma de disco en la aleación tratada mediante el envejecido interrumpido, y se encuentra con una distribución homogénea dentro de los granos con una longitud de aproximadamente 3 a 10 nm.

1.2 Marco teórico

1.2.1 Generalidades sobre las aleaciones base cobre. El cobre (Cu) es un elemento importante en el ámbito industrial e ingenieril tanto en su forma base como aleada. En su forma base, tiene propiedades mecánicas excelentes para aplicaciones industriales como: alta conductividad térmica y eléctrica, excepcional resistencia a la corrosión, facilidad de fabricación, resistencia media a la tracción, propiedades de recocido controlables y buenas características de soldadura y unión. En cuanto a las aleaciones base Cu, se pueden obtener altas resistencias, buena soldabilidad por varios métodos, tales como: gas, arco y resistencia, al igual que obtener diferente tipos de texturas y lustre que son indispensables para algunas aplicaciones industriales [10].

Los materiales base cobre se dividen en 6 grupos principales:

- 1) Cobre.
- 2) Aleaciones de cobre diluido (o alto cobre).
- 3) Latones.
- 4) Bronces.
- 5) Cobre-níquel.
- 6) Cobre-plata-níquel.

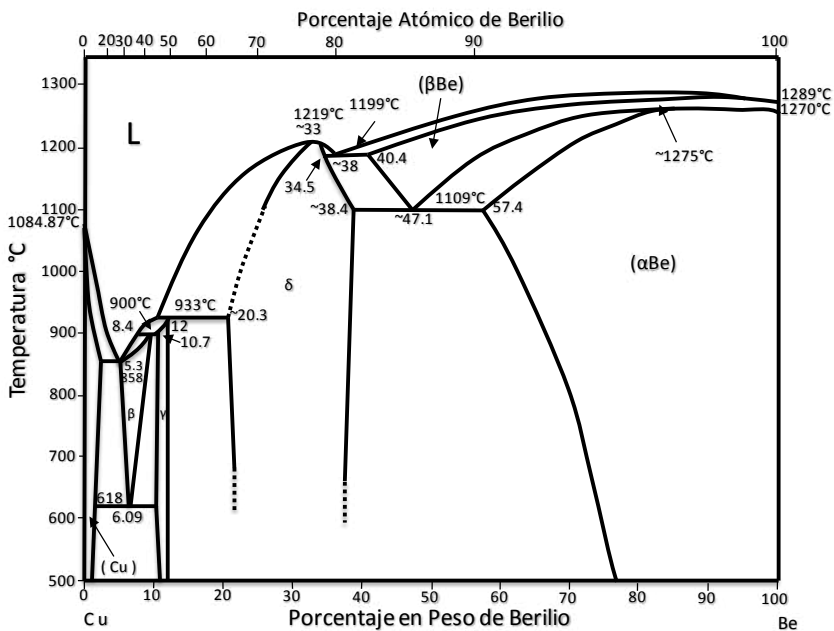
El primer grupo es esencialmente cobre puro, presenta una baja dureza, y es muy dúctil, contiene alrededor de 0,7% de impurezas. El segundo grupo contiene diversos elementos como el berilio (Be), cadmio (Cd), cromo (Cr) o hierro (Fe) con una solubilidad máxima de 8% atómico, logrando modificar así las propiedades básicas del cobre. Los grupos restantes contienen uno de los siguientes 5 elementos principales de aleación: zinc (Zn), estaño (Sn), aluminio (Al), silicio (Si), plata (Ag) y níquel (Ni).

El Sistema unificado de numeración (UNS) clasifica las aleaciones de cobre según su obtención de la siguiente manera: las aleaciones de forja están comprendidas entre los números C10100 y el C79900 y las aleaciones coladas están comprendidas entre los números C80000 y el C99900. Algunos de estos materiales se endurecen por envejecido, produciendo-

se el fenómeno de endurecimiento por precipitación. Estos precipitados impiden el movimiento de las dislocaciones a través de la fase madre del cobre produciendo una alta resistencia mecánica y dureza del material. De las aleaciones base cobre, las aleaciones Cu-Be (ver Figura 3) son las más adecuadas para endurecerse mediante el proceso de envejecido.

1.2.2 Tratamientos térmicos de las aleaciones de cobre. Las aleaciones de cobre pueden tener uno o varios tratamientos térmicos según sea el caso y la necesidad que requiera su variación microestructural. Estos procesos térmicos pueden ser: homogenización, recocido, alivio de tensiones, solubilizado, envejecido, revenido y temple.

Figura 3. Diagrama de fase del sistema Cu-Be



Fuente: Nunes *et al.* [11].

1.2.2.1. Homogenización. Es un proceso donde se mantiene un material a alta temperatura, de manera prolongada, para reducir la segregación química o metalúrgica que se produce como un resultado natural de la solidificación en algunas aleaciones. El tiempo de permanencia y

la temperatura requerida varía entre las diferentes aleaciones y el tamaño de grano que se requiera. Los tiempos típicos que se manejan están dentro del rango de 3 a 10 horas. Las temperaturas requeridas están por encima de la temperatura superior de recocido; hasta 50 °C de la temperatura de solidus (ver Figura 3 y 4), la cual está a 865 °C. Este tratamiento térmico da como resultado una disminución de la resistencia a la tracción y la dureza, mientras que la ductilidad y el límite elástico de la aleación irán en aumento [12].

Homogenización típica de algunas aleaciones de cobre:

- C71900 (Cu-Ni-Cr): 1040 a 1065 °C de 4 a 9 horas.
- C52100 y C52400 (bronce de fósforo, 8 y 10% Sn): 775 °C por 5 horas.
- C96400: 1000 °C por 2 horas bajo atmósfera controlada, luego dejar enfriar hasta los 400 °C y posteriormente continuar el enfriamiento al aire.

1.2.2.2 Recocido. Se realiza a temperaturas en las cuales comienza la recrystalización (formación de nuevos granos sin sufrir deformación dentro de los granos ya existentes), que es independiente para cada aleación, donde se logra disminuir la dureza del material y aumentar su elasticidad. Si se realiza a temperaturas superiores a la recrystalización, producirá un aumento del tamaño de grano.

Estas son las temperaturas típicas de recocido para las aleaciones de Cu forjadas:

- C16200: 425 °C a 750 °C
- C17000: 775 °C a 925 °C
- C17200: 760 °C a 790 °C
- C19200: 700 °C a 800 °C
- C52100: 475 °C a 675 °C

1.2.2.3. Envejecido. Sucede cuando se disminuye la solubilidad del elemento de aleación al enfriarse el material. Muchas de las aleaciones que endurecen por precipitado tienen aplicaciones eléctricas y de conducción

térmica, por lo cual, este tratamiento térmico debe diseñarse para mejorar las propiedades requeridas. La dureza y la resistencia resultantes, dependen de la efectividad del enfriamiento y del control del tratamiento de precipitación (envejecimiento). Las aleaciones de cobre no envejecen de forma natural a temperatura ambiente, como sí es el caso de algunas aleaciones de aluminio. Por lo tanto, se debe elevar la temperatura para provocar dicha precipitación. A medida que los átomos disueltos de Be precipitan, la dureza aumenta, alcanzando un pico que luego disminuye con el tiempo. La conductividad eléctrica aumenta continuamente con el tiempo hasta alcanzar un máximo, después de este punto no presenta variación significativa. La condición óptima de temperatura y duración, está justo más allá del pico de envejecimiento en la gráfica de dureza del material, mientras que el trabajo en frío, antes del envejecimiento por precipitación, tiende a mejorar la dureza. En el caso de necesitarse una resistencia menor y una máxima conductividad, las aleaciones forjadas, tales como C18200 (Cu-Cr) y C15000 (Cu-Zr), pueden sacrificar una cierta dureza para alcanzar la conductividad máxima [12].

1.2.3. Aleaciones cobre-berilio. La adición de berilio hasta alrededor de 2% en peso, el cual produce modificaciones excelentes como aleante principal en diferentes metales bases, ocasiona el fortalecimiento de la fase alfa (Cu- α) mediante el proceso de endurecimiento por precipitación. Sin embargo, este proceso es crítico en este tipo de aleaciones debido a su efecto sobre propiedades importantes como la dureza, la conductividad térmica y la capacidad de moldeo que son muy relevantes para sus aplicaciones.

Las aleaciones Cu-Be están codificadas desde la serie C17000 a la C17500 (ver Tabla 1), estas aleaciones presentan de 0,2 a 2% en peso de Be; 0,2 a 2,7% en peso de Co; hasta 2,2% en peso de Ni, y son consideradas aleaciones de alta resistencia, ya que pueden presentar un límite elástico superior a 1380 MPa después de envejecido, mientras que sin tratamiento térmico, presentan un límite elástico entre 205 MPa a 690 Mpa. Sin embargo, debido a la mayor cantidad de contenido de berilio su conductividad eléctrica se ve afectada [9].

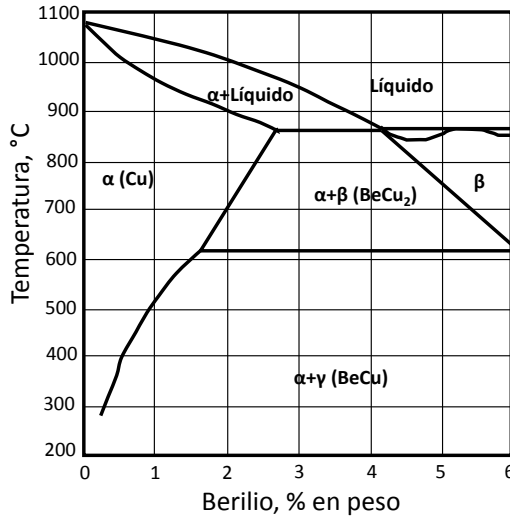
Para las aleaciones fundidas base cobre, el contenido de berilio es más elevado: hasta 2,85% en peso. Dentro de estas aleaciones se han desarrollado dos tipos de aleaciones; las de alta resistencia y las de alta conductividad [2].

Tabla 1. Composiciones de las aleaciones comerciales Cu-Be

Uns	Composición en % en peso							
	Be	Co	Ni	Co+Ni	Co+Ni+FeSi	Si	Pb	Cu
Aleaciones forjadas								
C17200	1,8-2	-----	-----	0,2 mín	0,6 máx	-----	-----	Bal.
C17300	1,8-2	-----	-----	0,2 mín	0,6 máx	-----	0,2-0,6	Bal.
C17000	1,6-1,79	-----	-----	0,2 mín	0,6 máx	-----	-----	Bal.
C17510	0,2-0,6	-----	1,4-2,2	-----	-----	-----	-----	Bal.
C17500	0,4-0,7	2,4-2,7	-----	-----	-----	-----	-----	Bal.
C17410	0,15-0,5	0,35-0,6	-----	-----	-----	-----	-----	Bal.

Fuente: Nunes *et al.* [11].

El diagrama de fases del sistema binario Cu-Be (Figuras 3 y 4) es útil para comprender el comportamiento microestructural de este tipo de aleaciones en condiciones de equilibrio. El diagrama muestra el comportamiento de la solubilidad del Be en la matriz Cu- α . En este diagrama se observa que, a medida que la temperatura disminuye, el Be es menos soluble en la fase alfa del cobre, lo que favorece la formación y estabilidad de precipitados a temperatura ambiente. Vale la pena resaltar que en este tipo de aleaciones, la proporción de berilio no supera el 2%, con el fin de evitar la formación de microestructuras laminares alternadas propias de la reacción eutectoide ($\beta_{6,09\%Be} \leftrightarrow \alpha_{1,6\%Be} + \gamma (CuBe)_{10,5\%Be}$). Por lo tanto, en este tipo de aleaciones, su solidificación ocurre sin la presencia de reacciones invariantes como la reacción peritética saturada ($\alpha_{2,7\%Be} + L_{4,4\%Be} \leftrightarrow \beta_{4,3\%Be}$). En cuanto a la presencia de precipitados, estos empiezan mediante la nucleación homogénea de las zonas Guinier-Preston (GP).

Figura 4. Diagrama de fase binario Cu-Be, aleaciones de alta resistencia.

Fuente: Nunes *et al.* [11].

Después de un proceso de solubilización y envejecido en estas zonas, inicia la formación de los primeros precipitados metaestables coherentes; γ'' , y subsiguientes γ' hasta llegar a los precipitados estables γ ; siguiendo la secuencia $\gamma'' \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma$ (Zona GP) [4], [7]. El efecto de los precipitados sobre la resistencia mecánica de estas aleaciones tiene relación directa con el tiempo de envejecido; a mayores tiempos de permanencia, se obtendrán mayores resistencias como resultado de los precipitados γ'' que se forman al inicio del envejecimiento (núcleos de precipitados submicroscópicos), los cuales van transformándose en precipitados más grandes y densos. En ciertas combinaciones de envejecido (tiempo-temperatura), la fase γ de equilibrio se desarrolla, ya sea de forma heterogénea en los límites de grano o de forma homogénea en la matriz.

Las aleaciones comerciales de Cu-Be contienen una tercera adición de elementos (cobalto o níquel) como lo establece la Tabla 1. Estos elementos restringen el crecimiento del grano y fomentan la dispersión de partículas de berilio en la matriz. De esa forma, mejora la magnitud de respuesta de envejecido y retarda la tendencia de la aleación a ablandarse, cuando experimenta tiempos de envejecidos extensos y temperaturas de envejecimiento más altas. Las aleaciones C17500 y C17200 presentan es-

estructuras cristalinas centradas en el cuerpo (FCC) con presencia de estructuras tipo CsCl (B2).

Las microestructuras de aleaciones moldeadas de Cu-Be presentan dendritas de Cu- α con partículas de Be, intermetálicas gris azulado, del orden de 10 μm . La fase β se forma peritéticamente a partir del líquido y se puede observar en fundiciones aleadas de alta resistencia, como una red interdendrítica que rodea la fase α rica en cobre. La fase β se descompone en fases α y γ mediante transformación eutectoide al enfriar a temperatura ambiente. La fase β transformada, se presenta como parches angulares de color blanco lechoso rodeados por un contorno oscuro en la microestructura pulida. El procesamiento termomecánico, sufrido en las aleaciones forjadas, refina el Be primario a formas esféricas de color azul gris. Este normalmente disuelve la fase β transformada [11].

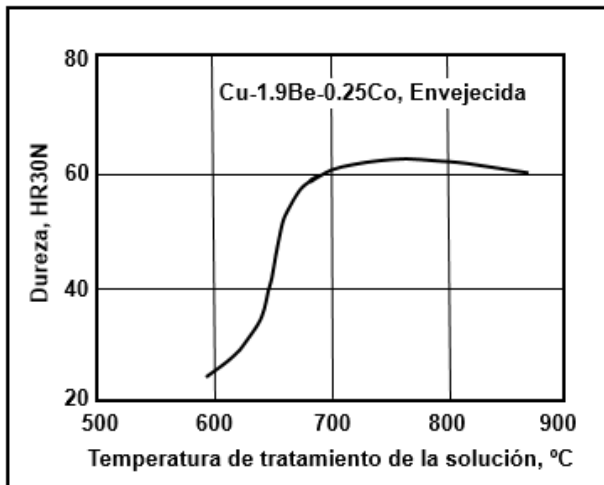
1.2.3.1. Tratamiento térmico de la aleación UNS C17200. Debido a que la solubilidad del berilio en estado sólido dentro de la matriz de Cu- α disminuye a medida que se reduce la temperatura de la solución sólida (C17200), este se convierte en un material óptimo para realizarle un tratamiento térmico de envejecido. El tratamiento consiste en elevar la temperatura entre los 300 a 330 $^{\circ}\text{C}$ con tiempos de permanencias que normalmente van desde 1 a 3 horas. Con estos parámetros se logra obtener la resistencia máxima de la aleación y un mejor endurecimiento por precipitado. Previo al envejecido, se realiza un recocido de solubilizado entre el rango de 760 $^{\circ}\text{C}$ a 790 $^{\circ}\text{C}$ con un tiempo de permanencia de 0,5 a 3 horas [12].

La aleación C17200 cuenta con un rango óptimo de temperaturas de solubilización que van desde 775 $^{\circ}\text{C}$ hasta 800 $^{\circ}\text{C}$, que permiten, junto al envejecimiento posterior, brindar las mejores condiciones llegando a conseguir la máxima dureza de este material (Figura 5). En estado de suministro, la aleación C17200 viene con tratamiento térmico previo. Algunos de los tratamientos de temple, que son aplicados en el proceso de fabricación y sus resistencias a la tracción, se describen en la Tabla 2.

Tabla 2. Condiciones típicas de fabricación Cu-Be.

Temple	Descripción	Resistencia a la tracción	
		MPa	Ksi
TB00	Tratamiento de solubilizado	480	70
TD01	Tratamiento de solubilizado y trabajo en frío a 1/4 endurecido	550	80
TM00	Tratamiento de molienda (combinación de trabajo en frío y envejecido realizado en el proceso de fabricación)	585	85
TD02	Tratamiento de solubilizado y trabajo en frío a 1/2 endurecido	625	91
TM08	Tratamiento de molienda (extrema dureza con tamaño de gran estándar y trabajo en frío realizado en el proceso de fabricación)	1200	174

Fuente: Arai *et al.* [12].

Figura 5. Efecto de la temperatura de solubilizado en la dureza de una aleación C17200 después de envejecido.

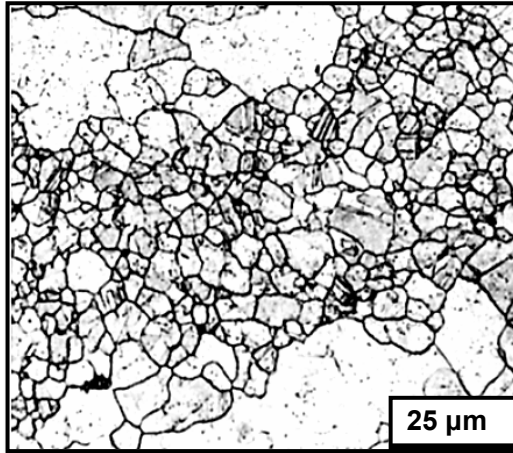
Fuente: Arai *et al.* [12].

La solubilización, a temperaturas inferiores de la mínima especificada para recocido, da como resultado una pobre disolución de la fase rica en berilio, lo cual provoca una menor dureza al realizar el envejecido (Figura 5). Además, el tratamiento de solubilizado es de vital importancia para evitar el crecimiento de grano no deseado. Si se excede el rango de temperaturas de recocido, se generan grumos en el material y se produce sobrecalentamiento, lo que resulta en una aleación frágil y quebradiza que no responde al envejecido [12]. El tiempo de permanencia en la temperatura de solubilizado depende de la cantidad de fase rica en Be que deba disolverse. La solubilización de esta fase debe estar completa para que se desarrolle la resistencia mecánica máxima de la aleación después del endurecimiento por precipitado, pero como la temperatura de solubilización es superior a la temperatura de recristalización (aproximadamente 730 °C), se producirá un cierto crecimiento del grano. Por lo tanto, para evitar que esto suceda, no se deben tomar tiempos excesivamente largos [12].

1.2.3.2. Microestructura de la aleación C17200. La solución sólida de Cu- α , que forma la matriz de la aleación C17200, presenta una estructura cristalina FCC desordenada. A temperatura ambiente 20 °C (68 °F), el parámetro de red de la matriz con aproximadamente 1,8% de berilio, homogenizado a 815 °C (1500 °F) y templado en agua, es de 0,3570 nm. Sin embargo, el parámetro de la red disminuye fuertemente con el aumento del contenido de berilio. Durante el proceso de envejecido, el endurecimiento por precipitación de berilio comienza con la formación de zonas Guinier-Preston (GP) coherentes en planos {100}, produciendo precipitados metaestables, los cuales sufren una transformación desde G-P $\rightarrow \gamma'' \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma$ (BeCu). Con altas temperaturas de envejecido se forman los precipitados en los límites de grano de la matriz Cu- α [4, 7]. El precipitado intermedio γ' puede ser nucleado ya sea en las zonas G-P o discontinuamente en los límites de grano. En cualquier caso, tiene una superestructura B2, un parámetro de red de 0,270 nm y la orientación (13) α || (130) γ' , [110] α || [001] γ' . El precipitado de equilibrio γ , que requiere tiempos de envejecimiento más largos de los que se usan normalmente, es un cuerpo cúbico del tipo CsCl con una superestructura B2, un parámetro de retículo de 0,270 nm y la orientación (11) α || (110) γ , [110] α || [001] γ . El trabajo en frío, justo antes del envejecimiento, es beneficioso para la aleación C17200, ya que afina el grano dejándolo más uniforme, dando como resultado un envejecido más rápido y con mayor resistencia. Por el contrario, si la aleación es trabajada en caliente, produce una distribución no uniforme del tamaño de grano.

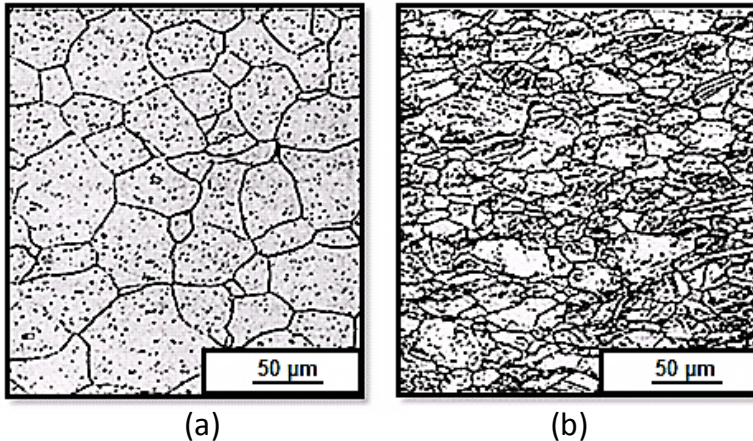
La Figura 6 muestra el comportamiento microestructural de la aleación fundida, homogenizada y trabajada en caliente. En ella se observa una distribución no uniforme de los granos (fase α). Este efecto se puede corregir mediante sucesivos tratamientos térmicos de recocido, con el fin de obtener una distribución uniforme de los granos [13]. Dicha aleación, además de berilio, contiene elementos adicionales como son Co y Ni, los cuales, a elevadas temperatura de solubilización y debido a su fuerte afinidad con el Be, se combinan para formar partículas con tamaños aproximado de 10 μm . Estas partículas constituidas se denominan beriliuros de Cu, Co y Be. Durante el tratamiento térmico subsiguiente (envejecido), los berilios se rompen provocando una distribución más uniforme, lo que se ve reflejado en un mejor endurecimiento. Dichos berilios tienen una morfología prácticamente esférica distribuidos en la matriz Cu- α (Figura 7, 8 y 9).

Figura 6. Micrografía de la aleación C17200 fundida, homogenizada y trabajada en caliente. 200x



Fuente: Adams *et al.* [13].

Figura 7. Micrografía de la aleación C17200 tratada térmicamente. (a) TM00; (b) TM08. 400x.

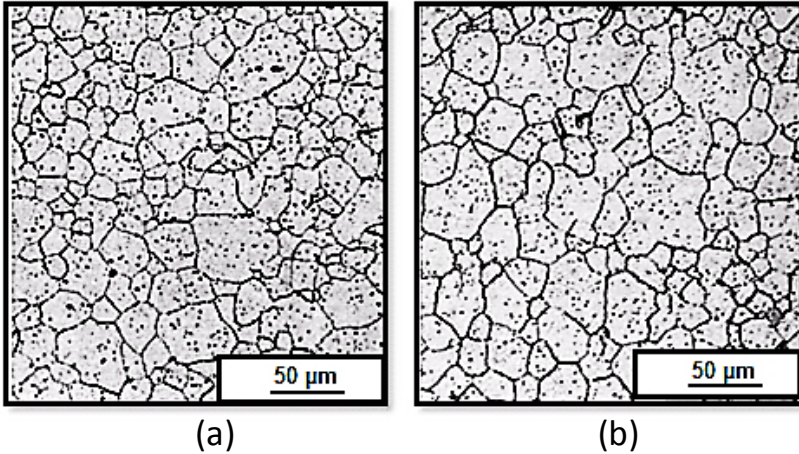


Fuente: Adams *et al.* [13].

En la aleación C17200 con tratamiento térmico TM00 (ver Tabla 2), se observa un procesamiento especial de endurecimiento por deformación y envejecido realizado por el fabricante. Muestra en su microestructura (Figura 7a) la forma de los granos aproximadamente equiaxiales y un tamaño de estos mayores a 50 μm , los cuales forman la matriz Cu- α con precipitados de beriliuros de cobalto (CoBe) dispersos. En muestras de la aleación C17200 con tratamiento térmico TM08 (ver Tabla 2.), se pueden apreciar los beriliuros de cobalto (CoBe) como pequeños puntos esféricos distribuidos a lo largo de la matriz Cu- α , en cuanto a las estriaciones presentes, estas se deben a la precipitación de fases metaestables no formadas (Figura 7b).

Para un material con tratamiento térmico de recocido a 790 $^{\circ}\text{C}$ y temple con agua (Figura 8a), se muestran granos equiaxiales, los cuales forman la matriz Cu- α con un tamaño de grano aproximadamente uniforme. Los precipitados de berilios de cobalto (CoBe) se dispersan uniformemente por toda la estructura gracias a su enfriamiento rápido, ya que permite la retención de berilio en la matriz, dando prácticamente iguales resultados que la muestra de recocido a 790 $^{\circ}\text{C}$, templada a temperatura ambiente y endurecida por precipitación a 315 $^{\circ}\text{C}$ durante 3 horas (Figura 8b), con la diferencia que la muestra envejecida presenta cantidades pequeñas de precipitados y en los límites de grano.

Figura 8. Micrografía de la aleación UNS C17200 recocido de solución a 790 °C. (a) Templado con agua; (b) Envejecido a 315 °C. 400x.



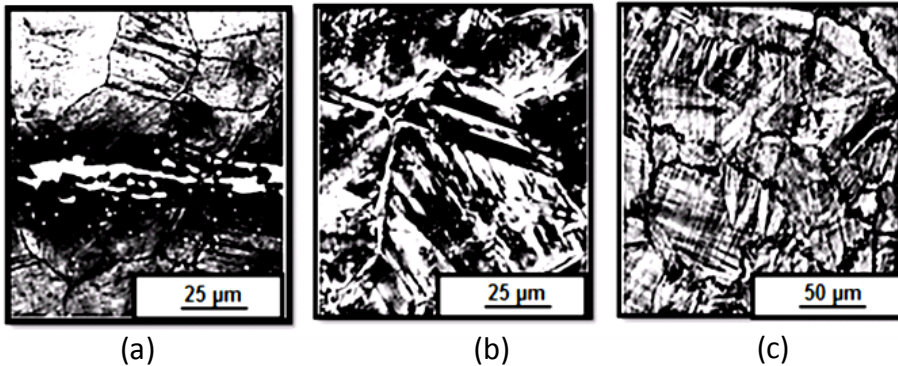
Fuente: Adams *et al.* [13].

Con relación a la fase- β (BeCu_2), esta podría formarse peritécticamente a partir de temperaturas superiores a la línea de solidus. Para la aleación C17200 sería de 865 °C (ver Figura 4). Dicha fase se aprecia como una red interdentrítica que rodea la fase- α rica en cobre primario. No obstante, la fase- β se descompone en $\alpha + \gamma$ mediante una transformación eutectoide, pero si la velocidad de enfriamiento es muy alta puede quedar fase- β retenida. La fase- β (transformada) se destaca en la microestructura de la aleación por formar parches angulares blancos. Como se puede observar en la Figura 9a, que muestra una solución recocida y endurecida por envejecido, los constituyentes blancos de la estructura son fase- β (transformada). Cuando la temperatura de recocido para la aleación es excesiva, la fusión parcial en los límites de grano al ser enfriada puede re-solidificarse como fase- β .

En la Figura 9b se muestra la aleación C17200 calentada a 885 °C y templada con agua. La microestructura que se aprecia es "metal quemado", causado por el recocido de solución a una temperatura demasiado alta. La fusión parcial en los límites de grano, causada por temperaturas extremas, al enfriarse se solidifica como fase β . La microestructura de la aleación C17200 (Figura 9c), con recocido y envejecido a 370 °C durante 6 horas, para alcanzar una condición de sobrecarga, muestra precipitados

y en los límites de grano, que aparecen como nódulos oscuros en una matriz ligera.

Figura 9. Tratamientos térmicos inadecuados. (a) Homogenización insuficiente; (b) Sobrecalentamiento; (c) Envejecido durante 6 horas. 700x.



Fuente: Adams *et al.* [13].

La fase- γ estable para la aleación C17200 comienza a precipitar en los límites de grano, con el transcurso del tiempo, sigue avanzando a los granos adyacentes, consumiendo los precipitados finos y metaestables. Este tipo de precipitación se denomina precipitación discontinua o celular; donde los precipitados fase- γ formados por este mecanismo presentan una morfología laminar. Cuando el material es envejecido, el límite de grano que contiene precipitados fase- γ es suave comparado con la matriz endurecida. La precipitación de la fase- γ en los límites de grano dependerá de la velocidad de enfriamiento a la temperatura de recocido, si esta no es lo suficientemente rápida, no se producirá una retención de berilio en la solución sólida.

1.2.4 Desgaste. El desgaste es un fenómeno que se presenta como consecuencia del daño ocasionado por la intensidad en la interacción existente entre dos o más superficies o cuerpos en movimiento relativo: deslizante o rodante. El deterioro a causa de este fenómeno en un elemento, ya sea industrial o de uso casero o cotidiano, se ve reflejado de distintas formas. tales como pérdida de material, formación de microgrietas y en el peor de los casos a modo de deformación plástica si no se trata de forma adecuada.

En el ámbito industrial, el desgaste es un problema de gran importancia, ya que puede causar consecuencias irreversibles en los materiales que se encuentren expuestos a este fenómeno; reduciendo considerablemente la vida útil de los mecanismos o máquinas. Este provoca un cambio prematuro en sus componentes y/o el reemplazo del mecanismo completo. La remoción de material en la superficie se puede presentar de tres formas: por fusión, por disolución química o por separación física de átomos de la superficie. Este último se puede realizar mediante la aplicación de una fuerza que resulta en una alta deformación o por medio de un esfuerzo cíclico a bajas magnitudes de fuerza.

Existen diferentes tipos de desgaste dependiendo de la forma como interactúan las superficies entre sí y el medio al cual estén expuestas. Entre los principales tipos de desgaste se tiene: desgaste abrasivo, adhesivo, erosivo, por deslizamiento, por fatiga y por corrosión, entre otros. Cada uno de ellos posee características propias y generalmente en un proceso se presenta una combinación de dos o más tipos de desgaste [14].

1.2.4.1. Desgaste adhesivo. Se refiere a un tipo de desgaste que ocurre cuando dos materiales, similares o diferentes, de superficies sólidas relativamente lisas, se frotan entre sí, ejerciendo presión una sobre la otra, con un desplazamiento que puede ser en una dirección o de manera aleatoria. Debido a esto, a nivel microscópico, se presenta deformación plástica en las zonas de contacto, producto de las asperezas formadas por las fuertes presiones localizadas. Conforme el movimiento avanza, se produce desprendimiento de material de la superficie más blanda, dicho material arrancado puede quedar liberado como fragmento de desgaste o adherirse y soldarse a la cara del elemento más resistente, ganando así, mayor rugosidad superficial.

1.2.4.2. Desgaste erosivo. Es un mecanismo de desgaste que se manifiesta cuando la colisión o impacto repetitivo sobre la superficie de un material de líquidos, que se mueven a elevadas presiones o de fluidos que transportan partículas sólidas en suspensión a altas velocidades, provoca desprendimientos y pérdida de volumen. La erosión como mecanismo de desgaste se presenta normalmente de tres formas:

- Por choque de partículas sólidas. La erosión por partículas sólidas es la pérdida de material en su cara exterior por reiterados impactos de pequeñas partículas sólidas inmersas en el fluido de trabajo. Es una forma de abrasión, pero se trata de una forma diferente, ya que la presión de contacto crece con la energía cinética

del flujo de partículas dentro de un chorro de líquido o gas cuando se encuentra con el área de contacto. La velocidad de las partículas, el ángulo de impacto y el tamaño medio de las partículas del abrasivo, juegan un papel determinante, porque expresan una medida de la energía cinética en el choque.

- Por choque de líquidos y lodos (partículas inmersas en líquidos). La erosión por choques de líquidos ocurre cuando pequeñas gotas de un líquido, a altas velocidades (alrededor de 100 m/s), inciden en una zona del material. Las altas presiones superan el límite de elasticidad de la mayoría de los materiales, por lo cual, las deformaciones plásticas o fracturas pueden ser sólo de uno o de redundantes impactos ocasionando el desgaste erosivo y picaduras. No es imprescindible que los líquidos deban tener partículas sólidas dentro de ellos para que la erosión se produzca en las superficies sólidas. Otra forma de ver este tipo de desgaste lo da la norma ASTM G40, donde se define la erosión por choque de líquidos como: pérdida progresiva del material original de una superficie sólida debido a la exposición continua de impactos de gotas o chorros líquidos.
- Por cavitación. Sucede cuando un líquido que contiene un gas disuelto entra en una región de baja presión y las burbujas de gas que se precipitan y crecen en el líquido, se colapsan cuando subsecuentemente la presión aumenta. El choque localizado, producido por el colapso, puede ejercer una presión de miles de atmósferas contra el material circundante. La cavitación ocurre con frecuencia en hélices de embarcaciones, en presas y vertederos, así como en bombas hidráulicas [15].

Es muy común encontrar este tipo de desgaste en toberas de motores, turbinas de gas y tubos de escape, entre otros dispositivos que transporten fluidos. Se suelen utilizar recubrimientos o sistemas eficientes de filtración de partículas para frenar el efecto perjudicial en los materiales [14].

1.2.4.3. Desgaste Corrosivo. Se presenta como un deterioro progresivo que se da por el frotamiento o contacto entre superficies inmersas en un medio corrosivo que puede ser líquido o gaseoso. La degradación de los materiales es producto de las reacciones químicas o electroquímicas del medio en cuestión, por ejemplo, el aire es el medio corrosivo más común y suele dar lugar al desgaste oxidativo. Debido a lo anterior, se toman

precauciones para controlar su avance, esto suele hacerse con aditivos para piezas que trabajan dentro de ambientes aceitosos (lubricantes para motores), recubrimientos no metálicos (pinturas y barnices, polímeros, esmaltes y cerámicos) y recubrimientos metálicos (inmersión, electrodeposición, protección por capa química).

1.2.4.4. Desgaste abrasivo. Tal como se define en la norma ASTM G40 - 15: se presenta desgaste abrasivo cuando una partícula o protuberancia dura es forzada a moverse a lo largo de una superficie sólida. El desgaste, a su vez, se define como el daño a una superficie sólida, que generalmente implica pérdida progresiva de material debido al movimiento relativo entre esa superficie y una sustancia o sustancias que se ponen en contacto [15].

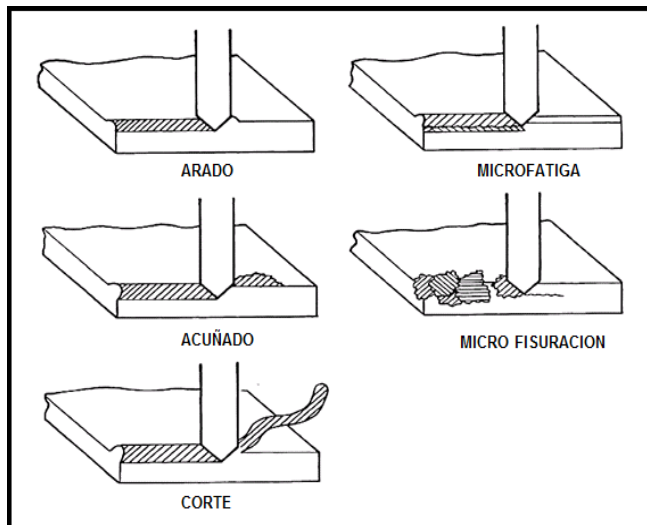
El desgaste erosivo suele clasificarse por el tipo de contacto en desgaste entre dos o tres cuerpos. El primer ejemplo, de dos cuerpos, sucede cuando se tienen dos superficies, de las cuales, una tiene protuberancias o asperezas duras provocando penetración y suscitando cortes en el segundo cuerpo. El segundo ejemplo, de tres cuerpos, se presenta cuando existen partículas abrasivas con libre movimiento o desplazamiento entre dos superficies en contacto. Por ejemplo: como sucede cuando se contamina de partículas extrañas el aceite lubricante dentro del motor de combustión interna. En la práctica, el nivel de daño provocado en el desgaste de dos cuerpos suele ser mayor en factores de 10 a 1000 veces que en el de tres cuerpos [14].

Este tipo de desgaste tiene un efecto evidente en múltiples áreas industriales como la de petróleo y gas, agrícola y minera, y en los motores de combustión ya sea para el sector automotriz o para maquinaria industrial (por ejemplo: engranes, pistones, cilindros, válvulas, entre otros). Este tipo de desgaste tiene como consecuencia la pérdida de piezas o hasta equipos completos si no se trata con la prioridad que amerita [16].

1.2.4.4.1. Mecanismos del desgaste abrasivo. Debido a la complejidad que se presenta en la abrasión, se han propuesto diversos mecanismos para lograr explicar cómo se remueve el material de una superficie durante el desgaste abrasivo. Estos mecanismos incluyen fractura, fatiga y fusión, pero no hay ningún mecanismo que explique por completo la pérdida de material. En la Figura 10 se representan los posibles procesos de abrasión que presentan las superficies cuando una única punta abrasiva toca la misma. Dichos procesos son: arado, formaciones de cuñas, corte, micro fatiga y micro fisuración.

El proceso de arado se produce cuando se desplaza material de una ranura hacia los lados. Este se presenta bajo cargas ligeras de operación y no produce una pérdida de material razonable. Si la relación entre la resistencia al cizallamiento de la interfaz de contacto y la resistencia al corte del material aumenta de 0.5 a 1.0, puede desarrollarse una cuña en la parte frontal de la punta abrasiva, lo cual provocaría un mayor desplazamiento de material de la ranura con relación al desplazado a los lados. Este proceso es una forma bastante suave de desgaste abrasivo [14].

Figura 10. Procesos de desgaste abrasivo.

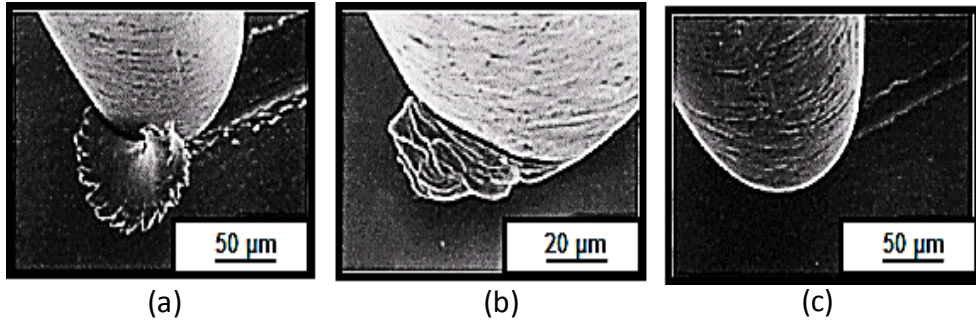


Fuente: Anderson *et al.* [14].

La forma más severa de desgaste abrasivo es el corte. Durante este proceso la punta abrasiva remueve material como si se realizara con una máquina o herramienta, de tal forma que produce poca pérdida de material en relación al tamaño de la ranura. Existe un ángulo crítico en el cual el proceso de arado pasa de ser un desgaste abrasivo suave a un proceso de corte que depende del material desgastado. Para el cobre, el ángulo crítico será de 45° . En la Figura 11 se observaron los procesos de arado, formación de cuña y corte. Se encontró que el grado de penetración era crítico para una transición desde el arado y la formación de cuñas hasta el corte. La relación entre la profundidad de penetración y el área de con-

tacto se define como el grado de penetración, si esta se excede aproximadamente 0,2, se presentará desgaste abrasivo por el proceso de corte [14].

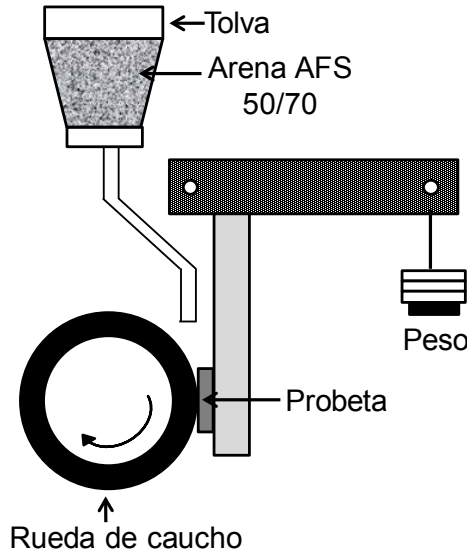
Figura 11. Procesos de desgaste abrasivo analizados mediante microscopio electrónico de barrido (SEM). (a) Corte; (b) Formación de cuña; (c) Arado.



Fuente: Anderson *et al.* [14].

1.2.4.4.2. Técnicas para evaluar el desgaste abrasivo - rueda de caucho. Existen diversas técnicas para determinar el desgaste abrasivo sufrido por un material tanto cuantitativa como cualitativamente. Estas alternativas se presentan por las diferentes formas que puede tomar el daño causado por desgaste abrasivo en los materiales. Si el material removido durante el proceso de desgaste es eliminado realmente, un método común utilizado sería determinar la cantidad de material perdido. Alternativamente, se conoce que las superficies sufren un deterioro debido al proceso de desgaste abrasivo; por lo tanto, se puede medir la rugosidad o agrietamiento de la superficie para tener una medida del desgaste. La técnica empleada para determinar el método de medición para el desgaste abrasivo, dependerá del grado de deterioro que presente el material, si experimenta grandes cantidades de desgaste, los métodos relativamente simples, tales como: el cambio volumétrico o la determinación del cambio de masa, se llevan a cabo con éxito. En cambio, si la cantidad de desgaste es muy pequeña, se requerirán técnicas más sensibles y minuciosas para determinar los parámetros antes mencionados. Este estudio está centrado en el ensayo abrasivo estándar ASTM G 65-00, como se muestra en la Figura 12.

Figura 12. Esquema de la máquina para la medición del desgaste abrasivo según norma ASTM G65 – 17.



Fuente: ASTM [16].

El ensayo abrasivo estándar implica cargar una muestra contra una rueda giratoria de goma, mientras un flujo de arena abrasiva se dirige a la zona de contacto. Los resultados bajo esta norma son reportados como pérdida de volumen en mm^3 . Esto permite una mejor comparación del desgaste entre materiales con diferentes densidades. El mecanismo está dividido en partes que cumplen un propósito en los ensayos como el disco giratorio; que está constituido de acero al carbono AISI 1020, recubierto en el borde con un caucho de clorobutilo moldeado con un rango de dureza Shore A58 – 62. El tipo de abrasivo empleado debe ser arena de grano de cuarzo redondeada (prueba de arena AFS 50/70) y su contenido de humedad no debe exceder el 0,5% en peso. La boquilla debe estar posicionada entre la rueda de caucho y la probeta tanto como el diseño lo posibilite, lo que permite un caudal de arena entre 300 a 400 g/min, y su fabricación se realiza bajo el diseño descrito por la norma. Por último, el brazo porta probeta que tiene la doble función de soportar las muestras y al mismo tiempo aplicar la carga necesaria según el tipo de procedimiento que se vaya a realizar; esta carga varía entre 45 N y 130 N [16].

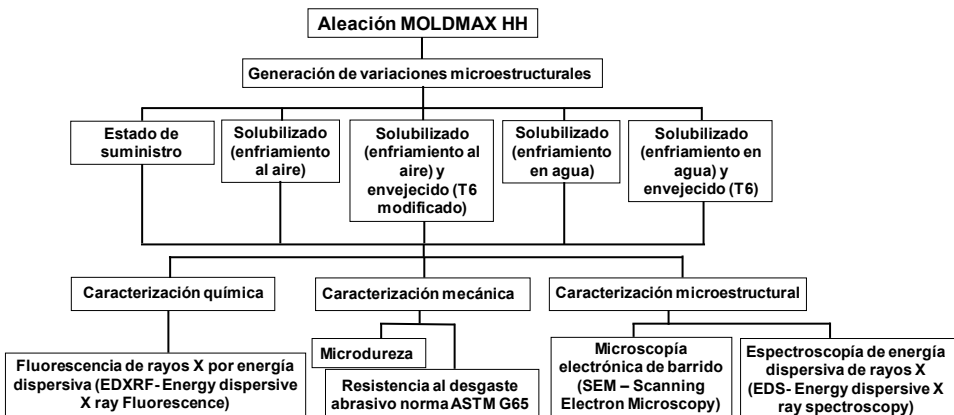
Procedimiento. Involucra la abrasión de una muestra de ensayo estándar con un grano de tamaño y composición controlados. El abrasivo se introduce entre la muestra de ensayo y una rueda giratoria. La probeta de ensayo es presionada contra la rueda giratoria con una fuerza especificada por medio de un brazo de palanca, mientras que un flujo controlado de arena abrasiva fluye a través de la interfaz probeta - rueda. La rotación de la rueda acoplada a un motor eléctrico y un variador de velocidad, con el cual se pueden modificar los rpm, van en dirección del flujo de arena de la rueda. La duración de la prueba y la fuerza aplicada por el brazo de palanca varían según se indica en el procedimiento A - E.

- Procedimiento A. Es aplicado a materiales medianamente resistentes a la abrasión. Aquí se aplica una carga de 130 N con una velocidad de disco de 6000 rpm.
- Procedimiento B. Aplicado a materiales medianamente resistentes a la abrasión. Es muy similar al Procedimiento A (130 N) con la diferencia que se debe utilizar una velocidad de disco de 2000 rpm.
- Procedimiento C. Procedimiento utilizado para la evaluación de películas muy delgadas en el que se aplica una carga de 130 N a una velocidad de disco de 100 rpm.
- Procedimiento D. Es una variación del Procedimiento A. Aplicable a materiales con muy baja resistencia a la abrasión. Consiste en realizar el ensayo con una carga de 45 N a una velocidad de disco de 6000 rpm.
- Procedimiento E. Es una variación del Procedimiento B. Aplicable para caracterizar materiales de baja a media resistencia a la abrasión. Consiste en realizar el ensayo con una carga de 130 N a una velocidad de disco de 1000 rpm.

2. Metodología

Esta investigación fue de tipo experimental, se modificaron las microestructuras mediante la aplicación de ciclos térmicos a la aleación cobre berilio MOLDMAX HH con la finalidad de analizar variables microestructurales fuera y dentro del equilibrio que puedan influir sobre el desempeño mecánico y térmico de la aleación. Esta aleación, en su aplicación industrial, puede presentar exigencias superficiales, ya sea en moldes de inyección o en tuberías de petróleo y gas. También, se pueden presentar partículas abrasivas que para su capa superficial sería peligrosamente dañino. Adicional a esto, este estudio provee mucha información que no se encuentra en los catálogos comerciales. En la Figura 13, se resume el diseño metodológico utilizado en esta investigación.

Figura 13. Esquema del diseño metodológico.



Fuente: Elaboración propia.

2.1 Generación de variaciones microestructurales mediante la aplicación de ciclos térmicos

En esta etapa se llevaron a cabo 18 tratamientos térmicos con el fin de generar variaciones microestructurales en el material, utilizando un horno de la compañía Terrigeno modelo D8 (ver Figura 14), perteneciente al laboratorio de metalografía de la Universidad Tecnológica de Pereira. Para facilitar la identificación de cada una de las muestras y evitar confusiones durante las siguientes etapas de la investigación se codificaron como se muestra en la Tabla 3.

Figura 14. Horno tipo mufla modelo D-8.



Fuente: Elaboración propia.

2.1.1 Solubilizado con enfriamiento en agua. Para poder llevar a cabo este tratamiento se tuvieron en cuenta diferentes variables: temperatura, composición de la aleación y tiempo de sostenimiento. Una vez definidas estas variables, se decidió realizar el solubilizado a tres temperaturas de 750 °C, 800 °C y 850 °C, con un tiempo de sostenimiento de 60 minutos. Como medio de enfriamiento se utilizó agua. La Figura 15a resume el ciclo térmico aplicado.

2.1.2 Solubilizado con enfriamiento al aire. De la misma forma que en el solubilizado con enfriamiento en agua, se decidió aplicar este tratamiento con una hora de sostenimiento, dejándolo enfriar en condiciones de equilibrio (aire quieto), como se puede apreciar en la Figura 15b.

2.1.3 Solubilizado con enfriamiento en agua y envejecido artificial (T6). Este tratamiento térmico se realizó mediante la aplicación de un solubilizado a tres temperaturas: 750 °C, 800 °C y 850 °C. Se aplicó un tiempo de sostenimiento de 60 minutos y enfriamiento en agua. Posteriormente, se aplicó un envejecido a 300 °C variando el tiempo de sostenimiento de 1, 2 y 3 horas con enfriamiento al aire. En la Figura 16a se resume el ciclo térmico aplicado.

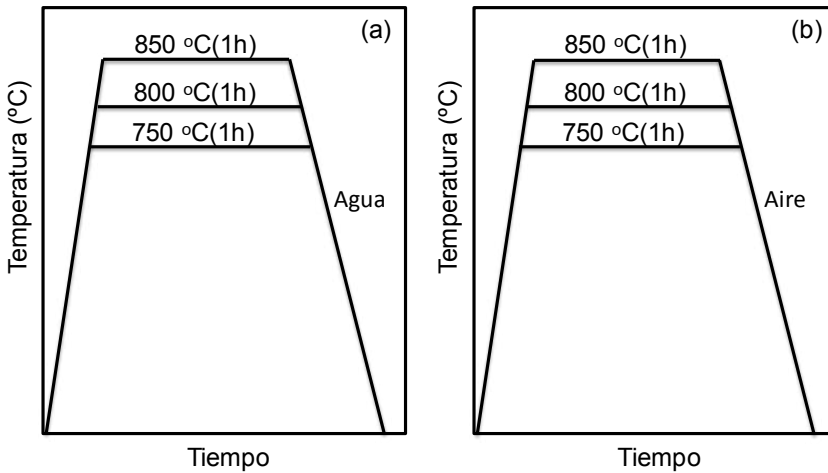
Tabla 3. Ciclos térmicos aplicados a la aleación MOLDMAX HH.

Código	Temperatura de solubilización (°C)	Tiempo de solubilización (h)	Medio de enfriamiento	Temperatura de envejecido (°C)	Tiempo de envejecido (h)	Medio de enfriamiento
T750	750	1	Agua	-----	-----	-----
T750E1H	750	1	Agua	300	1	Aire
T750E2H	750	1	Agua	300	2	Aire
T750E3H	750	1	Agua	300	3	Aire
T800	800	1	Agua	-----	-----	-----
T800E1H	800	1	Agua	300	1	Aire
T800E2H	800	1	Agua	300	2	Aire
T800E3H	800	1	Agua	300	3	Aire
T850	850	1	Agua	-----	-----	-----
T850E1H	850	1	Agua	300	1	Aire
T850E2H	850	1	Agua	300	2	Aire
T850E3H	850	1	Agua	300	3	Aire
N750	750	1	Aire	-----	-----	-----
N750E1H	750	1	Aire	300	1	Aire
N800	800	1	Aire	-----	-----	-----
N800E1H	800	1	Aire	300	1	Aire
N850	850	1	Aire	-----	-----	-----
N850E1H	850	1	Aire	300	1	Aire

Fuente: Elaboración propia.

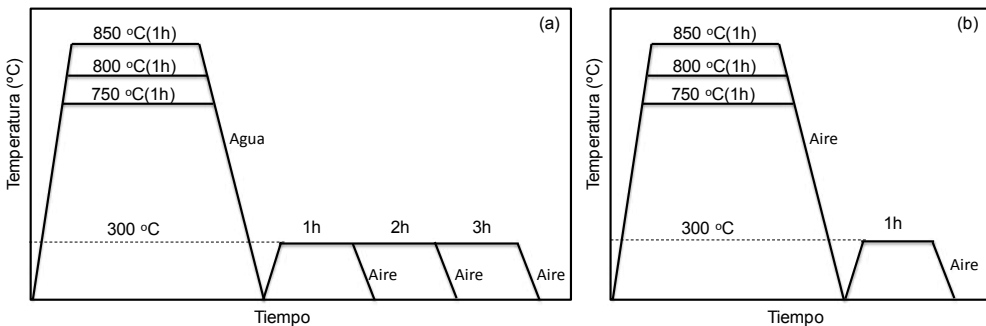
2.1.4 Solubilizado con enfriamiento al aire más envejecido artificial (T6 modificado). Este tratamiento se realizó a temperaturas de 750 °C, 800 °C y 850 °C durante una hora con enfriamiento en condiciones de aire quieto, posteriormente, se aplicó un envejecido de 1 hora a 300 °C. El esquema es presentado en la Figura 16b.

Figura 15. Solubilizado de la aleación MOLDMAX HH. (a) Enfriamiento en agua; (b) Enfriamiento al aire.



Fuente: Elaboración propia.

Figura 16. Ciclo térmico aplicado a la aleación MOLDMAX HH. (a) T6; (b) T6 modificado.



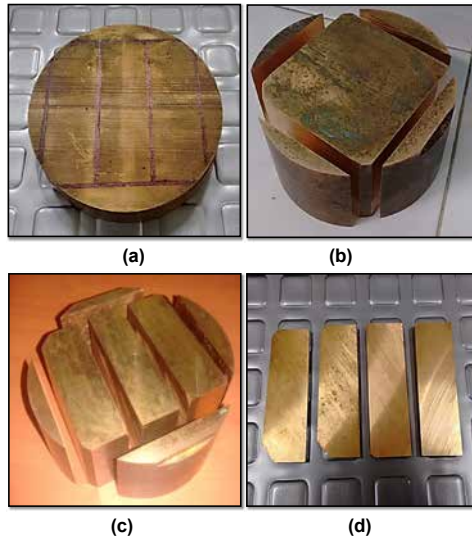
Fuente: Elaboración propia.

2.2. Caracterización química del material

La caracterización del material se llevó a cabo en dos etapas; en estado de suministro y tratado térmicamente, con el fin de correlacionar de forma adecuada las distintas variables evaluadas en la investigación. La aleación utilizada para la realización de este trabajo fue cobre berilio C17200. Dicho material es distribuido en Colombia por AXXECOL bajo el nombre MOLDMAX HH. Esta aleación se obtuvo en su estado de suministro lista para entrar en servicio con una dureza de 40 HRC, sin embargo, no se especificó por parte del fabricante que tratamiento térmico se le aplicó.

2.2.1 Fabricación de probetas. Para el desarrollo de las pruebas de desgaste abrasivo se utilizaron 19 probetas, las cuales, se cortaron según las especificaciones de la Norma ASTM G 65, en el laboratorio de ensayo de materiales del SENA - Centro Nacional Colombo Alemán, en la ciudad de Barranquilla. Sus dimensiones son 76 mm de largo, 25 mm de ancho, y 3,2 - 12,7 mm de espesor; en esta investigación se tomó un espesor de 5 mm. El proceso de elaboración desde el estado de suministro se puede apreciar en la Figura 17.

Figura 17. Proceso de elaboración de las probetas para ensayos. a) Estado inicial con trazado para corte; b) Primeros cortes; c) Cortes de forma; d) Estado final de las muestras.



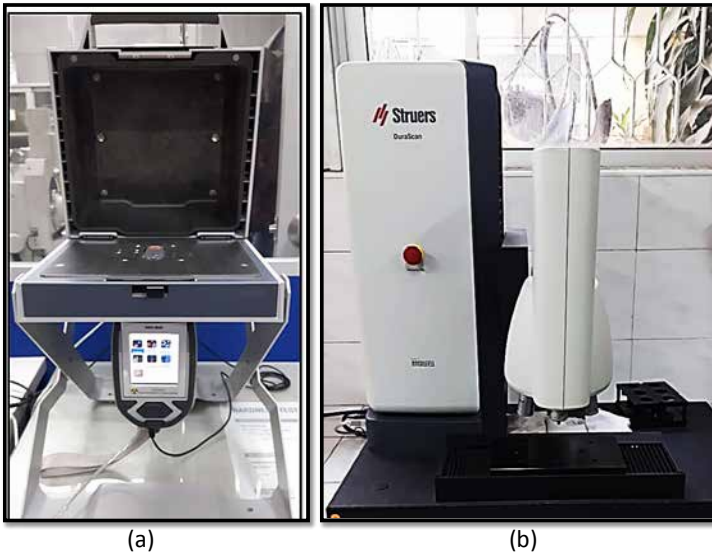
Fuente: Elaboración propia.

2.2.2 Caracterización química. La caracterización inicial fue reportada por el fabricante y se resume en la Tabla 4. Sin embargo, debido a que el fabricante no define de manera independiente los valores de cobalto, hierro y níquel, se caracterizó el material mediante la técnica de fluorescencia de rayos X por energía dispersiva (EDXRF- Energy dispersive X ray Fluorescence) utilizando un espectrómetro por fluorescencia de rayos X (Thermo SCIENTIFIC Niton Serie XL3t), con el fin de lograr una caracterización más adecuada (Figura 18a).

Tabla 4. Composición química del cobre berilio MOLDMAX HH según fabricante. Fuente: UDDEHOLMS AB [25]

ELEMENTO	PORCENTAJE EN PESO
Be	1,6-2
Co+Ni+Fe	0,2-0,6
Cu	Balance

Figura 18. (a) Espectrómetro por fluorescencia de rayos x (Thermo SCIENTIFIC Niton Serie XL3t); (b) Microdurómetro universal (STRUERS DURASCAN G5).



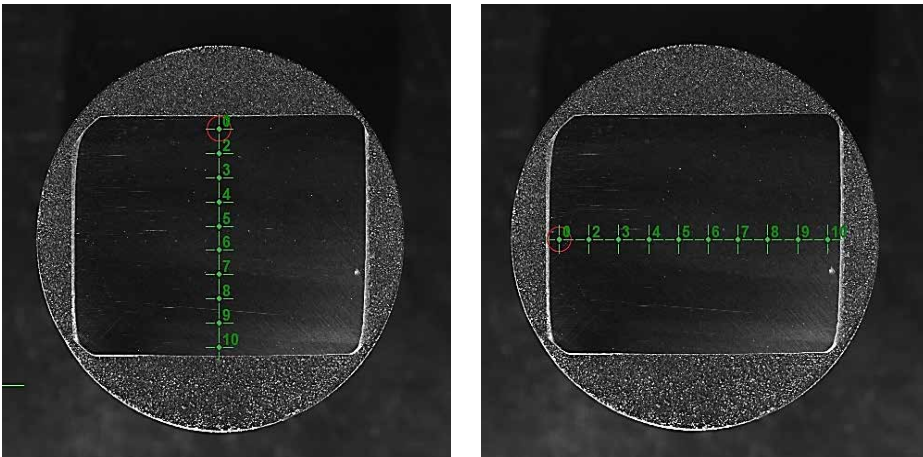
Fuente: Elaboración propia.

2.3. Caracterización mecánica

La caracterización se centró en evaluar las variaciones de micro dureza según norma ASTM E384-17 [20] y la resistencia al desgaste abrasivo bajo los lineamientos de la norma ASTM G65-16.

2.3.1 Evaluación de la dureza. Para las tomas de microdureza se utilizó un microdurómetro universal (STRUERS DURASCAN G5) (Figura 18b). El proceso se llevó a cabo en escala Vickers ($HV_{0.5}$), realizando un barrido en las muestras por ser indentadas por el microdurómetro. En ellas se distribuyeron 10 puntos en sentido horizontal y vertical (ver Figura 19b), con una fuerza aplicada a las muestras de 0.5 kgf (kilogramo-fuerza) durante 15 segundos.

Figura 19. Imagen a 20x desde el microdurómetro de una probeta (N800E1H) antes de ser sometida a análisis de microdureza. a) Serie vertical; b) Serie horizontal.



Fuente: Elaboración propia.

2.3.2 Evaluación de la resistencia al desgaste abrasivo. El ensayo de desgaste por medio de arena seca y rueda de caucho busca clasificar los materiales mediante su resistencia a la abrasión, basado en un conjunto de condiciones y procedimientos que varían según el elemento a evaluar durante la prueba. Los resultados de la abrasión se presentan en función de la pérdida de volumen (mm^3) de los materiales. El número de probe-

tas se definió directamente en función de las variables evaluadas en este estudio (temperaturas y tiempos de sostenimiento, medio de enfriamiento), resultando, de esta manera, en 19 probetas. El procedimiento utilizado según la norma ASTM G-65 fue el E. Cabe señalar que las probetas fueron pesadas antes y después de la prueba de desgaste para posteriores análisis y conclusiones. La máquina y los detalles de los parámetros utilizados en esta prueba se ilustran en la Figura 20.

Figura 20. Máquina para ensayos de desgaste abrasivo (parámetros bajo la norma ASTM G-65 -17).



PARAMETROS PARA EL PROCEDIMIENTO E	
FUERZA APLICADA	13.25 kgf
REVOLUCIONES DE LA RUEDA	1000 rpm
ABRASION LINEAL	718 m
TIEMPO DE LA PRUEBA	5 min

Fuente: Elaboración propia.

2.4 Caracterización microestructural

Para el análisis microestructural, las probetas se cortaron y prepararon metalográficamente siguiendo los lineamientos de la norma ASTM E3 [18] en el laboratorio de ensayo de materiales del SENA - Centro Nacional Colombo Alemán. El ataque metalográfico se realizó con un reactivo

químico compuesto de cloruro férrico ácido (5 gr FeCl_3 , 10 ml HCl y 50 ml etanol) para generar una correcta visualización de la microestructura. La caracterización, desde el punto de vista químico y microestructural, se realizó tanto en estado de suministro como tratado térmicamente.

Figura 21. Microscopio electrónico de barrido (HITACHI SUM3500).



La técnica empleada fue la de microscopía electrónica de barrido (SEM - Scanning Electron Microscopy) y espectroscopía de energía dispersiva de rayos X (EDS- Energy dispersive X ray spectroscopy) usando un microscopio electrónico de barrido HITACHI SUM3500 (Figura 21). Fuente: Elaboración propia.

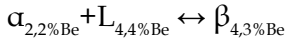
3. Resultados y análisis

3.1 Caracterización química del material

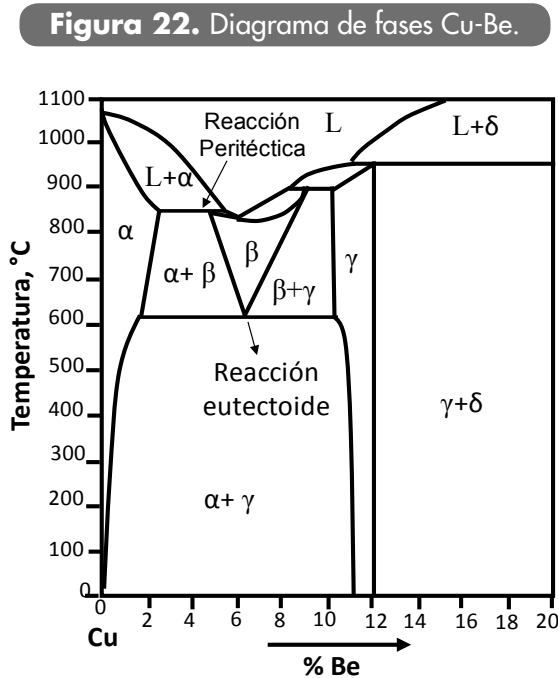
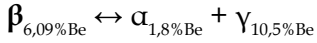
Para determinar los procedimientos y variables independientes que pueden afectar a la aleación MOLDMAX HH de manera significativa, se hace necesario realizar una caracterización de la composición química y las fases presentes en la microestructura del material en estado de suministro, lo cual ayudó a determinar el rango de temperaturas para los tratamientos térmicos.

En esta etapa y dada la composición de berilio (1,9% en peso) se hace necesario un constante análisis del diagrama Cu-Be (Figuras 3 y 4). Vale la pena resaltar que la aleación MOLDMAX HH contiene además de berilio; cobalto, hierro y níquel, **los cuales pueden modificar la termodinámica del sistema Cu-Be. Por lo tanto, en esta investigación,** la selección del rango de temperatura en el cual la aleación se comporta monofásicamente (fase Cu- α) se realizó analizando únicamente el sistema binario. El rango de trabajo utilizado en el proceso de solubilizado se encuentra entre los 650 °C y los 880 °C. En cuanto al sistema binario Cu-Be se observan 6 reacciones invariantes, 3 reacciones peritéticas, una eutéctica y 2 eutectoides. De estas, debido al porcentaje de berilio en la aleación, solo 2 se tendrían en cuenta en esta investigación de manera directa (ver Figura 22).

Reacción peritética a 860 °C:



Reacción eutectoide a 620 °C:



Fuente: Nunes *et al.* [11].

Con el fin de determinar todos los elementos que conforman la aleación en estudio, y debido a que la ficha técnica del material solo reporta cobalto, níquel, berilio, hierro y cobre, se aplicó la técnica de fluorescencia de rayos X por energía dispersiva (XRF). La Tabla 5 resume los resultados obtenidos; ahí se muestra que el material cumple con los datos entregados por el fabricante, además, se logró la detección de algunas impurezas como silicio, vanadio y titanio. Las impurezas, debido a sus bajos porcentajes, resultan irrelevantes en el estudio.

Tabla 5. Composición química de la aleación MOLDMAX HH experimental.

Aleación MOLDMAX HH		
Elemento	Porcentaje en peso (%)	Error (\pm)
Cu	97,702	0,321
Be	1,9	0,011
Co	0,204	0,006
Si	0,118	0,053
Fe	0,059	0,005
V	0,019	0,004
Ti	0,005	0,003

Fuente: Elaboración propia.

3.2 Caracterización mecánica

3.2.1 Análisis de dureza. Los resultados de las pruebas para la serie horizontal y vertical se describen en la Tabla 6 y la Tabla 7 respectivamente. Para un mejor entendimiento estos datos se promediaron y consolidaron en la penúltima columna. En el análisis se puede observar que el endurecimiento por precipitación dio buenos resultados debido a que las muestras con mayores rangos de dureza se encuentran dentro de las envejecidas. Entre estas muestras están las probetas T850E2H (363,5 HV) y T850E3H (387,3 HV) que tienen la mayor dureza seguido de T750E1H (353,2 HV) y T750E2H (353 HV). Para el solubilizado de 800 °C con envejecido no se esperaban valores atípicos, ya que está dentro del rango de temperaturas para obtener resultados óptimos de dureza establecidos en la literatura [12]. Sin embargo, la solubilizada con un enfriamiento al aire y envejecida con 1 hora tuvo una leve mejora con respecto a la muestra de suministro (333,9 HV), al igual que la N800E1H (337,1 HV).

Las muestras con solo tratamiento de solubilizado, tanto enfriadas al aire como enfriadas al agua, muestran un rango de valores bajos de dureza que van desde la N750 con 107,7 HV hasta la N850 con 150,6 HV. Con esta información se puede determinar que no hubo un óptimo endurecimiento por solución sólida, ya que las muestras con este tipo de tratamiento están constituidas mayormente por la fase Cu - α con una estructura FCC que las hace blandas [12].

Tabla 6. Microdureza Vickers serie horizontal.

Código	Serie horizontal										Promedio (HV _{0.5})	Desviación (σ)
	Punto 1	Punto 2	Punto 3	Punto 4	Punto 5	Punto 6	Punto 7	Punto 8	Punto 9	Punto 10		
Suministro	327	333	330	330	342	326	330	312	327	382	334	18,45
T750	116	113	116	115	112	107	111	111	110	112	112	2,83
T750E1H	372	373	369	343	343	327	320	358	358	369	353	19,11
T750E2H	351	353	352	353	333	350	365	343	354	373	353	14,5
T750E3H	305	319	358	308	311	294	294	320	320	271	310	22,73
T800	128	116	120	117	124	111	116	117	126	118	119	5,23
T800E1H	415	389	286	286	289	276	298	321	264	343	317	50,59
T800E2H	289	327	324	314	343	330	305	314	314	306	317	15,16
T800E3H	351	327	330	354	343	333	321	344	354	348	341	11,92
T850	162	138	148	142	135	139	129	128	132	131	138	10,36
T850E1H	365	365	330	244	358	333	327	337	330	302	329	35,70
T850E2H	349	376	369	378	358	377	377	347	347	357	364	13,29
T850E3H	385	381	372	373	388	397	402	377	401	397	387	11,46
N750	119	103	108	103	102	106	102	111	113	110	108	5,62
N750E1H	118	117	110	112	138	108	111	123	123	122	118	8,92
N800	114	114	113	110	116	105	102	112	115	133	113	8,22
N800E1H	357	354	347	330	331	308	340	327	337	340	337	14,27
N850	160	163	170	140	143	142	139	139	145	165	151	12,34
N850E1H	283	294	242	288	281	259	275	294	277	275	277	19,58

Fuente: Elaboración propia.

Como se puede ver en la serie vertical de la Tabla 7; la muestra que mejor se destacó con relación a la de suministro fue nuevamente la T850E3H (395,56 HV). Para esta serie, no se muestra una tendencia marcada a la mejora, ya que solo este fue el mejor resultado, por esto se mantienen las mismas apreciaciones ya mencionadas en la serie horizontal, tanto para las muestras más duras como para las más blandas. Los resultados muestran que con el solubilizado a 750 °C, con enfriamiento en agua, el envejecido muestra un efecto levemente negativo en la dureza del material, ya que desciende, tanto en la serie horizontal como en la vertical, al aumentar el tiempo de sostenimiento en el envejecido. Como se puede ver en la Tabla 7, con 1 hora de sostenimiento (360 HV), la dureza es mucho mayor

que con solo solubilizado (112,4), pero se puede ver que al aumentar a 2 horas decae hasta 331,6 HV y a 3 horas baja hasta 322. Por lo anterior, se puede decir que a 750 °C, el aumento del tiempo de envejecido trae una disminución en la dureza del material. Esto se debe a la disminución de precipitados metaestables y en estado de equilibrio que se producen al aumentar el tiempo de envejecido [7], [22], [23]. En los estudios mencionados encontraron que la dureza de esta aleación aumenta conforme inicia la precipitación hasta llegar a un pico máximo, después del cual se produce el sobre envejecimiento, provocando disminución de la dureza. En este caso, el pico máximo de dureza se produjo a 1 hora de sostenimiento durante el envejecido, lo que propició una mayor distribución de precipitados de cobalto y berilio (beriliuros) en comparación a 2 y 3 horas de envejecido.

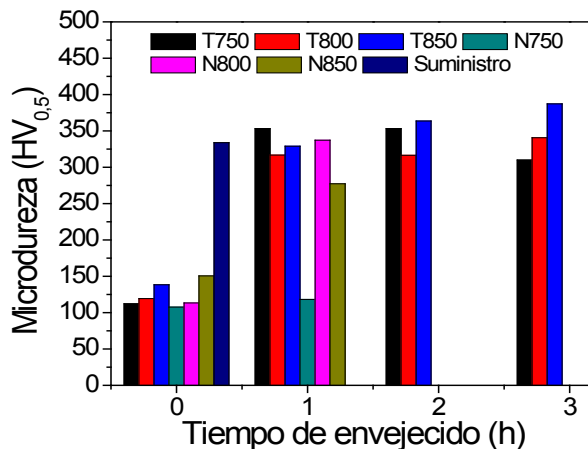
Tabla 7. Microdureza Vickers serie vertical.

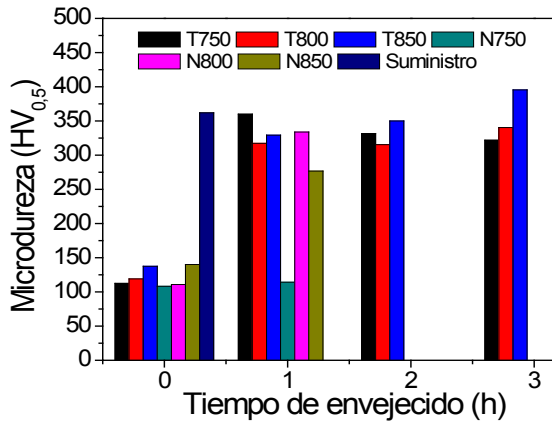
Código	Serie vertical										Promedio (HV _{0,5})	Desviación (σ)
	Punto 1	Punto 2	Punto 3	Punto 4	Punto 5	Punto 6	Punto 7	Punto 8	Punto 9	Punto 10		
Suministro	370	407	401	317	343	343	354	344	350	389	362	29,09
T750	116	111	112	115	108	112	111	112	110	112	112	3,21
T750E1H	373	377	297	365	377	358	365	361	350	377	360	23,94
T750E2H	361	333	389	362	358	274	327	297	294	321	332	36,28
T750E3H	303	317	324	289	377	320	321	324	320	322	322	33,56
T800	118	114	125	111	118	1222	118	117	120	126	119	4,61
T800E1H	350	312	303	286	339	303	295	297	333	354	317	24,64
T800E2H	303	311	336	330	296	314	315	314	314	312	315	17,23
T800E3H	334	344	347	344	347	321	361	362	330	312	340	16,11
T850	138	138	130	140	127	141	134	146	144	137	138	5,89
T850E1H	324	333	337	333	323	340	312	330	343	317	329	10,04
T850E2H	343	347	340	344	353	354	351	347	358	364	350	7,37
T850E3H	413	401	411	415	404	377	395	393	385	361	396	17,25
N750	113	114	108	114	111	103	101	108	105	106	108	4,62
N750E1H	112	110	113	118	125	104	116	117	112	116	114	5,56
N800	112	114	110	106	104	115	114	105	107	122	111	5,61
N800E1H	314	324	333	317	333	329	337	330	364	358	334	16,05
N850	141	136	132	144	152	136	147	133	134	146	140	6,89
N850E1H	286	271	281	264	274	281	253	273	271	314	277	16,07

Fuente: Elaboración propia.

El solubilizado de 800 °C, enfriado en agua, baja la dureza aproximadamente hasta 119 HV tanto en la serie horizontal como en la vertical. Sin embargo, al realizar el tratamiento de envejecido, se presenta un aumento significativo con una y dos horas, que muestran durezas aproximadas entre sí en la serie horizontal con valores de 316,6 HV y 316,7 HV respectivamente. Para las 3 horas sí hubo una mejora significativa al mostrar un aumento de aproximadamente 340 HV en ambas series. Por lo tanto, para el solubilizado a 800 °C, la dureza tiende a aumentar con el tiempo de sostenimiento durante el envejecido. Las muestras templadas a 850 °C presentan la mejor dureza de la serie horizontal, mostrando como el envejecido de 1 hora logra un valor muy cercano a la muestra de suministro de 329,1HV y 333,9 HV respectivamente. Con el aumento del tiempo de envejecido de 2 y 3 horas, la dureza aumenta de forma proporcional al tiempo, obteniendo la máxima dureza registrada en la serie. En cuanto a la serie vertical, el efecto del tiempo sobre la dureza Vickers ($HV_{0,5}$), se puede ver una orientación marcada por el aumento de dureza en las muestras envejecidas respecto a las que solo fueron solubilizadas. Por otra parte, se presentan valores muy cercanos a la muestra de suministro (361,8 HV). Solo una muestra (T850E3H) logra superar la referencia con una dureza de 395,6 HV. La Figura 23 resume la evolución de la microdureza después de los ciclos térmicos estudiados.

Figura 23. Evolución de la microdureza durante los ciclos térmicos estudiados. a) Serie horizontal; b) Serie vertical.





Fuente: Elaboración propia.

3.2.2 Análisis de resistencia al desgaste. Mediante el ensayo al desgaste abrasivo por el método de rueda de caucho se busca registrar datos de pérdida de peso. Al conocer de antemano el valor de la densidad del material (8260 kg/m^3 [17]), se tabularon los valores de pérdida de volumen de las 19 muestras. En la Tabla 8 y la Figura 24 se observan los valores de pérdida de volumen calculados con la ecuación (1) [16], [21].

La Tabla 8 muestra los valores calculados en pérdida de masa y volumen de todas las probetas. Se pudo determinar que un valor alto de dureza no es un parámetro que permite anticipar un buen comportamiento al desgaste abrasivo en el caso de la aleación MOLDMAX HH. También se puede ver, que todos los ciclos térmicos aplicados, mejoraron en esta propiedad, al material en estado de suministro con tratamiento térmico de fábrica.

Los resultados de la pérdida volumétrica contra los tratamientos térmicos realizados demuestran que las probetas más blandas tuvieron los mejores resultados al desgaste. Para explicar mejor este fenómeno se recurrió a las microfotografías y EDS tomados en el microscopio electrónico de barrido SEM que se verán más adelante en un análisis más detallado.

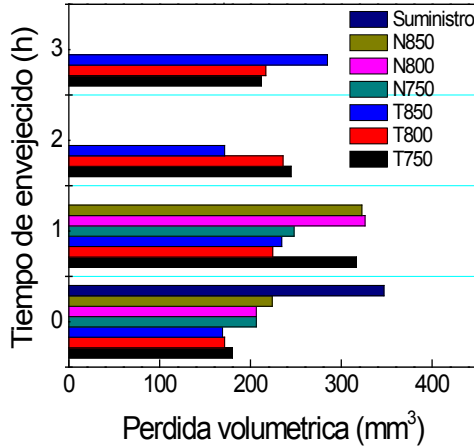
Tabla 8. Pérdida gravimétrica y volumétrica.

Muestra	Masa inicial (g)	Masa final (g)	Pérdida de masa (g)	Pérdida de volumen (mm ³)
Suministro	72,727	69,861	2,867	347,034
T750	58,417	56,928	1,489	180,266
T750E1H	66,171	63,556	2,616	316,659
T750E2H	74,999	72,978	2,022	244,758
T750E3H	57,544	55,794	1,749	211,852
T800	54,013	52,596	1,416	171,477
T800E1H	75,213	73,359	1,854	224,395
T800E2H	59,417	57,469	1,948	235,799
T800E3H	59,082	57,291	1,791	216,816
T850	54,556	53,158	1,399	169,310
T850E1H	57,212	55,275	1,936	234,419
T850E2H	59,469	58,052	1,417	171,550
T850E3H	53,816	51,467	2,351	284,625
N750	71,867	70,163	1,704	206,320
N750E1H	54,077	52,028	2,048	247,966
N800	60,357	58,652	1,705	206,416
N800E1H	71,040	68,347	2,693	326,053
N850	72,533	70,685	1,849	223,813
N850E1H	67,736	65,072	2,664	322,518

Fuente: Elaboración propia.

3.2.3 Análisis del coeficiente de desgaste. En la Tabla 9 se presentan los resultados de dureza Brinell, velocidad de desgaste y coeficientes al desgaste. La velocidad a la cual se desgasta el material fue calculada según la ecuación (2):

Figura 24. Efecto de los ciclos térmicos sobre la pérdida volumétrica de la aleación MOLDMAX HH.



Fuente: Elaboración propia.

Mientras que para el cálculo de coeficiente de desgaste se calcula según la ecuación (3):

Donde:

V → Volumen del material perdido [mm³]

H → Dureza del material [Brinell]

P → Carga [kg]

L → Distancia de deslizamiento [mm]

Debido a que la dureza proporcionada por el microdurómetro se encuentra en escala Vickers, y la ecuación (3) exige que sea dureza en escala Brinell, se hace necesaria la realización de una conversión de unidades de dureza siguiendo los lineamientos establecidos por la norma ASTM E140 - 07 [19]. Los valores de durezas convertidas a escala Brinell se pueden ver en las columnas 2 y 3 de la Tabla 9.

Tabla 9. Resultados del coeficiente de desgaste.

Muestra	Dureza HB (serie horizontal)	Dureza HB (serie vertical)	Coefficiente de desgaste (serie H)	Coefficiente de desgaste (serie V)	Velocidad de desgaste (g/min)
Suministro	317	343	0,035	0,037	0,573
T750	112	112	0,006	0,006	0,298
T750E1H	335	341	0,033	0,034	0,523
T750E2H	334	314	0,026	0,024	0,404
T750E3H	294	305	0,020	0,020	0,350
T800	119	119	0,006	0,006	0,283
T800E1H	300	301	0,021	0,021	0,371
T800E2H	300	299	0,022	0,022	0,390
T800E3H	323	322	0,022	0,022	0,358
T850	138	138	0,007	0,007	0,280
T850E1H	312	312	0,023	0,023	0,387
T850E2H	344	332	0,019	0,018	0,283
T850E3H	366	374	0,033	0,034	0,470
N750	108	108	0,007	0,007	0,341
N750E1H	118	114	0,009	0,009	0,410
N800	113	111	0,007	0,007	0,341
N800E1H	320	317	0,033	0,033	0,539
N850	151	140	0,011	0,010	0,370
N850E1H	264	263	0,027	0,027	0,533

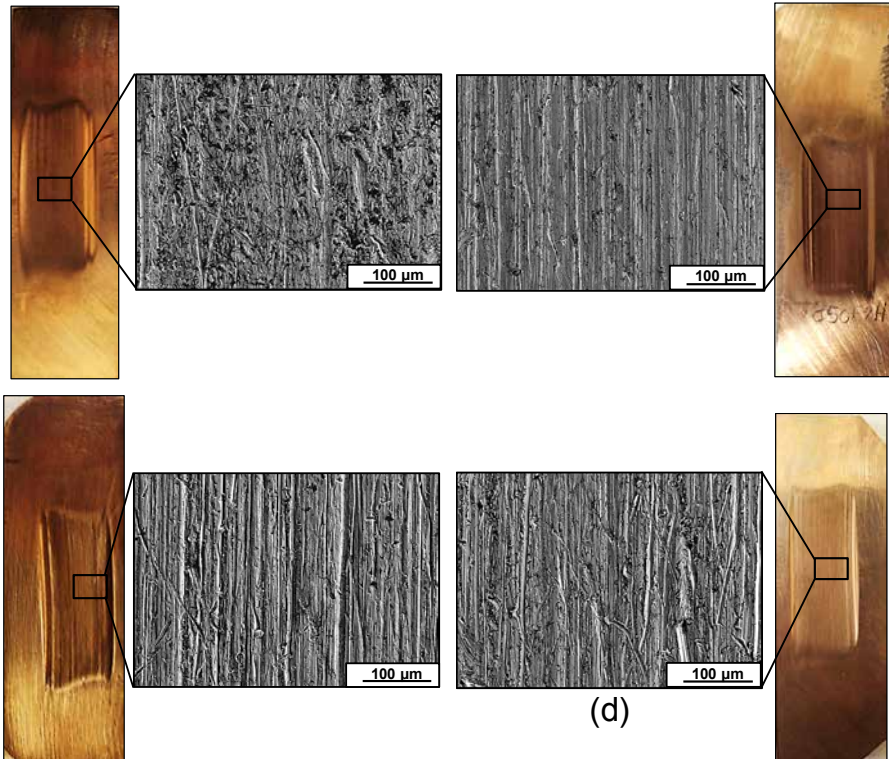
Fuente: Elaboración propia.

Los resultados obtenidos en la Tabla 9 son coherentes con los de la Tabla 8 que muestra la pérdida de volumen y masa. Por lo tanto, se repite la tendencia, las muestras T750 (), T800 () y T850 (), presentan los menores coeficientes de desgaste. Por esta razón, se puede afirmar que son las muestras con buen comportamiento al desgaste abrasivo. La Figura 25 resume el comportamiento de la huella en el material después del ensayo al desgaste. Las Figuras 25a y 25b muestran las huellas para los mejores ciclos térmicos aplicados a la aleación MOLDMAX HH, T850 Y T850E2H. Estas muestras fueron las de menor pérdida volumétrica durante las

pruebas de desgaste con $169,3 \text{ mm}^3$ y $171,5 \text{ mm}^3$. Las Figuras 25c y 25d muestran la huella para los peores ciclos térmicos evaluados al desgaste, material en estado de suministro y N800E1H con valores en pérdidas volumétricas de $347,03 \text{ mm}^3$ y $326,05 \text{ mm}^3$. Comparando las 4 huellas se observa una marcada diferencia entre las muestras T850, T850E2H, suministro y N800E1H. En las dos primeras se observa un daño superficial y uniforme con presencia de surcos de poca profundidad. Mientras, en la probeta de suministro, se puede observar una mayor remoción de material. Gran parte de la huella de desgaste presenta surcos profundos con una orientación lineal, lo que podría ser debido al arranque de compuestos de segunda fase (ver Figura 25c).

La probeta N800E1H no presenta los surcos profundos, pero sí muestra el arranque de compuestos de gran tamaño (Figura 25d). Se observa un desprendimiento en desorden y poca profundidad. Vale la pena resaltar, que para este estudio, la dureza no jugó un papel muy importante en el comportamiento al desgaste abrasivo de este material. La muestra con mejor desempeño fue la T850, la cual presentó una baja dureza (138 HV) y una velocidad de desgaste de $0,28 \text{ g/min}$. Por otro lado, la muestra con peor desempeño fue la del material en estado de suministro, ya que presentó la más alta dureza (343 HV) y una velocidad de desgaste de ($0,573 \text{ g/min}$). Esto es coherente con el estudio realizado por Straffellini *et al.* [17], en el cual se determinó que la resistencia al desgaste de la aleación cobre-berilio no está ligada ni es proporcional a la dureza. También encontraron que esto ocurre con cargas superiores a 100 N, donde el material se calienta por efecto de la fricción y tiende a crear una capa superficial de óxido que la protege al disminuir su coeficiente de fricción. Por otro lado, encontraron que a menor dureza la capa de óxido superficial puede ser mejor 'presionada' en el metal base proporcionando una mayor protección al material subyacente. Para esta investigación se aplicaron cargas de 130N a todas las muestras durante los ensayos de desgaste abrasivo.

Figura 25. Micrografía de huellas de desgaste y fotos tomadas por microscopía electrónica de barrido (SEM) 500X. a) T850; b) T850E2H; c) Suministro; d) N8001H.



Fuente: Elaboración propia.

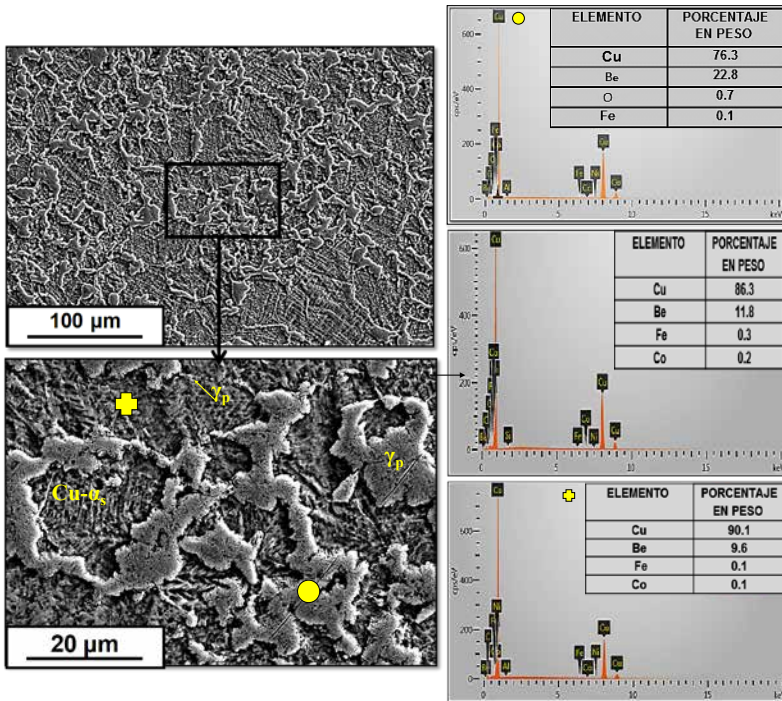
3.3 Caracterización microestructural

Esta etapa tuvo la finalidad de determinar la composición de la matriz y los precipitados presentes que incidieron sobre las características finales del material (MOLDMAX HH). Se evalúa su sometimiento en los diferentes ciclos térmicos planteados en este estudio y que serán decisivos en las propiedades del desgaste abrasivo.

3.3.1 Material en estado de suministro. En la Figura 26 se observa la microestructura del material en estado de suministro. En ella se puede apreciar la presencia de granos de fase $\text{Cu-}\alpha_s$, lo que significa que la fase

Cu- α está supersaturada con berilio, como se muestra en los espectros de energía dispersiva. Adicional a esto, se observa que los granos de fase Cu- α están rodeados de compuestos de segunda fase ricos en berilio del tipo γ_p , lo que significa que el estado de suministro del material es posiblemente un T6.

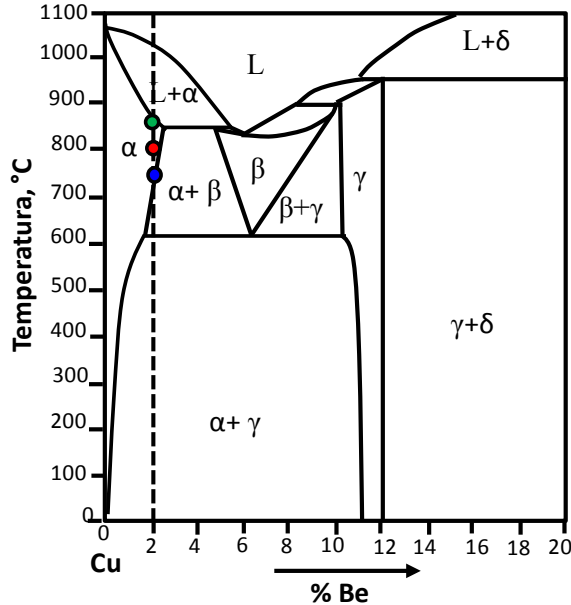
Figura 26. Micrografía y análisis elemental de la aleación MOLDMAX HH en estado de suministro. (SEM-EDS).



Fuente: Elaboración propia.

3.3.2 Solubilizado y enfriamiento en agua. En la Figura 27 se representan los rangos de temperatura utilizados en este estudio: 750 $^{\circ}\text{C}$, 800 $^{\circ}\text{C}$ y 850 $^{\circ}\text{C}$ por 1 hora y enfriado rápidamente en agua. Se buscó siempre obtener un comportamiento monofásico (fase Cu- α). Sin embargo, como se explicará más adelante el material a 750 $^{\circ}\text{C}$ presentó un comportamiento particular.

Figura 27. Rangos de temperatura utilizados en este estudio según el diagrama de fase del sistema Cu-Be.

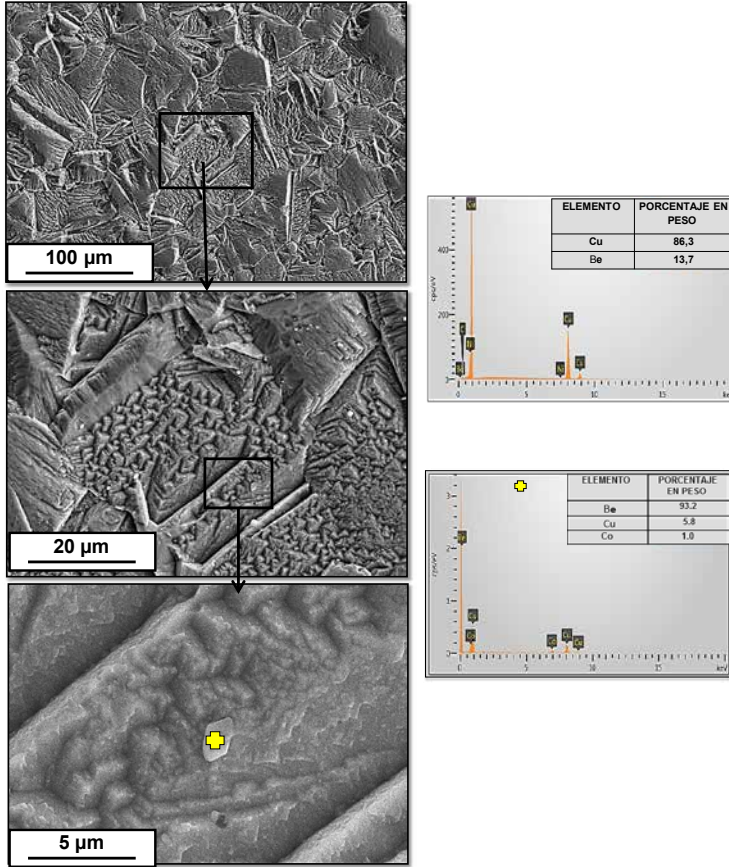


Fuente: Nunes *et al.* [11].

Las Figuras 28, 29 y 30 muestran el comportamiento microestructural posterior a la aplicación de este ciclo térmico. En la microestructura del material solubilizado a 750°C (Figura 28) se observa un comportamiento atípico al esperado, ya que a esta temperatura el material debería presentar granos maclados de fase alfa de cobre (ver Figura 27, punto 3). Vale la pena resaltar, que la ausencia de un grano alfa homogéneo se debe a falta de disolución de la fase β , la cual transforma en fase $\alpha+\gamma$ por reacción eutectoide ($\beta_{6,09\%Be} \leftrightarrow \alpha_{1,9\%Be} + \gamma_{10,5\%Be}$) en condiciones estables de enfriamiento (aire). Sin embargo, este material fue enfriado en agua, lo que permitiría la presencia de martensita (β'). Adicional a esto, se observa la presencia de granos maclados de fase α con precipitados ricos en berilio (93,2%), cobre (5,8%) y cobalto (1%). Al aumentar la temperatura a 800°C (Figura 29), se observa un comportamiento monofásico de fase Cu- α con presencia de maclas coherentes e incoherentes propias de un proceso de recristalización, lo cual es coherente con lo planteado en el sistema Cu-Be de la Figura 27 en el punto 2. Sin embargo, aún se detectan algunos precipitados γ'_p ricos en Cu (82%) y Be (17,5%), los cuales debieron ser

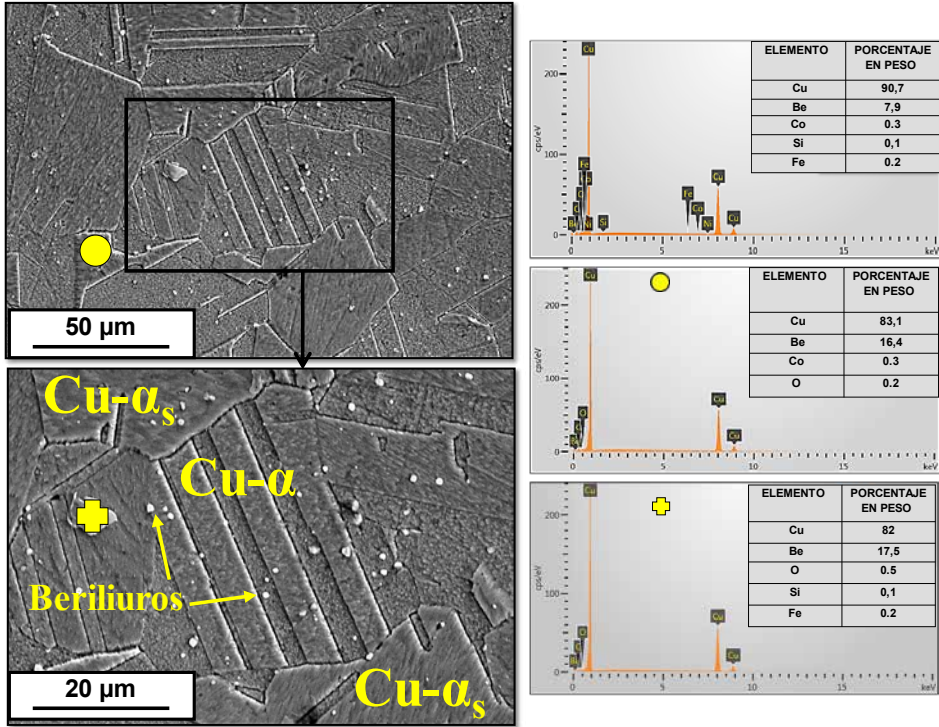
disueltos a esa temperatura, indicando que el tiempo de solubilizado de una hora no fue adecuado para lograr su total disolución en la fase Cu- α .

Figura 28. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 750 °C y enfriada en agua. (SEM-EDS).



Fuente: Elaboración propia.

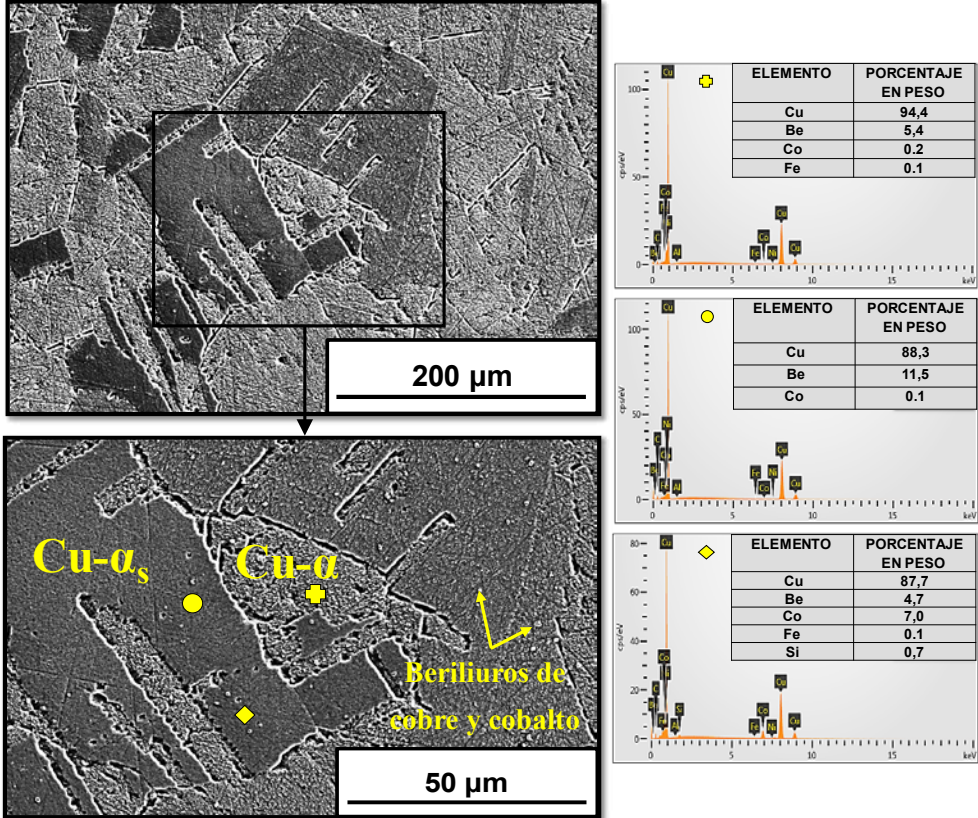
Figura 29. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 800 °C y enfiada en agua. (SEM-EDS).



Fuente: Elaboración propia.

Las probetas solubilizadas a 850 °C (Figura 30) tienen un comportamiento similar a lo encontrado en las probetas solubilizadas a 800 °C. Ellas muestran una gran presencia de maclas coherentes e incoherentes propias de un proceso de recrystalización. Sin embargo, el tamaño de los granos es mayor en comparación al observado a 800 °C. Adicional a esto, todavía se nota la presencia de algunos precipitados ricos en cobre (87,2%), cobalto (7%) y berilio (4,7%), lo que confirma que el tiempo de solubilizado no fue el indicado para solubilizar los compuestos de segunda fase.

Figura 30. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 850 °C y enfriada en agua. (SEM-EDS).



Fuente: Elaboración propia.

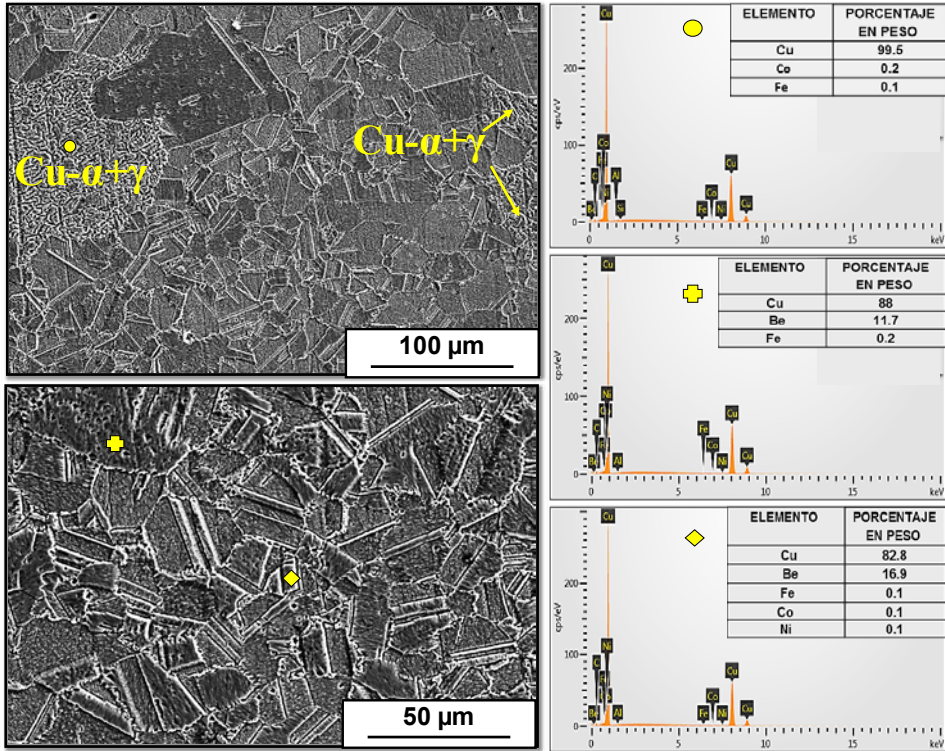
Vale la pena resaltar, que la microestructura presenta una apariencia particular con presencia de porosidades y zonas que indicarían que se presentó una leve fusión especialmente en el límite de grano de la fase $Cu-\alpha$. Lo anterior indica, que la línea de Solidus de esta aleación no cumpliría lo planteado en el diagrama de fases Cu-Be de la Figura 27, punto 1, ya que se presenta a menor temperatura debido al efecto de los elementos de aleación. Se debe tener en cuenta, que en las zonas en donde el material fundió; se presentaría un comportamiento peritético sobresaturado, la cual tendría como microestructura resultante $\alpha_{2,1\%Be} + L_{4,3\%Be} \leftrightarrow \beta_{4,0\%Be} + \alpha_{2,6\%Be}$. La presencia de fase β no es estable a temperatura ambiente

para este tipo de material, ya que esta fase es estable entre 4,3 y 9,8%Be a altas temperaturas (857 °C), y transformaría de manera eutectoide ($\beta_{6.09\%Be} \leftrightarrow \alpha_{1.9\%Be} + \gamma_{10.5\%Be}$) a 618 °C en condiciones estables de enfriamiento (aire quieto). Sin embargo, en esta aleación la fase β se transformaría de manera martensítica debido a las condiciones de enfriamiento aplicadas.

En cuanto al comportamiento mecánico (microdureza) de la aleación sometida a los tratamientos térmicos T750 °C, T800 °C y T850 °C, los resultados muestran un comportamiento bastante particular en comparación a los resultados del material de suministro. El material de suministro presentó la segunda dureza más alta de todos los ciclos térmicos evaluados (348HV_{0.5}). Mientras que los materiales sometidos únicamente a solubilizados con enfriamiento en agua presentaron bajas durezas: 112HV_{0.5} (T750), 119HV_{0.5} (T800) y 138HV_{0.5} (T850).

3.3.3 Solubilizado con enfriamiento al aire. En las Figuras 31, 32 y 33 se pueden apreciar las microestructuras del material sometido a tres temperaturas de solubilizado: 750 °C, 800 °C y 850 °C por 1 hora y enfriado lentamente al aire. En la microestructura del material solubilizado a 750 °C (Figura 31) se observa un comportamiento típico de un material enfriado bajo condiciones de equilibrio. En este material se presenta una microestructura heterogénea y bimodal compuesta por una gran mayoría de granos de fase alfa de cobre (99.5%Cu), maclados y de diferentes tamaños. Además, se observa la presencia de granos con altos porcentajes de berilio (11,7% y 16,9%Be), los cuales de acuerdo con el diagrama de estabilidad Cu-Be de la Figura 23, representarían la presencia de la fase gamma (γ) supersaturada. Estas fases son estables a valores de berilio comprendidos entre 10,3-12,4 %Be para la fase γ y de 20,4-38,5 %Be para la fase δ . Adicional a esto, se observan zonas binarias con presencia de fases $\alpha+\gamma$ producto del cambio de solubilidad del berilio en la fase alfa del cobre. Estas zonas debieron ser disueltas durante el solubilizado, lo que indica que la temperatura (750 °C) o el tiempo de solubilizado de una hora no fue el adecuado para lograr su disolución total en la fase alfa del cobre.

Figura 31. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 750 °C y enfiada al aire. (SEM-EDS).

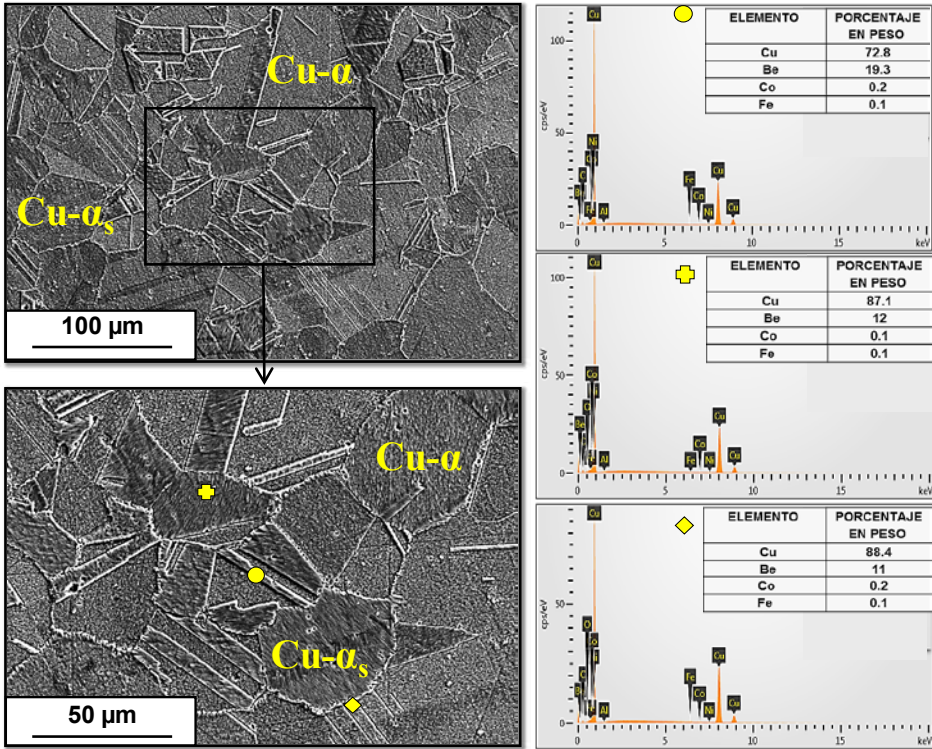


Fuente: Elaboración propia.

Al aumentar la temperatura a 800 °C (Figura 32), se observa un comportamiento muy similar al del material de la Figura 31 sin la presencia de las zonas binarias, lo que indica que a 800 °C se ha superado la línea de solvus y el material se encuentra en fase alfa de cobre. Es importante aclarar, que la temperatura de 750 °C se eligió siguiendo las indicaciones del diagrama de equilibrio Cu-Be de la Figura 27. En la figura se ve claramente que 750 °C es una temperatura adecuada para solubilizar completamente el material, porque a esta temperatura se presentaría una microestructura monofásica rica en fase alfa de cobre. Lógicamente, en una aleación de ingeniería, el efecto de los elementos de aleación y de las condiciones de fabricación pueden influir en la solubilidad de los elementos en la matriz de cobre, y, por ende, incrementar o disminuir las

líneas de solvus del sistema. En cuanto a los granos con altos porcentajes de berilio (11%, 12% y 19,3 %Be) nuevamente se asocian a la presencia de la fase γ supersaturada.

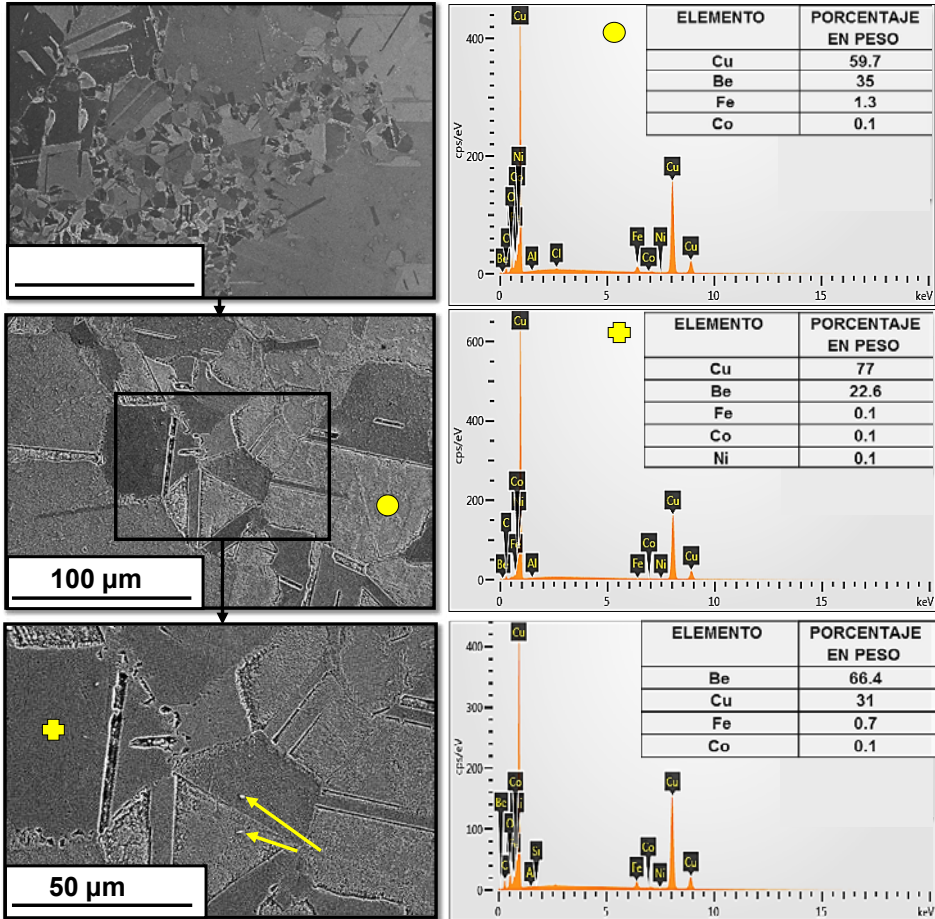
Figura 32. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 800°C y enfriada en aire. (SEM-EDS).



Fuente: Elaboración propia.

En cuanto a las probetas solubilizadas a 850 °C, la Figura 33 muestra un comportamiento muy similar al observado en la Figuras 31 y 32. Sin embargo, se observan límites de granos con presencia de fusión incipiente, lo que indicaría que la temperatura fue excesiva sobrepasando la línea de solidus en el sistema Cu-Be de la Figura 27. Además, se observó la presencia de precipitados ricos en berilio (66.4%) y cobre (31%) remanentes.

Figura 33. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 850°C y enfriada en aire. (SEM-EDS).

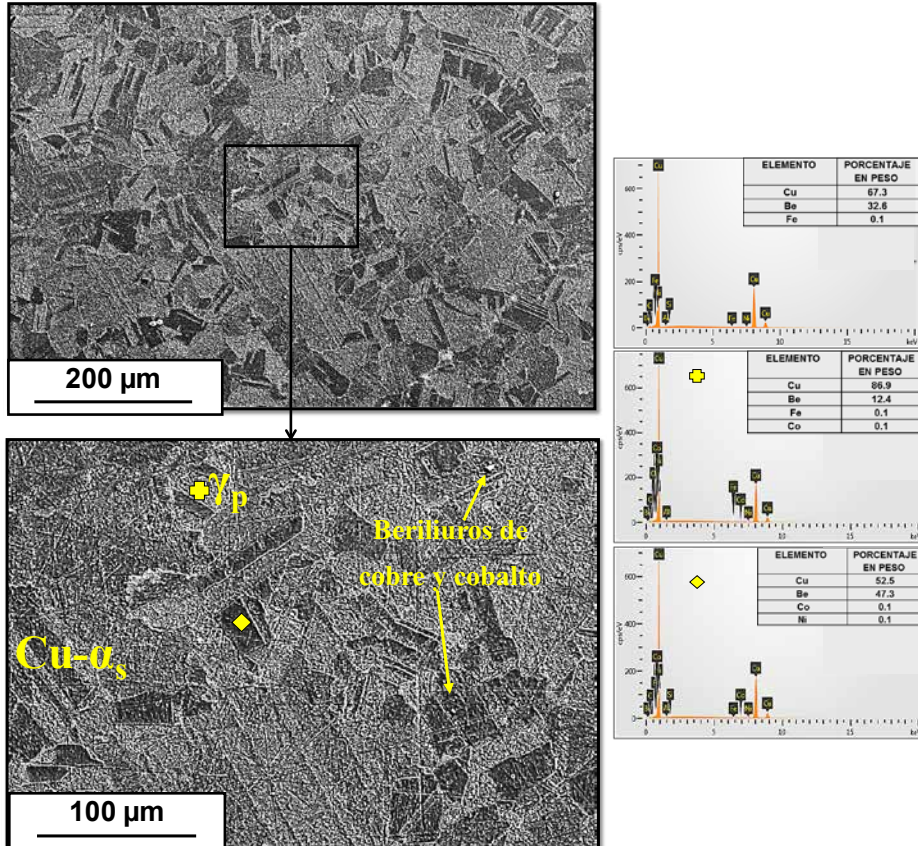


Fuente: Elaboración propia.

En cuanto al comportamiento mecánico (microdureza) de las aleaciones sometidas a los tratamientos térmicos N750, N800 y N850; los resultados muestran un comportamiento bastante particular en comparación a los resultados del material de suministro ($348\text{HV}_{0.5}$). En estos materiales se presentaron las más bajas durezas: $108\text{HV}_{0.5}$ (N750), $112\text{HV}_{0.5}$ (N800) y $145\text{HV}_{0.5}$ (N850) en comparación al material de suministro, y al solubilizado y enfriado en agua.

3.3.4 Solubilizado con enfriamiento al aire y envejecido (T6 modificado). Al envejecer el material a temperaturas superiores a 50°C, y después del enfriamiento drástico, posterior al solubilizado, implicaría la aplicación de un envejecimiento artificial, lo que comúnmente se conoce como tratamiento térmico T6. En este trabajo se quiso analizar cuál es el efecto del envejecido después del solubilizado, al utilizar un enfriamiento drástico (agua), o un enfriamiento en condiciones de equilibrio (aire). Inicialmente se analizaron las probetas enfriadas bajo condiciones de equilibrio después del solubilizado a 750°C, 800°C y 850°C y envejecidas a 300°C por 1 hora (ver Figuras 34, 35 y 36). En la microestructura del material solubilizado a 750 °C y envejecido a 300 °C durante 1 hora (Figura 34), se observa un comportamiento muy similar al de la Figura 30. En esta se presenta una microestructura bimodal, compuesta por una gran mayoría de granos de fase alfa de cobre y γ maclados y de diferentes tamaños. Sin embargo, se nota en el interior de los granos la presencia de precipitados homogéneamente distribuidos. Debido a este comportamiento, se realizó un mapeo general a la probeta mediante la técnica de espectrometría de energía dispersiva (EDS), con lo cual se detectó un alto porcentaje de berilio en solución sólida (32,6% Be). En vista de estos resultados, se realizaron análisis puntuales sobre la probeta, obteniendo altos valores de berilio del orden de 12,4 y 47,3 %Be, lo que de acuerdo con el sistema Cu-Be (Figura 3), indicaría la presencia de la fase γ_p y de la fase alfa supersaturada en berilio (α_s). Adicional a esto, se nota la presencia de beriliuros de cobalto y níquel uniformemente distribuidos.

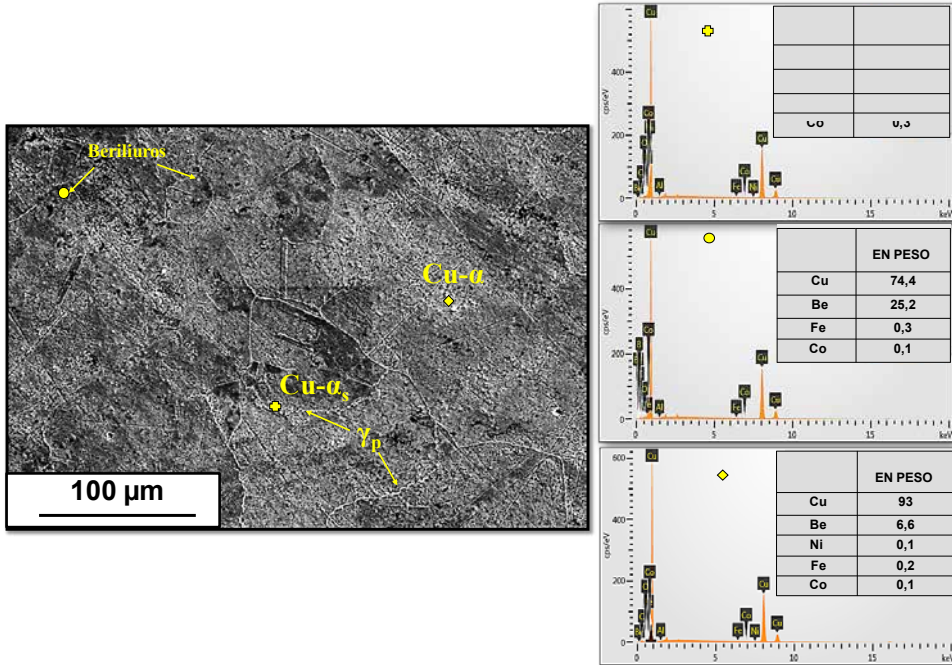
Figura 34. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 750°C y enfriada en aire con envejecido a 300°C durante 1 hora. (SEM-EDS).



Fuente: Elaboración propia.

En la Figura 35 se observa una microestructura con presencia de beriluros de cobre y cobalto distribuidos en la matriz $\text{Cu-}\alpha$ con una morfología esférica. Debido al tiempo de envejecido corto; comienzan a nuclear en los límites de granos los primeros precipitados metaestables γ . Las zonas grises claras son ricas en $\text{Cu-}\alpha$, con presencia de Be que no logró precipitar.

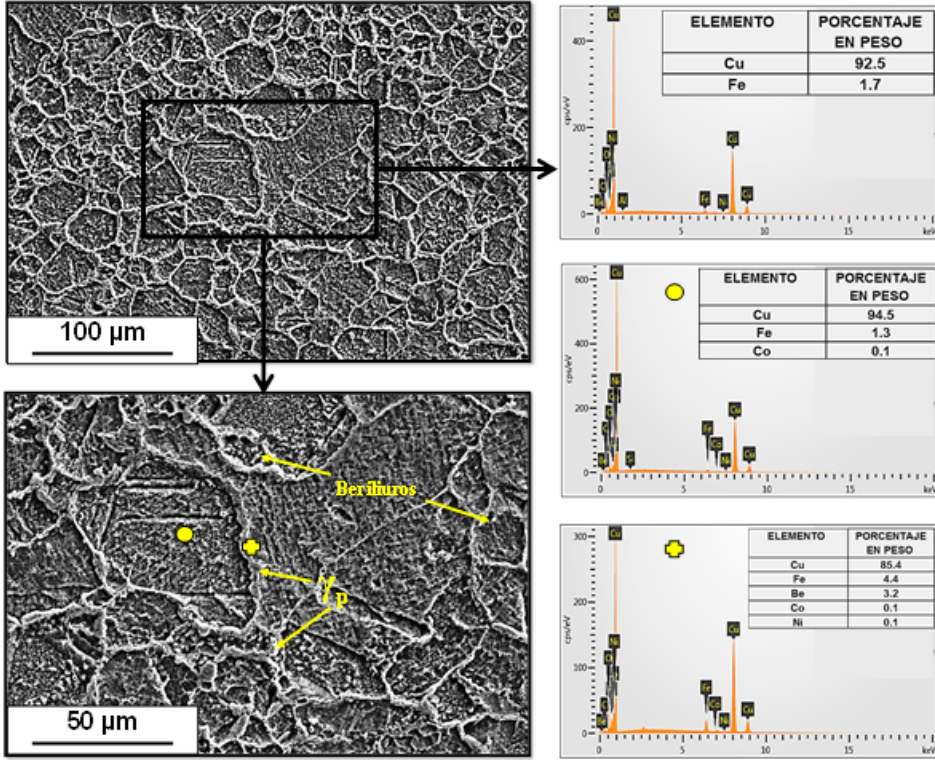
Figura 35. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 800°C y enfriada en aire con envejecido a 300°C durante 1 hora. (SEM-EDS).



Fuente: Elaboración propia.

En la Figura 36 se presenta la micrografía y el análisis elemental de la aleación solubilizada en aire a 850°C y envejecida 1 hora. La figura muestra algunos granos con maclas de recocido y la presencia de precipitados γ_p en los bordes de grano que comenzaron a formarse; dentro de los granos se puede ver berilios (puntos blancos) distribuidos en toda la superficie. En comparación al solubilizado en aire de cada una de las temperaturas tratadas, las probetas envejecidas no mostraron ninguna mejora en sus propiedades. Esto se debe a que el poco tiempo de sostenimiento durante el tratamiento de precipitado influyó para que los compuestos de segunda fase (γ_p) solo comenzaran a formarse en los límites de grano, ya que siguen como compuestos retenidos (berilios) dentro de los granos.

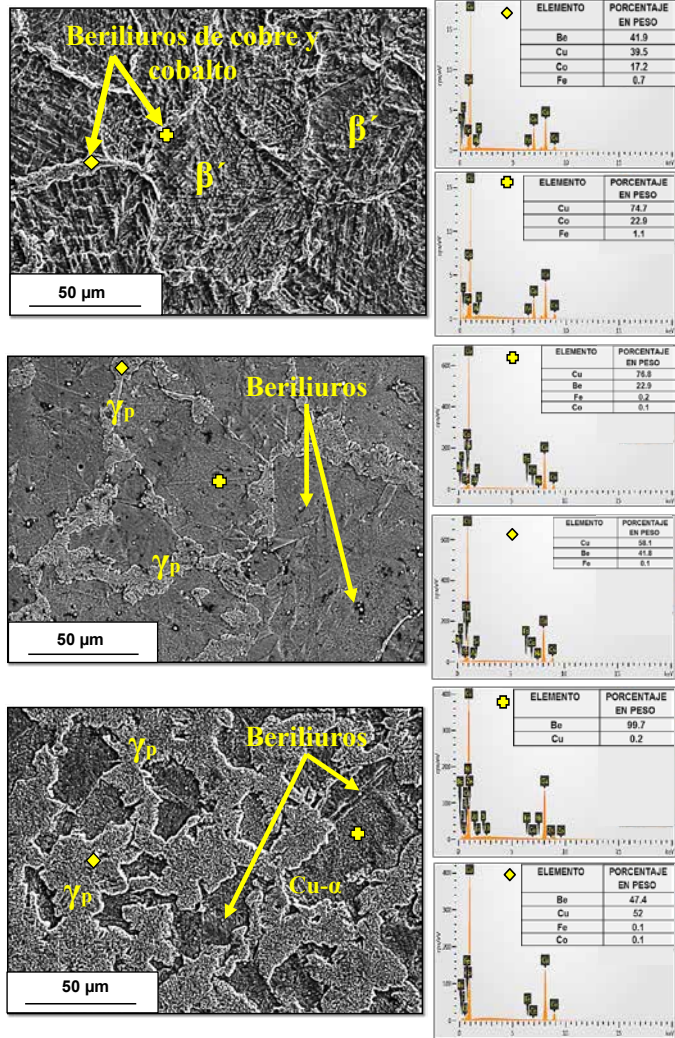
Figura 36. Micrografías y análisis elemental. MOLDMAX HH solubilizada a 850°C y enfriada en aire con envejecido a 300°C durante 1 hora. (SEM-EDS).



Fuente: Elaboración propia.

3.3.5 Solubilizado con enfriamiento en agua y envejecido (T6). El efecto de los precipitados en las probetas solubilizadas y enfriadas en agua se ve marcado por el tiempo de envejecido. En la Figura 37a se puede observar la micrografía de la aleación solubilizada a 750 °C, enfriada en agua y envejecida con 1 hora. En esta se puede ver la presencia de la fase β' dentro del grano. Adicional a esto, se puede observar la presencia de beriliuros distribuidos uniformemente dentro de los granos con morfología esférica (secundarios) y en los límites en forma alargada (primarios).

Figura 37. Comportamiento microestructural de la aleación MOLDMAX HH solubilizada a 750°C y enfriada en agua con envejecido a 300°C durante (a) 1 hora; (b) 2 horas y (c) 3 horas.



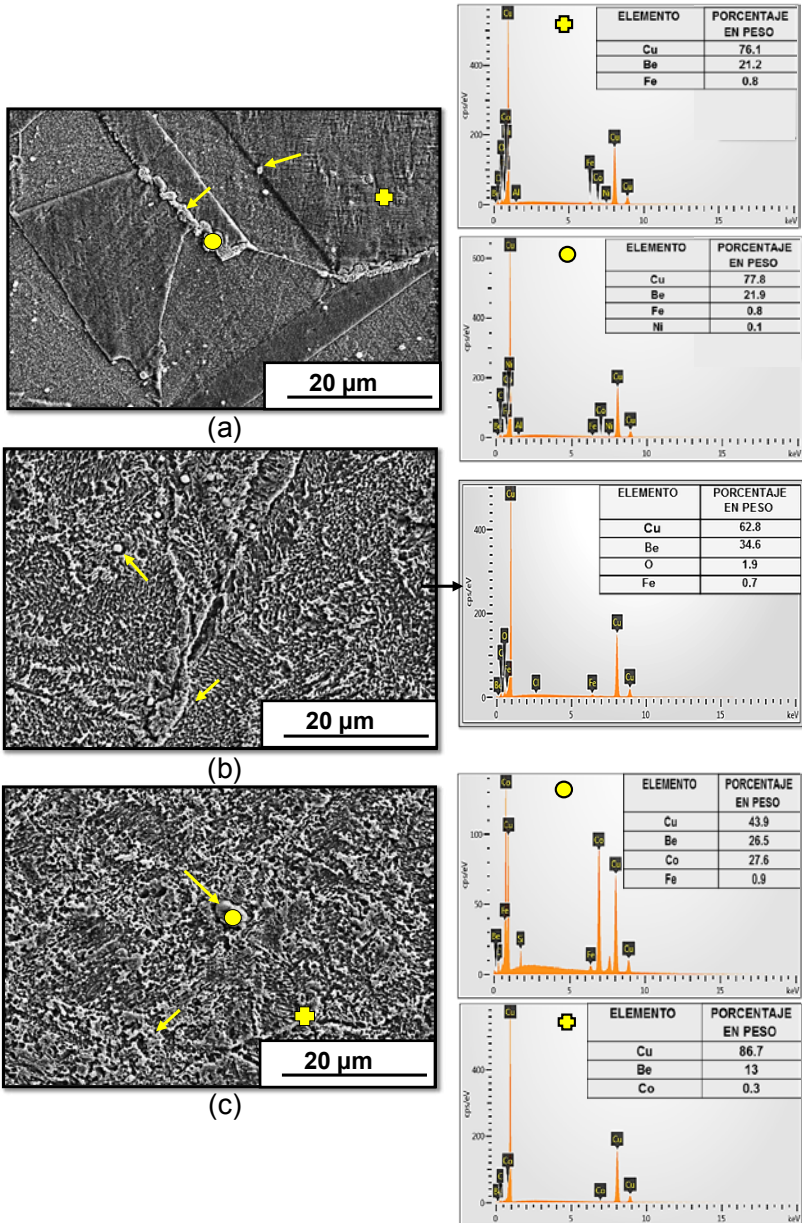
Fuente: Elaboración propia.

El comportamiento mecánico de esta probeta muestra una alta dureza con valores de 353,2 HV_{0,5} y 360 HV_{0,5}. Esto se debe a que, con 1 hora de envejecido, el berilio comienza a salir de la matriz de cobre para formar compuestos de segunda fase. Al aumentar el tiempo de envejecido a 2

horas (Figura 37b) y 3 horas (Figura 37c), se observa un comportamiento similar al envejecido con 1 hora, respecto a los beriliuros y su distribución. Por otra lado, la fase γ_p está presente en los límites de grano por la alta difusión de berilio dentro de la matriz de cobre.

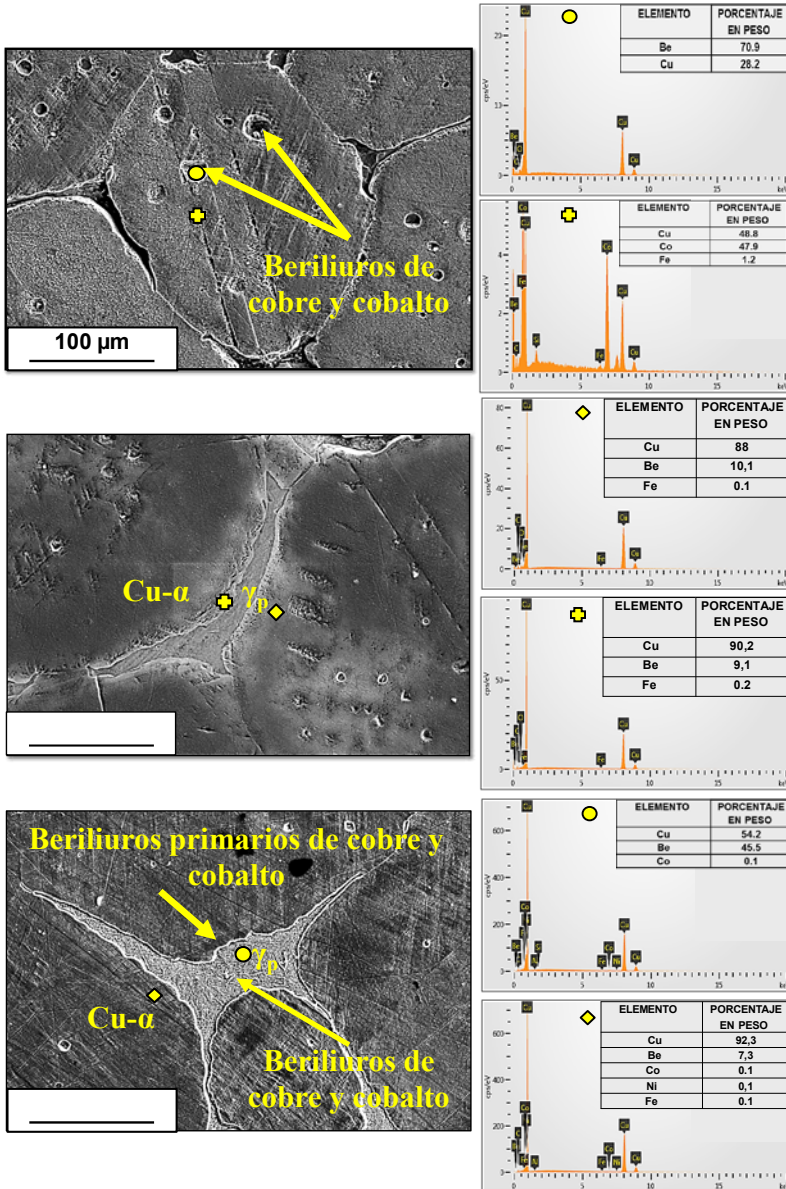
La Figura 38 muestra el comportamiento microestructural de las probetas solubilizadas a 800 °C con tiempos de envejecido de 1, 2 y 3 horas. En la Figura 38a se observa el inicio de la precipitación de la fase γ_p sobre los límites de grano o límites de macla después de 1 hora de envejecido. Aumentando el tiempo de envejecido a 2 horas se puede observar (ver Figura 38b) una mayor presencia de precipitados γ_p en los límites de grano con alto contenido de berilio. En la figura también se observa la presencia de beriliuros primarios en los límites de grano y secundarios dentro de los mismos. En la muestra con 3 horas de envejecido (Figura 38c) se puede ver una reducción del tamaño de grano con respecto a la de 2 horas, así como la presencia de cobre alfa sobresaturada y beriliuros de cobre y cobalto con morfología esférica. Los resultados son coherentes con las pruebas realizadas por Guoliang *et al.* [5] y Tang *et al.* [9] que con tratamientos de solubilizado a temperaturas aproximadas a 800°C, y con tiempos de envejecido cercanos a 4 horas, se encontraron con precipitados de transición γ' en equilibrio en forma de tiras delgadas distribuidas en estado de equilibrio dentro de la matriz de cobre α . Por otra parte, para un solubilizado a 850 °C y envejecido a 1, 2 y 3 horas (Figura 39), se presenta un aumento del tamaño de grano con respecto a las otras temperaturas de solubilizado y envejecidas. Como característica particular entre los 3 tiempos de envejecido se nota la presencia de poros dentro de los granos ricos en berilio y cobalto (beriliuros).

Figura 38. Comportamiento microestructural de la aleación MOLDMAX HH solubilizada a 800°C y enfriada en agua con envejecido a 300°C durante (a) 1 hora, (b) 2 horas y (c) 3 horas.



Fuente: Elaboración propia.

Figura 39. Comportamiento microestructural de la aleación MOLDMAX HH solubilizada a 850°C y enfriada en agua con envejecido a 300°C durante (a) 1 hora, (b) 2 horas y (c) 3 horas.



Fuente: Elaboración propia.

Con 1 hora (Figura 39a) y 2 horas (Figura 39b) de envejecido se observan algunas maclas, también algunas zonas de cobre alfa y alto contenido de berilio en los límites de grano. Para 3 horas (Figura 39c) se nota zonas de cobre alfa y precipitados gamma en los bordes de grano, además de beriliuros primarios. Los resultados en la microestructura son congruentes con el estudio realizado por Guoliang *et al.* [5], quienes determinaron que con un envejecido a 2h se revela una solución sobresaturada de cobre α con precipitados coherentes de berilio característicos de la fase γ'' . En cuanto al comportamiento mecánico, se presentó un incremento de dureza con relación al tiempo de envejecido. Esto se debe al aumento de beriliuros secundarios constituidos principalmente por cobre, berilio y cobalto, dentro de la matriz de cobre. Así lo determinaron Kizilaslan y Altinsoy [23], quienes en su investigación encontraron que estos compuestos son los responsables del aumento en la dureza de esta aleación. Por lo tanto, en este caso se puede decir que con el aumento del tiempo de envejecido los beriliuros precipitaron uniformemente de forma correcta dentro de la matriz.

4. Conclusiones y recomendaciones

Se determinaron las fases presentes tanto para el material de suministro como para cada ciclo térmico aplicado. La caracterización de la aleación presentó comportamientos microestructurales atípicos para una aleación cobre-berilio según lo planteado en el diagrama de fases. Se encontró que las probetas solubilizadas y enfriadas al agua no mostraron un comportamiento monofásico tal como deja ver el diagrama de fases CuBe de las Figuras 3 y 26. En cambio, en la probeta a 750 °C hubo una falta de disolución de la fase β , la cual transformó en fase $\alpha + \gamma$ por reacción eutectoide teniendo un comportamiento bifásico. Por esta razón, lo planteado en el diagrama de la Figura 3 no se cumpliría para la línea de solvus, presentándose a mayor temperatura por efecto de los elementos aleantes. Por otro lado, a 850 °C se presentó una leve fusión principalmente en los límites de grano, obteniendo un comportamiento peritético sobresaturado, con lo que se puede afirmar que la línea de solidus tampoco cumpliría con lo establecido por la Figura 3, donde se comenzaría a presentar desde temperaturas próximas a 900 °C para la aleación C17200.

Cada ciclo térmico aplicado mostró mejoras significativas con respecto al material de suministro (estado de entrega T6) que fue tomado como punto de referencia. El material de suministro tuvo el peor comportamiento al desgaste de todo el material evaluado al presentar la mayor pérdida volumétrica. Debido a esto, las variaciones microestructurales tuvieron una influencia positiva con respecto al desgaste abrasivo de la aleación.

Las probetas que reportan mejor comportamiento al desgaste abrasivo y, por ende, las menores pérdidas volumétricas, fueron las que solo fueron

solubilizadas y enfriadas tanto en agua como al aire sin envejecido. En estas probetas solo se presentan los mecanismos de endurecimiento por solución sólida y por deformación. Las probetas envejecidas no presentaron un buen comportamiento al desgaste debido esencialmente al desprendimiento de los precipitados. Estos no lograron mantenerse sobre la superficie de la pieza con el fin de proteger al material subyacente, lo cual produjo mayores pérdidas volumétricas.

Se recomienda que los tratamientos térmicos para todas las muestras se realicen en condiciones controladas de enfriamiento, ya que factores ambientales como la temperatura ambiente o la humedad relativa pueden ser un factor desestabilizante y, por lo tanto, pueden afectar los resultados de las mediciones. Los factores ambientales pueden jugar también un papel fundamental a la hora de realizar la prueba de rueda de caucho y arena seca, ya que en condiciones lluviosas la arena puede presentar altos contenidos de humedad. Para esto, la norma ASTM G65 [16] establece que si la humedad presente en la arena es igual o superior al 0.5% en peso, se debe secar a 100 °C durante mínimo una hora, con el fin de evitar variaciones en las mediciones de desgaste abrasivo sobre las muestras.

La caracterización metalográfica de las probetas se debe realizar en un entorno libre de humedad y con mucho cuidado desde el lijado de desbaste hasta el pulido fino, para evitar problemas con los resultados a la hora de manipular las muestras dentro de los equipos. Por otra parte, los equipos de caracterización se deben utilizar con la mayor limpieza y cuidado posible para no tener que trabajar con impurezas o causar daños que no permitan obtener conclusiones claras a la hora del análisis de resultados.

Para estudios futuros, se recomienda utilizar técnicas de caracterización más avanzadas, que permitan determinar el tipo de precipitados de transición y su función dentro de la estructura con mayor exactitud. Estas técnicas pueden ser difracción de electrones retrodispersados (EBSD), difracción de rayos X (DRX), microscopía electrónica de transmisión (TEM) y/o microscopía electrónica de transmisión de alta resolución (HRTEM), entre otras, ya que debido a la limitación en el presupuesto no se pudieron hacer en esta investigación.

5. Referencias

- [1] S. Hernández et al., "Influence of temperature on abrasive wear of boron steel and hot forming tool steels", *Wear*, vol. 338-339, pp. 27-35, sep. 2015.
- [2] J.C. Gutiérrez et al., "Evaluación de la resistencia al desgaste abrasivo en recubrimientos duros para aplicaciones en la industria minera", *Scientia et Technica*, vol. 2, no. 25, pp. 149-154, ago. 2004.
- [3] M.F. Yan, et al., "Microstructure and mechanical properties of copper-titanium-nitrogen multiphase layers produced by a duplex treatment on C17200 copper-beryllium alloy", *Materials and Design*, vol. 84, pp. 10-17, nov. 2015.
- [4] K.X. Zhou, et al., "Precipitation behavior and properties of aged Cu-0.23Be- 0.84Co alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 658, pp. 920-930, feb. 2016.
- [5] X. Guoliang, et al., "The precipitation behavior and strengthening of a Cu-2.0 wt% Be alloy", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 558, pp. 326-330, dic. 2012.
- [6] Z.W. Zhong, M.H. Leong y X.D. Liu, "The wear rates and performance of three mold insert materials", *Materials and Design*, vol. 32, no. 2, pp. 643-648, feb. 2011.

- [7] L. Yagmur, "Effect of microstructure on internal friction and Young's modulus of aged Cu-Be alloy", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 523, pp. 65-69, oct. 2009.
- [8] R. Monzen et al., "Watanabe Bend formability and strength of Cu-Be-Co alloys", *J. Mater. Sci*, vol 46, no. 12, pp. 4284-4289, ene. 2011.
- [9] Y. Tang et al., "The effect of aging process on the microstructure and mechanical properties of a Cu-Be-Co-Ni alloy", *Materials & Design*, vol. 85, pp. 332-341, nov. 2017.
- [10] W.F. Smith, *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales*. España: Editorial McGraw-Hill, 1998.
- [11] R. Nunes et al. *ASM Handbook: Volume 2 Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special - Purpose Materials*, Décima edición, ASM International, 1992.
- [12] T. Arai et al. *ASM HandBook: Volume 4 Heat Treating*, Décima edición, ASM International, 1991.
- [13] B. Adams et al. *ASM HandBook: Volume 9 Metallography and Microstructures*, Novena edición, ASM International, 2004.
- [14] A. Anderson et al. *ASM Handbook: Volume 18 Friction, Lubrication, and Wear Technology*, Décima edición, ASM International, 1992.
- [15] ASTM G40-15, Standard Terminology Relating to Wear and Erosion, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.
- [16] ASTM G65-00, Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2003.
- [17] G. Straffelini et al., "Dry sliding wear of Cu-Be alloys", *Wear*, vol. 523, pp. 65-69, ene. 2005.
- [18] ASTM E3-01, Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2003.
- [19] ASTM E140-07, Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hard-

- ness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, and Scleroscope Hardness, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2007.
- [20] ASTM E384-11, Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011.
- [21] D. Mesa, O.F. Higuera y E. Ariza, *Fundamentos de tribología*, Colombia, Pereira: Universidad Tecnológica de Pereira, 2017.
- [22] **L. Yagmur, O. Duygulu y B. Aydemir**, "Investigation of metastable γ' precipitate using HRTEM in aged Cu-Be alloy", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, pp. 4147 - 4151, may. 2011.
- [23] A. Kizilaslan e I. Altinsoy, "The mechanism of two-step increases in hardness of precipitation hardened CuCoNiBe alloys and characterization of precipitates", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 701, p. 116 - 121, abr. 2017.
- [24] UDDEHOLMS AB, *MOLDMAX HH*, Ficha técnica, 2018. [En línea], Disponible en: <https://www.asteco.com.co/images/imagenes/productos/aceros/acerosparamoldes/fichastecnicas/Ficha-Tecnica-Moldmax-HH.pdf>.

Los autores



Óscar Fabián Higuera-Cobos, nació en Bucaramanga, Santander, Colombia en 1976. Egresado de la Universidad Industrial de Santander, en donde obtuvo los títulos de Ingeniero Metalúrgico en el año 2000 y de M.Sc. en Ingeniería Metalúrgica en el año 2004. Ph.D. en Ciencia e Ingeniería de los Materiales de la Universidad Politécnica de Cataluña, España en el año 2013. Desde el 2001 y durante sus estudios de maestría (2004), trabajó como profesor en la Universidad Industrial de Santander. Posteriormente, trabajó como profesor de planta en la Universidad Tecnológica de Pereira en el período 2005-2015. Actualmente, es profesor asociado y director del grupo de investigación CONFORMAT del programa de Ingeniería Mecánica de la Facultad de Ingeniería de la Universidad del Atlántico. Es autor de 2 libros relacionados con las áreas de materiales y tribología, así como de diferentes artículos relacionados con la Ingeniería Metalúrgica y la Ciencia de los Materiales. Las principales áreas de investigación del Dr. Higuera están relacionadas con la deformación plástica severa, la electroquímica y el medio ambiente, la metalurgia física, los tratamientos térmicos y los materiales avanzados.



Isabel Cristina Niño Camacho, nació en Barranquilla, Atlántico, Colombia en 1972. Egresada de la Universidad Industrial de Santander, en donde obtuvo el título de Ingeniero Metalúrgico en el año 2000. M.Sc. en Ingeniería Industrial de la Escuela Nacional de Ingenieros de Metz, Francia y Ph.D. en Ciencias, mención: Gerencia de la Universidad Privada Dr. Rafael Belloso Chacín, Maracaibo, Venezuela. Especialista en Acredi-

tación de Laboratorios Norma ISO-IEC 17025. Posee certificaciones internacionales de la Sociedad Americana de Soldadura AWS - Certified Welding Educator CWE y Sociedad Americana de Ensayos no Destructivos ASNT-SDT; Certified Airborne Inspector Ultrasound Nivel I. Con veinte años de experiencia como instructora del SENA y del Centro Nacional Colombo Alemán en las áreas de Materiales de Ingeniería; Tratamientos Térmicos; Ensayos No Destructivos; Ensayos Destructivos; Diseño de Productos Industriales; Gestión del Ciclo de Vida del Producto PLM; Procesos de Manufactura; Mantenimiento Predictivo-Ultrasonido Pasivo; Manejo e Interpretación de Códigos de Soldadura. Responsable Técnico del Laboratorio de Ensayos de Materiales acreditado ante la Superintendencia de Industria y Comercio SIC 2000 al 2005 y Líder de Servicios Tecnológicos en laboratorios acreditados ante Organismo Nacional de Acreditación ONAC 2019-2020. Gestor de laboratorios acreditados ante ONAC 2020. Investigador junior del SENA, adscrito al grupo de investigación CNCA-SENA. Autor de un libro en Políticas Públicas de Ciencia y Tecnología y artículos relacionados con Materiales de Ingeniería. Con grandes logros como directora de proyectos como diseño y concepción de un vehículo tipo Fórmula Uno y acreditación de Laboratorios de Ensayo y Metrología con la Norma ISO-IEC- 17025.



Hugo Alexander González Romero, Ingeniero Metalúrgico egresado de la Universidad Industrial de Santander en 2014. Actualmente, trabaja en las área de caracterización de materiales orgánicos e inorgánicos mediante microscopía electrónica de barrido y espectroscopia de energía dispersiva (SEM/EDS); inspección, mantenimiento y análisis de falla, aplicado a componentes de maquinaria industrial; tuberías de hidrocarburos y estructuras metálicas mediante ensayos no destructivos (END); ensayos destructivos; ingeniería de soldadura; monitoreo de corrosión; tratamientos térmicos; y, control de calidad de sistemas de recubrimientos.



Samir Alfonso Hurtado Ferrer, nació en Barranquilla, Atlántico, Colombia en 1990. Egresado de la Universidad del Atlántico, en donde obtuvo el título de Ingeniero Mecánico en el año 2017. Desde el año 2018 se ha desempeñado en el sector Oil & Gas; en las áreas de mantenimiento y calidad.



Luis Francisco Orozco Lobo, nació en Barranquilla, Atlántico, Colombia en el año 1992. Egresado de la Universidad del Atlántico, en donde obtuvo el título de Ingeniero Mecánico en el año 2017. Entre el año 2018 y principios del 2019, se desempeñó como ingeniero de planta en el sector energético liderando procesos productivos con certificación API e ISO para la industria del petróleo y gas. Actualmente, trabaja en el cargo de analista técnico y de ingeniería en el sector asegurador.