



Universidad de Concepción

Facultad de ingeniería

Ingeniería civil de Materiales

**“Estudio de una aleación concentrada compleja
CrFeNiMn como ligante para WC: caracterización
microestructural y tribológica”**

Tesis presentada a la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Concepción
para optar al título de Ingeniero Civil de Materiales.

Por:

Kevin Alexander Manosalva Neira.

Profesor guía;

Profesor Guía: Dr. Nicolas Araya

Concepción, Chile 2026

© 2026 Kevin Manosalva Neira

Se autoriza la reproducción total o parcial, con fines académicos, por cualquier medio o procedimiento, incluyendo la cita bibliográfica del documento.

RESUMEN

En el contexto nacional, la industria minera generó un 14,6 % del PIB del país durante el año 2021, la cual presenta desafíos críticos asociados a los fenómenos tribológicos que representan cerca del 23 % del consumo energético a nivel global. Bajo estas condiciones, los compuestos metal-cerámicos (CERMETS) han adquirido una gran relevancia, siendo el WC-Co el cermet predominante en las industrias. Sin embargo, el uso de cobalto como ligante presenta desventajas críticas como su elevado costo, escasez debido a la dificultad de extracción y riesgos para la salud al ser considerado cancerígeno.

Frente a la necesidad de buscar reemplazos adecuados para el cobalto, las aleaciones concentradas complejas surgen como alternativa, debido a sus mecanismos de endurecimiento por deformación y una distorsión de red severa derivada del desajuste de tamaños atómicos.

Por consiguiente, este trabajo propone el desarrollo de un cermet a partir de una aleación concentrada compleja $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ obtenida mediante molienda de alta energía, la cual actuará como fase ligante en una matriz de WC. El objetivo es evaluar la influencia de la CCA en la microestructura y la continuidad de la fase mediante SEM y DRX, determinar la tenacidad a la fractura mediante el método Palmqvist y el desempeño tribológico del sistema bajo las condiciones de la norma ASTM B611.

Los resultados obtenidos que mediante la ruta de sinterización convencional (press and sinter) resulta insuficiente para alcanzar una densificación sobre el 80%. Por ende, se utilizaron 900°C y 50 Mpa, se alcanzó una densificación post sinterizado del 93,7 %. Este proceso facilitó una disociación del WC hacia el ligante influenciando la microestructura, logrando valores de fractotenacidad de $34,5 \text{ MPa}\sqrt{m}$ y una dureza promedio de 590 HV. Finalmente, el cermet presentó una ductilidad que favorece un mecanismo de refuerzo mediante el anclaje de partículas abrasivas disminuyendo la pérdida de masa en el ensayo tribológico.

Agradecimientos

En la siguiente sección, deseo expresar un agradecimiento especial a todas las personas que formaron parte de mi etapa universitaria, quienes me acompañaron y contribuyeron a mi crecimiento personal durante estos años.

Agradezco, en primer lugar, a mi hermano Cristopher, quien me brindó un apoyo incondicional incluso en los momentos más difíciles; ha sido padre, profesor, amigo y compañero, convirtiéndose en un guía en todos los aspectos de mi vida y demostrándome lo que significa ser un hermano mayor.

A mi profesor guía, el profesor Nicolás Araya, por brindarme su apoyo y orientación durante el desarrollo de esta tesis, agradeciendo especialmente la paciencia que tuvo conmigo en todo momento.

A Lizl, a quien tuve la fortuna de volver a encontrar después de varios años y quien decidió emprender este camino a mi lado, llenando mi vida de color, enseñándome el significado del afecto y motivándome siempre a ser una mejor persona.

A mis amistades, quienes hicieron esta etapa más amena. Agradezco especialmente al Ing. Iván Cid, con quien compartí penas y alegrías; él me enseñó a nunca rendirme en ninguna asignatura, sin importar cuán complicada fuese dar siempre lo mejor de mí.

A mi familia, especialmente a mis padres César y Yesica, por brindarme su amor, paciencia y apoyo incondicional cuando me rendía; ellos me enseñaron que la perseverancia lo es todo. Agradezco a mis hermanos Samira y Benjamín, con quienes he superado momentos complicados, saliendo siempre adelante juntos.

Finalmente, a todo el equipo TPMS, quienes siempre estuvieron dispuestos a enseñar y guiar a quienes no teníamos experiencia en el laboratorio. Agradezco especialmente a Yovany, por disponer de su tiempo y tener la total disposición de ayudarme; su apoyo fue fundamental para la realización de este trabajo.

ÍNDICE

1.	Introducción	9
2.	Marco teórico.....	13
2.1.	Cermets.....	13
2.2.	Aleaciones concentradas complejas.....	14
2.3.	Aleación mecánica.....	18
2.4.	Metalurgia de polvos.....	20
2.5.	Hotpressing	27
2.6.	Desgaste abrasivo	29
3.	Hipótesis y objetivos	32
4.	Procedimiento experimental	33
4.1.	Materiales para formación de polvo	33
4.2.	Preparación de mezcla	34
4.3.	Press and sinter	35
4.4.	Hotpressing cermet WC- $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$	36
4.5.	Preparación de análisis microestructural	37
4.6.	Microscopia electrónica de barrido (SEM)	37
4.7.	Difracción de rayos X.....	37
4.8.	Medición de densidad.....	38
4.9.	Medición de fractotenacidad Palmqvist	39
4.10.	Medición de desgaste abrasivo	40
4.11.	Dureza y micro dureza Vickers.....	41
5.	Resultados y discusiones	43
5.1.	DRX polvos CCA	43
5.2.	SEM-EDS polvos WC-CCA.....	44
5.3.	Densificación cermets WC-CCA	45
5.4.	DRX cermet.....	48
5.5.	Imágenes SEM-EDS.....	49
5.6.	Dureza y micro dureza Vickers	53
5.7.	Fractotenacidad Palmqvist	55
5.8.	Desgaste abrasivo norma B611	57

6.	Conclusiones.....	64
7.	Recomendaciones.	66
8.	Referencias	67
9.	Anexos.....	2

Lista de figuras

FIGURA 1. LA FASE METÁLICA ACTÚA COMO AGLUTINANTE FRENTE A LA FASE CERÁMICA PRINCIPAL, EN LA CUAL AMBAS FASES PRESENTES FORMAN UNA ESTRUCTURA CONTINUA E INTERCONECTADAS.	13
FIGURA 2. SE PRESENTAN ESTRUCTURAS FCC (A) Y BCC (B) CON 5 ELEMENTOS Y SUS POSIBLES POSICIONAMIENTOS.	17
FIGURA 3. ESQUEMA DEL PROCESO DE ALEACIÓN MECÁNICA; EXTRAÍDO DE [44].	19
FIGURA 4. ESQUEMA DEL MECANISMO DE MOVIMIENTO DE LA MOLIENDA; EXTRAÍDO Y MODIFICADO DE [49].	20
FIGURA 5. ESQUEMA DE PROCESO PULVIMETALÚRGICO CONVENCIONAL, EXTRAÍDO Y MODIFICADO DE [31]	21
FIGURA 6. TIPOS DE MORFOLOGÍA DE POLVOS. EXTRAÍDO Y MODIFICADO DE [34].	22
FIGURA 7. ESQUEMA DEL PROCESO DE COMPACTACIÓN UNIAxIAL; ELABORADO POR EL AUTOR.....	23
FIGURA 8. PROCESO DE DEFORMACIÓN QUE SUFREN LAS PARTÍCULAS AL MOMENTO DE COMPACTAR, EXTRAÍDO Y MODIFICADO DE [36].	24
FIGURA 9. ETAPAS DEL PROCESO DE SINTERIZADO; ELABORADO POR EL AUTOR.....	25
FIGURA 10. ESQUEMA DE PRENSADO EN CALIENTE; ELABORADO POR EL AUTOR.....	27
FIGURA 11. ESQUEMA DE DESGASTE ABRASIVO, A) DOS CUERPOS B) TRES CUERPOS; ELABORADO POR EL AUTOR.....	30
FIGURA 12. A) CÁMARA DE GUANTES PLAS LABS MODELO 850-NB/EXP. B) MOLINO PLANETARIO RÁPIDO MODELO PM 400.....	34
FIGURA 13. DIMENSIONES DE PROBETA CILÍNDRICAS; ELABORADO POR EL AUTOR	35
FIGURA 14. PRENSA HIDRÁULICA PARA COMPACTACIÓN DE PIEZAS CIRCULARES CON MATRIZ, HASTA 700 MPa (M1).	35
FIGURA 15. CURVA DE SINTERIZACIÓN HOTPRESSING.....	36
FIGURA 16. HORNO PRENSADO EN CALIENTE (HP-20, THERMAL TECHNOLOGY SYSTEMS, USA)	37
FIGURA 17. SATURACIÓN DE MUESTRAS EN VACÍO MEDIANTE ENSAYO DE ARQUÍMEDES..	39
FIGURA 18. ESQUEMA DE ENSAYO PALMQVIST; ELABORADO POR EL AUTOR.....	39
FIGURA 19. EQUIPO NORMA ASTM B611, A) MUESTRA A PROBAR, (B) RUEDA DE ACERO, (C) LODO ABRASIVO (Al_2O_3), (D) ALETAS PARA MOVILIZAR EL LODO, (E) CONTRAPESO PARA GENERAR FUERZA NORMAL.	40
FIGURA 20. ESQUEMA DE FUNCIONAMIENTO DEL ENSAYO DE DESGASTE	41
FIGURA 21. MICRODURÓMETRO UTILIZADO PARA PERFIL DE DUREZA ($HV0.01 \rightarrow HV1$)..	42
FIGURA 22. ESQUEMA DE INDENTACIÓN REALIZADA MEDIANTE PUNTA DE DIAMANTE.....	42
FIGURA 23. DIFRACTOGRAMA DE RAYOS X POLVOS CrFeNiMn A DIFERENTES TIEMPOS DE MOLIENDA EFECTIVA.	43

FIGURA 24. SEM DE WC- <i>Cr20Fe30Mn5Ni45</i> MEZCLADO PREVIO A SINTERIZACIÓN, MAGNITUD X500.	45
FIGURA 25. M1- SINTERIZACIÓN CONVENCIONAL (A), M2- SINTERIZACIÓN MEDIANTE HP (B)	46
FIGURA 26. TABLA DE PROMEDIO DE DENSIFICACIÓN MEDIANTE HP Y PM	47
FIGURA 27. DIFRACTOGRAMA DE MUESTRAS WC-CCA SINTERIZADAS MEDIANTE HP POR 2 HRS.	48
FIGURA 28. DISTRIBUCIÓN SUPERFICIAL MEDIANTE IMAGEN SEM DE WC-CCA, MAGNITUD A) X250; B) X500;.....	50
FIGURA 29. DISTRIBUCIÓN SUPERFICIAL MEDIANTE IMAGEN SEM DE WC-CCA, MAGNITUD A) X1000; B) X3000;.....	51
FIGURA 30. IMAGEN EDS PUNTUAL CON TABLA DE ESPECTRO.	52
FIGURA 31. SEM+EDS MAPPING X1000 DE WC-CCA SINTERIZADA MEDIANTE HP	52
FIGURA 32. PERFIL ELEMENTAL EDS DE WC-CCA SINTERIZADA POR HP	53
FIGURA 33. PERFIL DE DUREZA EN GPA DE WC-CCA	54
FIGURA 34. PROMEDIO DE DUREZA EN GPA DE WC- <i>Cr20Fe30Mn5Ni45</i>	55
FIGURA 35. MEDICIÓN DE INDENTACIÓN MEDIANTE PALMQVIST WC-CCA	55
FIGURA 36. PROMEDIO DE FRACTOTENACIDAD PALMQVIST DE CERMET WC-CCA.	57
FIGURA 37. IMAGEN DE LA PROPAGACIÓN DE GRIETA EN EL BORDE DEL CARBURO	57
FIGURA 38. PROBETA SOMETIDA A ENSAYO 100 RPM DURANTE 10 MINUTOS.	58
FIGURA 39. IMÁGENES SEM DE SUPERFICIE DESGASTADA EN CONDICIONES ABRASIVAS X500	59
FIGURA 40. IMÁGENES MAPPING DE SEM-EDS PRESENTE LA DISTRIBUCIÓN DEL CERMET WC-CCA POSTERIOR A LA HUELLA DE DESGASTE.....	59
FIGURA 41. IMÁGENES SEM INCRUSTACIONES DE (<i>Al2O3</i>), EN SUPERFICIE POST ENSAYO.	60
FIGURA 42. IMAGEN SEM+RGB MAPPING, WC-CCA DE INCRUSTACIÓN <i>Al2O3</i>	60
FIGURA 43. MEDICIÓN LINEAL DE INTENSIDAD DE ELEMENTOS MEDIANTE SEM+RGB	61
FIGURA 44. ANÁLISIS DE RUGOSIDAD SUPERFICIAL MEDIANTE MOUNTAINSMAPS POSTERIOR A ENSAYO BAJO LA NORMA B611.	62

Lista de tablas

TABLA 1. PROPORCIÓN DE ELEMENTOS	33
TABLA 2. MEDICIÓN DE ENSAYO B611 DE DESGASTE ABRASIVO	63
TABLA 3. TABLA COMPARATIVA DE PROPORCIONES DE WC CON BINDERS.....	63
TABLA 4. TABLA DE DATOS OBTENIDO MEDIANTE LA SINTERIZACIÓN SIENDO M1 MEDIANTE SINTERIZACIÓN CONVENCIONAL	2
TABLA 5. MEDICIONES DE PERFIL DE DUREZA EN VICKERS (HV)	2

1. Introducción

Los fenómenos tribológicos representan pérdidas energéticas y económicas a nivel global, en 2017 Kenneth Holmberg Et al [1]. Realizaron un estudio acerca de las pérdidas generadas por los fenómenos tribológicos en la minería, producción energética, industrias químicas, etc. De lo cual estimó que aproximadamente un 23 % del consumo energético a nivel global proviene debido a los sistemas tribológicos, siendo el 3 % de la energía utilizada para la reparación o fabricación de piezas o equipos de repuesto debidos a fallas por desgaste, suponiendo una pérdida económica del 1.4 % del PIB a nivel mundial. Dejando como principales focos de pérdidas los sectores de manufactura, transporte y minería. En el contexto nacional, la principal actividad económica chilena es la minería, principalmente a la exportación de cobre, la cual generó un 14.6 % del PIB en el año 2021 con proyección de crecimiento hasta 2026 [2]. Las principales actividades de la industria minera abarcan la explotación, el procesamiento y el transporte de minerales. Estos equipos están sometidos principalmente a mecanismos de desgaste abrasivo y erosivo, además de estar sujetos a corrosión. En el contexto minero Kenneth Holmberg Et al [3]. Dividieron estos sistemas de desgaste en tres tribocategorías, siendo el desgaste abrasivo por trituración (CAW), desgaste abrasivo erosivo (AEW) y desgaste lubricado (LW). Siendo CAW el más severo de los tres debido a las acciones de impacto intensas. Estimando una pérdida de producción del 20 % debido a la falla de estos equipos y su debida mantención.

Como el sistema tribológico es severo, existe una acotada gama de materiales que puedan mitigar estos fenómenos, destacando los materiales metal – cerámicos (CERMET) como los más utilizados en la industria, debido a sus propiedades mecánicas, resistencia a altas temperaturas y su resistencia al desgaste abrasivo. Dentro de estos cermets el más utilizado en la industria minera es el WC-Co comparados con otros materiales, apoderándose de hasta el 50 % del mercado a nivel mundial. Según los datos de MRI (Market Research Intellect) se estima una tasa de crecimiento anual de un 7.5 % en el consumo de WC-Co en los próximos 8 años. [4,5] El WC-Co (carburo de tungsteno con cobalto) es el metal duro de referencia utilizado para soportar altas cargas de impacto, elevadas tasas de

desgaste y fatiga severa en la industria minera. Su aplicación principal se encuentra en herramientas de corte y perforación, donde las condiciones de operación son extremas [6,7]. Si bien el WC-Co cumple con el nivel de exigencia también tiene sus desventajas, siendo la más crítica la dependencia del Co, ya que este metal es escaso y la principal fuente de extracción viene de la república democrática del Congo (RDC), la cual se encuentra en conflicto debido a la explotación infantil y el aumento de riesgo de salud, debido a que el cobalto es un metal que puede generar enfermedades como dermatitis, enfermedades pulmonares por metales duros e inclusive llegar a ser cancerígeno. Siendo restringido por las principales organizaciones mundiales como la ONU o las ONG, generando que sea un metal escaso y costoso [8].

Por consecuencia se ha iniciado la búsqueda de reemplazar el cobalto como aglutinante de los carburos de tungsteno. Liancg chen et al [9]. investigaron una forma de realizar un recubrimiento en base a FeCrNi con WC sobre un acero HL13 para desgates por fricción, adhesión y oxidación usados en herramientas de perforación o fresado de piedras de los tres tipos, arenisca, gneiss, caliza, etc. A medida que se realizan el fresado de las rocas los surcos generados por las piedras al equipo generan micro cortes que derivan finalmente a una fractura frágil. La investigación mostro que a medida que se aumentaba el WC en la mezcla, aumentaba la dureza de la probeta, aun así, el desgaste mostrado por la matriz FeCrNi sigue siendo significativamente mayor. Otra alternativa fue propuesta por Vasanth Gopal et al [53]. Quienes investigaron el potencial del sistema WC-FeCrNiMo como un sustituto sostenible frente a los recubrimientos en este caso de WC-CoCr. Utilizando el método de proyección por aire-combustible de alta velocidad (HVOF), en el cual analizaron como el aglutinante puede mitigar la dependencia del cobalto sin sacrificar drásticamente las propiedades mecánicas, modificando la química y el tamaño de partícula del sistema FeCrNiMo. Los resultados indicaron que, el aglutinante en valores de dureza era similar al sistema WC-CoCr, Sin embargo, en el ensayo de desgaste realizado, el sistema basado en hierro presento una menor capacidad de endurecimiento por deformación frente al cobalto. Por ende, el WC-CoCr mantiene una resistencia al desgaste superior.

Dentro de la búsqueda para reemplazar el cobalto, J.A. Picas et al [54]. propusieron los sistemas WC-CrC-Ni, WC-FeCrAl y NiMoCrFeCo como alternativa de aglutinante. Estos fueron proyectados mediante la técnica de HVOF (oxígeno-combustible de alta velocidad) para estudiar su comportamiento frente al desgaste y resistencia a la corrosión. Para ello, las tres alternativas fueron sometidas a ensayos de desgaste por deslizamiento, donde se observó que el sistema WC-NiMoCrFeCo y WC-FeCrAl niveles de dureza cercanos al WC-CoCr. No obstante, dichos sistemas mostraron un aumento en la tasa de desgaste con el transcurso del tiempo. Finalmente, el caso de WC-CrC-Ni el cual presento una fase metálica más dúctil, por ende, menos resistente al desgaste. Sin embargo, Alvaro Calazans et al [55]. Propusieron el uso de Mo₂C como ligante en sistemas de WC-Ni, esto con el fin de sustituir el WC-Co en aplicaciones abrasivas. Donde observaron que en un ambiente donde ocurre micro abrasión, el sistema con Mo₂C presento una dureza similar al WC-Co. No obstante, presento una resistencia al desgaste menor en la cual los mecanismos de surcado, desprendimiento de partículas y micro pulido predominaron sobre la superficie.

Debido a que los sistemas convencionales no han mostrado soluciones sólidas para reemplazar el cobalto a mayor escala, Ziyi Wang et al [56]. investigaron el comportamiento de la aleación de alta entropía CoCrFeNiMn como sustituto en sistemas basados en WC-Co. Por su parte, Xinbin Liu et al [57]. También propusieron un sistema de alta entropía basado en AlCoCrFeNi. Ambos investigadores plantearon que la adición de estas aleaciones de alta entropía (HEA, por sus siglas en inglés) como fase ligante promueve un aumento en las propiedades del carburo, debido a la alta estabilidad térmica, capacidad de endurecimiento por solución sólida y buena resistencia mecánica y al desgaste. Como resultado, se obtuvo que la incorporación de WC fomentó el refinamiento de grano y la formación de carburos duros, aumentando significativamente la Microdureza; el sistema CoCrFeNiMn alcanzó valores de hasta 679 HV, mientras que el sistema AlCoCrFeNi mostró una dureza superior, alcanzando los 1066 HV. Se realizaron ensayos de desgaste para analizar el comportamiento de estos sistemas frente a mecanismos abrasivos, adhesivos, oxidativos y de fatiga

respectivamente. En estos, el sistema CoCrFeNiMn presento una resistencia al desgaste significativamente mayor con la adición de WC, mientras que el sistema AlCoCrFeNi mostró un comportamiento dependiente de la proporción en peso de WC, ya que al superar el 20 % en peso el efecto de refuerzo tiende a saturarse, lo que genera que la resistencia al desgaste disminuya inicialmente y luego aumenta con el contenido de WC.

En base a las investigaciones recientes para reemplazar el Co, se destaca T.J. Manescau Et al [10]. Ya que, apuestan por las aleaciones de alta entropía sin la presencia de cobalto. Quienes plantean que aleaciones de múltiples componentes pueden tener propiedades similares que las de Co (dúctil, tenaz y se endurece por deformación), siendo un enfoque hacia la energía nuclear y mediante técnicas de diseño como Thermo-Calc y fusión mediante arco, se comparó 4 distribuciones en distintas proporciones molares en base a CrFeNiMn, en la cual se obtuvo que las aleaciones mencionadas obtuvieron propiedades similares a las de la aleación cantor (CrCoFeNiMn) concluyendo que estas aleaciones podrían servir como matriz adecuada para alguna aleación concentrada compleja de alto rendimiento. Pero no hay investigaciones que realicen WC cementado con alguna de estas aleaciones observando su comportamiento ni validando su resistencia al desgaste.

Considerando lo anterior este trabajo tiene como objetivo usar la distribución Cr₂₀Fe₃₀Mn₅Ni₄₅ mediante molienda de alta energía para posteriormente modificar las propiedades mediante la adición de carburos con el fin de caracterizar la evolución de la microestructura, propiedades mecánicas y la resistencia al desgaste del cermet.

Por lo tanto, este trabajo podría contribuir a una reducción de gastos a la industria, debido a las propiedades térmicas, mecánicas, eléctricas y de oxidación que ofrecen las aleaciones concentradas complejas y relacionarlas con una nueva familia de materiales de alto rendimiento a bajo costo.

2. Marco teórico

2.1. Cermets

La definición de cermet según la literatura se deriva de la combinación de una fase cerámica y un metal, en la cual predomina la fase cerámica debido a que se utilizan elementos como siliciuros, carburos, boruros y nitruros, donde la fase metálica se integra a la fase cerámica actuando como ligante permitiendo que estas dos fases queden unidas. De aglutinantes metálicos se destacan elementos como hierro, así como también el cobalto, debido a la gran interacción que tienen con la matriz cerámica [11-13].

Una de las ventajas que ofrecen los cermets, es que permite obtener una versatilidad a la hora de fabricar estas piezas, debido a que, por sus proporciones volumétricas, estas se verán reflejadas en su microestructura de las cuales se destacan principalmente proporciones como 90/10 % p/p, 75/25 % p/p o 50/50 % p/p.

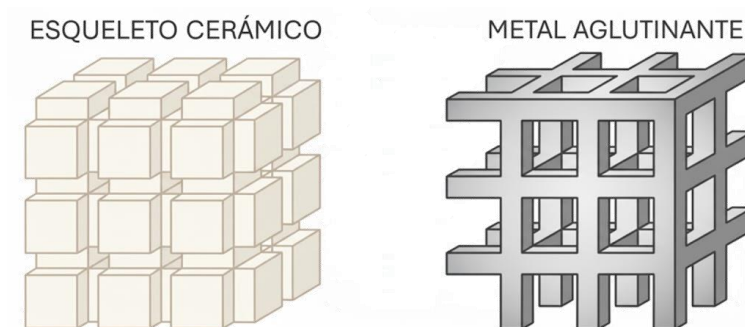


Figura 1. La fase metálica actúa como aglutinante frente a la fase cerámica principal, en la cual ambas fases presentes forman una estructura continua e interconectadas.

Los cermets en el mundo de la ingeniería son materiales que tienen aplicaciones en la que se necesita un alto nivel de desempeño, debido a la dureza de los cerámicos y la tenacidad (resistencia a la propagación de grietas) de los metales, ya que la matriz cerámica actúa como un esqueleto de unión y evita que la fase metálica sufra una deformación plástica extensa.

Dentro de los más utilizados a nivel industrial el WC-Co destaca entre ellas ya que este compuesto se utiliza en herramientas de corte o perforación (métodos rotatorios, percusivos o ambos), ya que a temperatura ambiente promedian una dureza entre los 2000-1100 HV₃₀ y una tenacidad de 10-24 MPa√m, por lo cual resiste al sistema de desgaste abrasivo y de alto impacto al que están sometidos en las áreas ya mencionadas, pero uno de los problemas del cobalto es que a temperaturas elevadas (sobre 1000°C) tiende a tener una deformación plástica severa, por lo que en aplicaciones de altas velocidades se recomiendan otros tipos de cermetes para herramientas de corte o perforación [12] [14]. Otra desventaja del WC-Co se origina en la extracción de su materia prima, debido a la escasez del tungsteno y el cobalto, ya que se encuentran en la quinta lista de materias primas más críticas de la comisión europea (CRMs) lanzada a en el 2023, sumando la escasez de los elementos también existen los conflictos éticos, políticos y sociales, debido a la situación de conflicto armado y precariedad laboral de la república democrática del Congo (RDG) y su potencial cancerígeno [8] [15]. Elevando el costo de los WC-Co con una proyección del 7.5 % de incremento para 2033 [4].

La dificultad de fabricación de cermetes se deriva de en las variables del proceso de sinterización, ya que las propiedades mecánicas de los cermetes se ven altamente influenciados por la densificación, porosidades y las características de los polvos mezclados inicialmente, esto puede generar que las piezas no se compacten de forma adecuada, influyendo en la formación de poros al momento de sinterizar el material como consecuencia teniendo una incidencia directa en las propiedades mecánicas del cermet, en áreas donde se requiere que el material tenga una porosidad mínima [16].

2.2. Aleaciones concentradas complejas

El concepto de aleaciones concentradas complejas (CCAs) nace de las limitaciones del concepto de aleaciones de alta entropía (HEAs), ya que este concepto genera confusión en el campo de investigación. Inicialmente se define como aleaciones constituidas por 5 elementos o más en proporciones equimolares. Posteriormente el concepto de HEA's se flexibilizó para incluir elementos cuales se encuentran en

una concentración entre el 5 % y 35 % en peso. Sin embargo, existe otra definición la cual se basa en la entropía configuracional de la mezcla como base para la formación de fases donde se clasifican como “alta entropía” aquellas que superan $1.61R$ (siendo R la constante de los gases) [17]. este enfoque presenta desafíos conceptuales, ya que asume posiciones atómicas aleatorias que rara vez ocurren en soluciones metálicas reales y no considera el uso de aleaciones con menor números de elementos que la componen. Sin embargo, se ha revelado que la entropía configuracional (ΔS_{ss}) no tiene un comportamiento lineal, sino que también depende de la temperatura, descubriendo que elementos de 2 a 4 elementos principales poseen una alta entropía configuracional (ΔS_{ss}) a bajas temperaturas, la cual que se hace notar nuevamente cuando se forma una solución sólida de fase única a temperaturas elevadas. Este descubrimiento genera que se divida este concepto en tres categorías, las aleaciones de múltiples elementos principales (MPEA), aleaciones sin base y las aleaciones concentradas complejas (CCAs) que abarca los términos anteriores incluyendo las HEAs. Las aleaciones concentradas complejas permiten la formación de aleaciones con variedades cantidades de elementos que la componen y la posibilidad de incluir materiales con distintos tipos de enlaces químicos (metálico, iónicos o covalente) por lo que se pueden generar aleaciones con carburos, nitruros y boruros, obteniendo una amplia gama de composiciones (aleaciones ternarias y cuaternarias) y microestructuras complejas [18,19].

El número de fases formadas y la estructura de las HEAs dependen de los elementos del sistema sintetizadas bajo condiciones iguales. Dependiendo del sistema estas pueden formar una única solución sólida como es en el caso de algunas aleaciones de 5 elementos como CoCrCuFeNi, que forma una fase única FCC. Sin embargo, en aleaciones de seis elementos se pueden formar fases FCC y fases BCC. Esto se puede ver en el caso de la aleación AlCoCrCuFeNi, en la cual la adición de aluminio ha inducido una transición de fases de FCC $\rightarrow$ BCC, debido a que el tamaño relativamente grande de los átomos de Al dentro del sistema que provoca que la microestructura adopte una estructura BCC para aliviar las tensiones internas [20-22].

Diversos estudios identifican cuatro efectos centrales en las mezclas multicomponente que definen su microestructura y propiedades, representando una desviación fundamental de la metalurgia tradicional y permitiendo el diseño de materiales con un espectro de propiedades más amplio. Estos efectos son: la distorsión de la red, la difusión lenta, el efecto cóctel y el efecto de alta entropía [17].

Este último es uno de los más relevantes, ya que favorece la formación de soluciones sólidas simples (principalmente estructuras FCC y BCC). Lo anterior se debe a que la entropía configuracional de la mezcla suele ser mayor en las HEAs en comparación con las aleaciones convencionales, compitiendo con la entalpía que favorece la formación de compuestos intermetálicos. No obstante, las comparaciones entre estos conceptos suelen ser cualitativas (caracterizando entalpías y entropías simplemente como “bajas” o “altas”) sin considerar sistemas específicos ni reconocer la amplia gama de estabilidades existentes tanto en las fases de solución sólida como en los intermetálicos [17,23].

Por otro lado, el efecto de difusión lenta describe la reducción en la tasa de difusión atómica dentro de la red cristalina. Esta se ve influenciada por las interacciones entre distintos tipos de átomos que generan variaciones significativas en la energía potencial, restringiendo así el movimiento atómico a través del material [24]. Este fenómeno no ocurre de forma aislada, sino que está ligado a la distorsión de la red, la cual actúa como una barrera física que limita la movilidad de los elementos. Se postula que dicha distorsión incrementa la entropía configuracional, lo que disminuye la intensidad de los picos de DRX e impacta en las propiedades del material; por ejemplo, dificulta el desplazamiento de las dislocaciones, traduciéndose en un endurecimiento por solución sólida. Sin embargo, la literatura indica que aún faltan estudios sistemáticos para cuantificar con precisión estos efectos y separarlos de otras contribuciones [17,25].

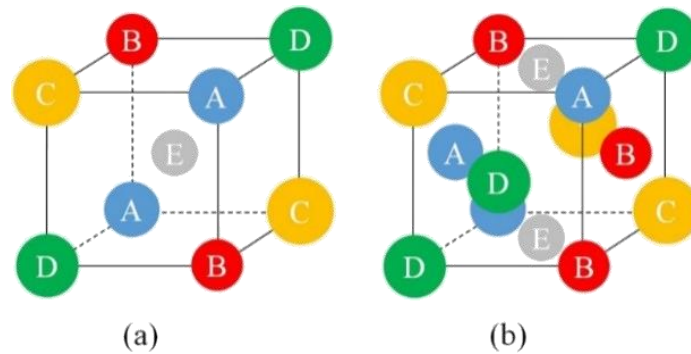


Figura 2. Se presentan estructuras FCC (a) y BCC (b) con 5 elementos y sus posibles posicionamientos.

La energía de falla de apilamiento determina los mecanismos predominantes de deformación plástica en estructuras FCC. Este fenómeno se manifiesta a través de la disociación de dislocaciones parciales perfectas en dislocaciones parciales de Shockley, las cuales se desplazan en los planos de deslizamiento con un vector de Burgers de tipo $a/6 \langle 1, 1, 2 \rangle$ [26,27].

El diseño estructural y las propiedades de las aleaciones concentradas complejas están ligados a la sinergia del sistema utilizado. En el caso de los elementos de transición Fe, Ni, Cr y Mn. El cromo actúa como agente de pasivación. Por su parte, el níquel es fundamental para la estabilización de la fase FCC. Complementariamente, el hierro aporta resistencia que suele conllevar una pérdida de plasticidad y el manganeso se asocia generalmente a un incremento en la ductilidad. Sin embargo, en algunos sistemas ligeros la combinación de Fe y Mn puede resultar en un peor rendimiento general (reducción tanto de resistencia como de plasticidad) en comparación con las aleaciones que solo utilizan uno de los elementos o la aleación base de Cr. Esto sugiere que el diseño de CCAs requiere un equilibrio cuidadoso, ya que la sinergia de estos elementos puede desestabilizar la matriz o promover segregaciones. [28,29].

2.3. Aleación mecánica

La aleación mecánica es un proceso de molienda en estado sólido, realizado habitualmente en seco como alternativa para producir partículas de polvo metálico y cerámico. Se caracteriza por someter a una mezcla de polvos a colisiones repetidas de alta energía, lo que permite la formación de materiales desde la base de los diagramas de fase; esto incluye aleaciones de elementos con temperaturas de fusión muy diferentes o elementos inmiscibles en condiciones de equilibrio. el proceso se divide en cuatro etapas principales. En primera instancia ocurre un aplanamiento, donde las partículas del polvo se aplanan debido a la deformación plástica severa por el impacto repetido de las bolas. Ya que las partículas aplanadas aumentan la energía de superficie por la reducción de tamaño e incremento del área superficial de contacto, produciendo fenómenos de micro soldadura aumentando el tamaño medio de las partículas [44,45].

Debido a las constantes colisiones de las bolas de molienda, en la tercera etapa del proceso ocurre la formación de partículas equiaxiales, debido a las colisiones las partículas soldadas se fracturan y se vuelven a soldar continuamente hasta volverse equiaxiales. Finalmente se llega a un estado estacionario donde se alcanza un punto donde la soldadura en orientación aleatoria y la fractura se equilibran, refinando la estructura manométricamente sin cambiar mucho el tamaño de las partículas. Un método factible para evitar la soldadura excesiva de las partículas es mediante la adición de agentes de control de proceso entre el 0.5 a 4% en peso; estos suelen sustancias como ácido esteárico, heptano o alcohol etílico, entre otras [45,46].

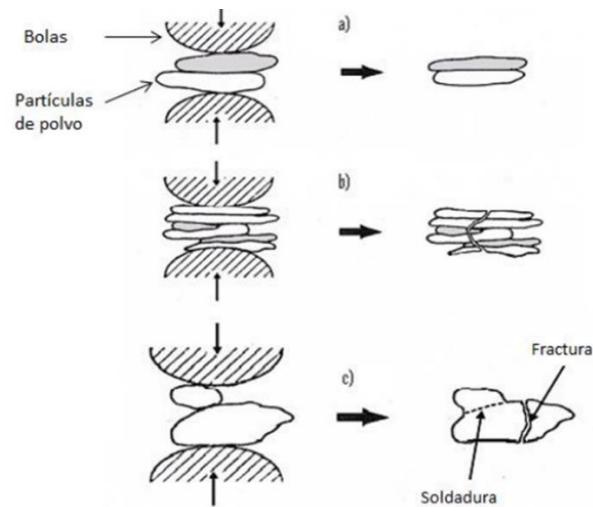


Figura 3. Esquema del proceso de aleación mecánica; extraído de [44].

La molienda de alta energía es una técnica derivada de la aleación mecánica basada en la deformación mecánica severa y conminución, está diseñada para la síntesis de metales y aleaciones con tamaños de grano entre 4 y 26 nanómetros. Este método destaca por su capacidad para reducir la energía de activación de las reacciones, facilitando la formación de aleaciones amorfas, cuasi cristalinas y soluciones solidas sobresaturadas difíciles de obtener por métodos convencionales. El proceso ocurre dentro de molinos planetarios o agitadores, donde sigue la metodología de formación de polvos convencional de la aleación mecánica observable en la figura 4. No obstante, la molienda de alta energía facilita la formación de puntos locales calientes y la ruptura de las estructuras cristalinas iniciales [46-48].

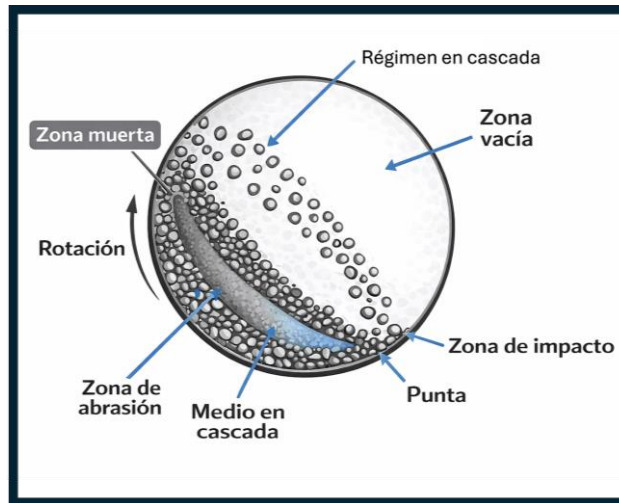


Figura 4. Esquema del mecanismo de movimiento de la molienda; extraído y modificado de [49].

La eficacia de esta técnica depende de los parámetros operativos como la relación bola/polvo (BPR) que define la intensidad de la energía transferida, las revoluciones por minuto (RPM) determinan la cinética de impacto, el uso de PCA para evitar aglomeraciones. Logrando propiedades mecánicas elevadas mediante técnicas como el prensado en caliente (HP) o su variante isostática (HIP) [46-48].

Aunque la molienda de alta energía es una técnica económica y escalable, presenta factores críticos como la contaminación cruzada, proveniente del desgaste de los medios de molienda afectando la estequiometría de la aleación a formar, además de introducir fases secundarias no deseadas. Adicionalmente existe un alto riesgo de ignición; debido a que la molienda de alta energía reduce el tamaño de partícula, aumenta considerablemente la energía superficial acumulada, ya que polvos de tamaño nanométricos son altamente reactivos y pueden incendiarse espontáneamente al contacto con el oxígeno, por ende, es necesario utilizar atmósferas protectoras de argón o helio [46-48].

2.4. Metalurgia de polvos

La metalurgia de polvos o pulvimetalurgia (PM) es un proceso de producción de piezas con geometrías complejas a partir de polvos, el cual forma un compuesto con matriz cerámica. A diferencia de los procesos de producción convencionales la metalurgia de polvos también produce los polvos a utilizar mediante procesos de

molienda, estos polvos pueden ser metálicos, cerámicos o polímeros. Cómo se observa en la Figura 5 el proceso más tradicional de la pulvimetalurgia se basa en una ruta de tres pasos, mezcla de polvos, compactación en frío y sinterización del material [30-32].

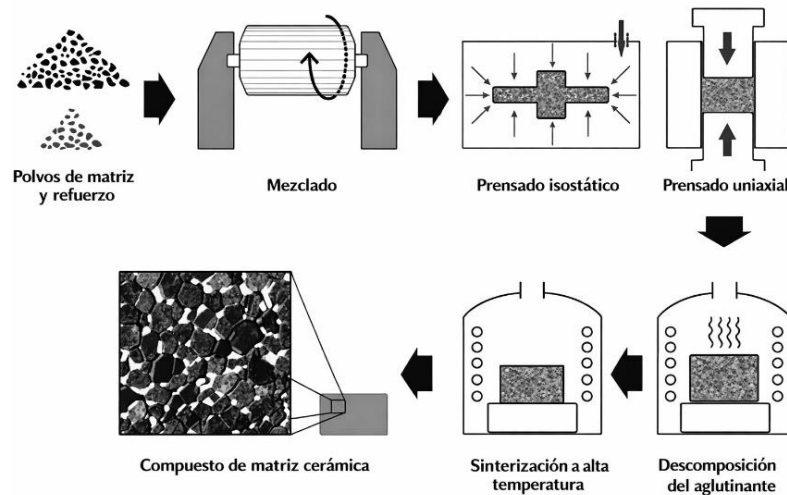


Figura 5. Esquema de proceso pulvimetalúrgico convencional, extraído y modificado de [31]

Para la etapa de preparación de polvos, es fundamental la selección de los polvos a utilizar en función de su tamaño de partícula y morfología, ya que estos parámetros influyen de manera directa y significativa en las propiedades del material final. En los mecanismos de sinterización la fluidez de los polvos (flowability) se ve fuertemente influenciada por estos parámetros, donde la relación entre el área superficial y el volumen se ven influenciados por la morfología de las partículas afectando la fuerza de adhesión y cohesión de los polvos [33].

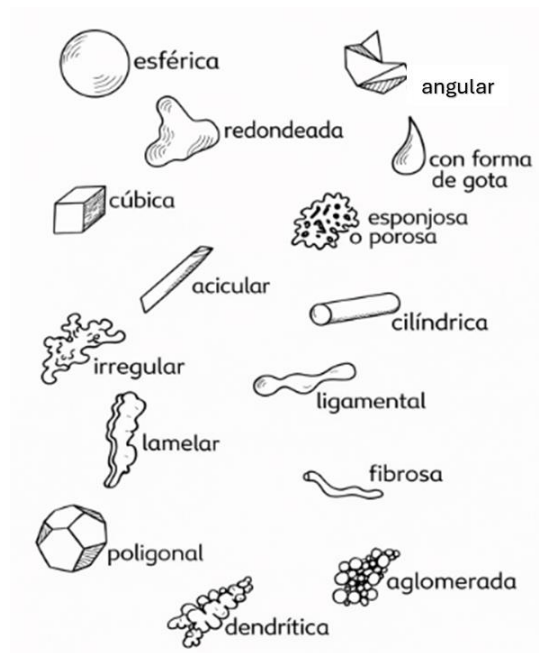


Figura 6. Tipos de morfología de polvos. Extraído y modificado de [34].

Como se observa en la Figura 6, los polvos pueden presentar diversas morfologías, siendo Las partículas no esféricas o con geometría irregulares requieren una mayor energía su movilización, este comportamiento contrasta con las partículas esféricas, las cuales, al poseer una menor área de contacto y una geometría más favorable presentan una menor fricción, como resultado las partículas esféricas promueven una compactación más homogénea y obteniendo una mayor densificación final del material.

Durante la mezcla de polvos la morfología y la distribución de tamaño de partículas tienen un rol fundamental en la homogenización del sistema. Una mezcla adecuada evitando una velocidad excesiva permite una distribución uniforme y evita la segregación a la hora de sinterizar la pieza [33].

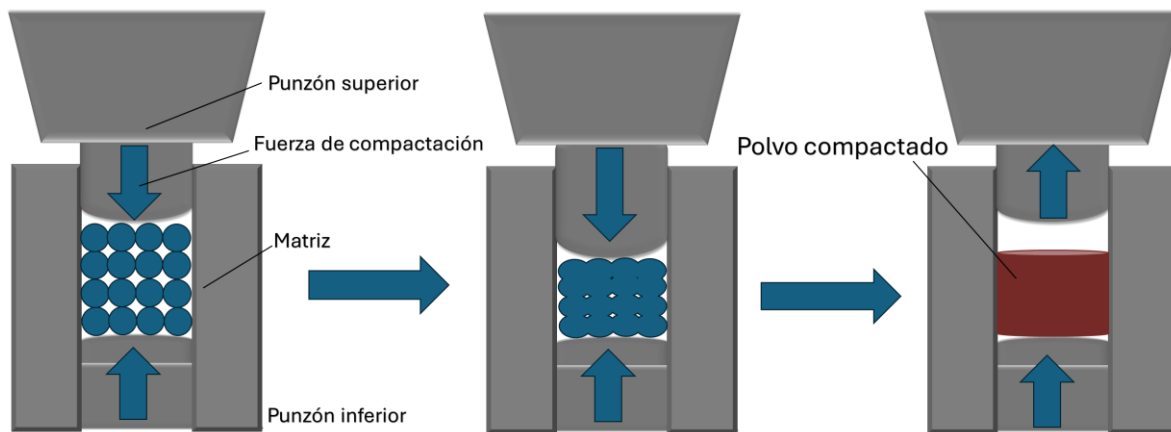


Figura 7. Esquema del proceso de compactación uniaxial; Elaborado por el autor

Como se observa en la Figura 7. El proceso de compactación de polvos consiste en colocar un polvo metálico o cerámico dentro de una matriz rígida y aplicar presión constante para consolidar el polvo en la forma deseada, frecuentemente se utiliza la compactación uniaxial en los procesos de sinterización convencionales en la cual se aplica la fuerza de compactación en una sola dirección generando esfuerzos de compresión. Durante esta etapa la fuerza aplicada por el punzón genera un reacomodo mediante movimientos de rotación y traslación, lo que deriva en que las partículas del polvo sean sometidas a deformación plástica y elástica mediante la formación de cuellos aumentando el área de contacto entre las partículas debido a la fuerza aplicada obteniendo una pieza compactada en verde unida mediante fuerzas de adhesión [34,35].

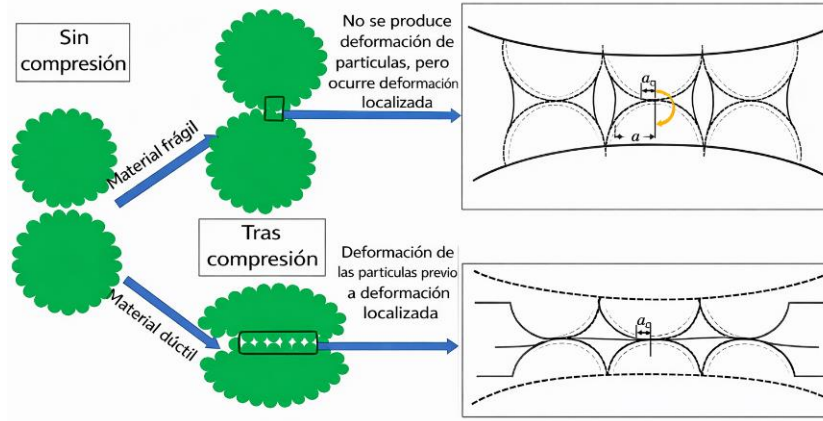


Figura 8. Proceso de deformación que sufren las partículas al momento de compactar, extraído y modificado de [36].

La fricción cumple un papel crucial en el proceso de compactación, ya que los efectos de fricción entre partículas además de la fricción entre el polvo y las paredes originan gradientes de esfuerzo durante la compactación, lo que produce una distribución no homogénea. Estas variaciones dan lugar a la formación de porosidades y a deformaciones durante la sinterización, ya que una alta fricción con la pared de la matriz genera gradientes de tensión elevadas dentro del polvo, afectando la forma final de la pieza debido a las fluctuaciones significativas de la distribución con respecto a la geometría de la matriz, por ende la densidad decrece a medida que se va aumentando la fuerza de compactación. Controlar este parámetro es fundamental para obtener una mejora en las propiedades del material tales como la resistencia y el módulo de elasticidad [35].

Para controlar la fricción en el proceso de compactación, se debe tener un control efectivo de la presión de compactación, como se menciona anteriormente una correcta selección de polvos facilita la distribución de las partículas en la matriz de compactación, reduciendo la fricción del sistema.

Los aditivos son componentes que se incorporan a la mezcla inicial en el proceso pulvimetalúrgico. Estos pueden actuar como lubricantes para reducir la fricción con las paredes de la matriz, facilitando así una distribución de esfuerzos más uniforme durante la compactación. Asimismo, funcionan como aglutinantes (binders) con el propósito de aumentar la resistencia en verde de la pieza previo a la sinterización.

Su uso facilita el proceso, siempre que se añadan en pequeñas cantidades, ya que al eliminarse durante el sinterizado dejan poros residuales; por lo tanto, una adición excesiva podría comprometer las propiedades mecánicas finales del material [37].

Como resultado de la etapa de compactación se obtienen piezas en verde las cuales mediante el aumento de temperatura se consolida la pieza final. Esta etapa del proceso se denomina sinterización, la cual es un tratamiento térmico donde se unen las partículas a altas temperaturas, el proceso convencional ocurre a una temperatura por debajo del punto de fusión del material activando los mecanismos de difusión formando “cuellos” entre la superficie de contacto de las partículas [37].

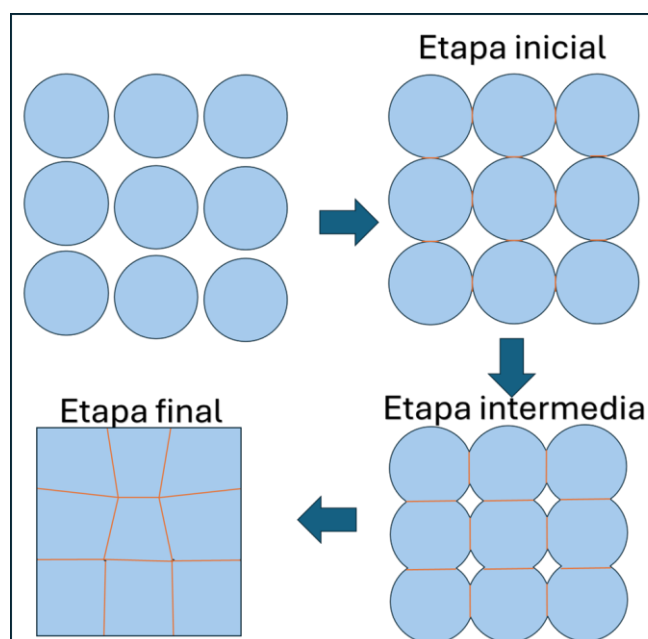


Figura 9. Etapas del proceso de sinterizado; Elaborado por el autor

La tensión superficial es esencial para la activación de los mecanismos de transporte de masa, ya que la alta energía superficial que tienen los polvos es inversamente proporcional al tamaño de estos, es decir, a menor tamaño de partícula de polvo, mayor es la energía superficial. El proceso de sinterizado se divide en tres etapas esenciales, en la **etapa inicial** se produce la formación y crecimiento de cuellos entre partículas, formando las primeras interacciones atómicas entre ellas mediante la difusión superficial de átomos hacia las superficies

libres fomentando la formación de los cuellos y reduciendo las vacancias sin aumentar la densidad de la pieza. En la **etapa intermedia** la fase porosa es reducida debido al engrosamiento y crecimiento de los cuellos formados en la etapa inicial reduciendo la energía superficial y aumentando la densificación, por consecuencia al finalizar esta etapa puede ocurrir crecimiento de grano y la formación de poros residuales. En la **etapa final** el crecimiento de grano aumenta considerablemente, mientras que los poros se vuelven esféricos y aislados, consolidando así la microestructura de la pieza densificada [38].

La densidad de la pieza al finalizar la sinterización depende de diversos parámetros. Al ser un proceso de elevación térmica del cuerpo en verde, la temperatura de sinterización es un factor crítico, ya que la sinterización en estado sólido ocurre entre 0,6 y 0,8 de la temperatura de fusión. Como se mencionó anteriormente, un incremento en la temperatura activa los mecanismos de difusión mediante el aporte de energía, conlleva a una mayor densidad final; No obstante, temperaturas excesivas pueden provocar el colapso geométrico de la pieza y fragilidad por el crecimiento de granos desmedido, mermando sus propiedades mecánicas. En este contexto, la tasa de calentamiento es otro factor importante, ya que permite la eliminación controlada de los aditivos y lubricantes utilizados en la compactación, una tasa de calentamiento adecuada acelera los fenómenos de difusión, pero una velocidad de calentamiento excesiva causa que el ligante (binder) volatilice violentamente generando burbujas o grietas en la pieza final [39,40].

Otro parámetro fundamental es la atmósfera de sinterización, ya que a temperaturas elevadas pueden generarse reacciones químicas indeseadas. Dependiendo del tamaño y la naturaleza de las partículas, se debe seleccionar una atmósfera adecuada; por ejemplo, las partículas muy finas presentan una alta reactividad debido a su elevada energía superficial, lo que las hace propensas a la oxidación o a fenómenos de carburación y nitruración no deseados. Un control adecuado de la atmósfera, mediante el uso de ambientes reductores o vacío, previene estas reacciones secundarias. Adicionalmente, se recomienda el flujo de gases inertes como el argón, o reductores como el **H₂**, no solo para proteger la pieza final, sino

también para asistir en la eliminación eficiente de los aditivos y productos de descomposición del ligante [39,40].

2.5. Hotpressing

s Dentro de los procesos pulvimetalúrgicos existen polvos los cuales no se forma un cuerpo en verde adecuado mediante la compactación convencional; debido a esta complicación, se desarrolló el prensado en caliente. Este es un método de densificación avanzado que aplica temperatura y presión de forma simultánea para transformar polvos o cuerpos en verde en solidos con una alta densificación. A diferencia de la sinterización convencional, esta técnica permite alcanzar densidades superiores al 90% de la densidad teórica a temperaturas significativamente más bajas. La aplicación de esta técnica resulta fundamental para materiales como boruros y carburos, así como para aquellos que podrían descomponerse a altas temperaturas en procesos sin asistencia de presión [41-43].

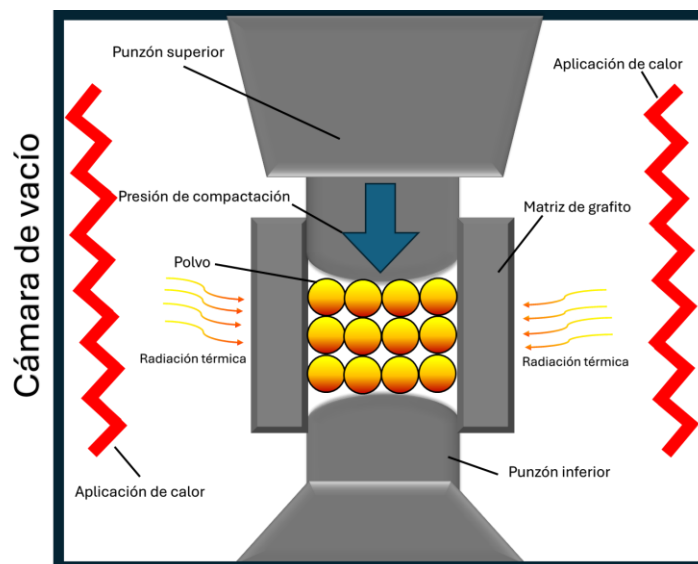


Figura 10. Esquema de prensado en caliente; elaborado por el autor

En la Figura 10. La matriz del prensado en caliente es la base de todo el proceso, ya que esta suele ser de grafito debido a su resistencia a la termofluencia; No obstante, el proceso requiere atmosfera de vacío o mediante el flujo de gases inertes para evitar la oxidación de la pieza. Es importante que la matriz tenga un coeficiente de expansión térmica menor al del material a sinterizar, esto con el fin

de evitar la fractura por compresión de la pieza durante la etapa de enfriamiento. Debido a la alta reactividad del grafito, se aplica un recubrimiento de nitruro de boro en las paredes de la matriz y en los punzones; este compuesto actúa como un lubricante que facilita la extracción de la pieza final y conforma una barrera protectora entre la matriz y la pieza a sinterizar [41-43].

Dado que el prensado en caliente (**Hotpressing**) combina la acción de presión y temperatura, el fenómeno motor que rige la densificación del proceso es la termofluencia o creep, mediante la cual el esfuerzo aplicado actúa sobre las partículas cerrando las porosidades del material. Los mecanismos que dictan la termofluencia son la fluencia de Coble, que predomina en granos finos mediante difusión a través de los límites de grano, y la fluencia de Nabarro-Herring, que ocurre por la difusión de vacancias a través de la red cristalina en condiciones de altas temperaturas. Además de los mecanismos propios de los procesos de sinterización como el reordenamiento de las partículas, el deslizamiento de los límites de grano y el flujo plástico por el movimiento de las dislocaciones, este último siendo particularmente sensible a la magnitud del esfuerzo aplicado en el prensado en caliente [41-43].

Para obtener piezas con una alta densificación, los parámetros fundamentales que deben controlarse son la temperatura, el esfuerzo y la velocidad de deformación. De estos, la temperatura es la variable más crítica, ya que guía directamente la tasa de difusión. Por otro lado, La presión aplicada genera esfuerzos localizados en los contactos entre partículas, lo que facilita la formación de cuellos y el colapso de los poros sin inducir un crecimiento de grano excesivo. Finalmente, una velocidad de deformación controlada es esencial para evitar la fractura del material y obtener una mayor ductilidad, para ello se define la siguiente ecuación para calcular la tasa de deformación:

$$\frac{\delta e}{\delta t} = \frac{13.3D_y\omega\sigma}{kTG^3} \quad (1)$$

Siendo la derivada $\frac{\delta e}{\delta t}$ la tasa de deformación, T la temperatura absoluta, k la constante de Boltzmann, ω el volumen atómico, D_y siendo la difusividad, σ el esfuerzo aplicado y G el tamaño de grano [41-43].

Sin embargo, el proceso de prensado en caliente presenta limitaciones, como el hinchamiento (***bloating***) derivado de gases atrapados o reacciones secundarias del carbono residual que generan CO o CO₂. Asimismo, su aplicación se restringe a geometrías simples, tales como discos o bloques. Por último, el espesor de la pieza constituye un factor limitante del proceso, ya que dimensiones de gran espesor favorecen la formación de gradientes de densidad debido a una transferencia de calor hacia el centro del material. Desde una perspectiva tribológica, este fenómeno se traduce en gradientes de dureza y en un riesgo de desgaste prematuro, puesto que la heterogeneidad estructural compromete la integridad de la superficie frente a la fricción y a las cargas mecánicas [41-43].

2.6. Desgaste abrasivo

El daño en una superficie sólida generalmente involucra la pérdida progresiva del material. De este fenómeno tribológico el desgaste abrasivo es el resultante de la interacción entre una superficie sólida y partículas o con otra superficie con protuberancias de mayor dureza que se desplazan bajo una carga normal. Este movimiento induce una deformación plástica sobre la superficie más dúctil o una fractura frágil en caso de cerámicos [50].

Los mecanismos de remoción del material en el desgaste abrasivo ocurren por diferentes variables de deformación que depende de la agresividad del contacto. El arado es un mecanismo de desplazamiento donde la superficie se deforma en las cercanías del surco formando crestas adyacentes las cuales no se desprenden inmediatamente, si no que en posteriores pasadas la superficie es propensa a ser removida por las partículas abrasivas. Mientras que el micro corte es un mecanismo más severo, debido a la remoción directa de las partículas de la superficie como residuo primario. Finalmente, en materiales dúctiles predomina la fragmentación,

donde la indentación del abrasivo provoca la propagación de microgrietas que resultan en el desprendimiento de fragmentos completos de la superficie acelerando la pérdida de masa [51].

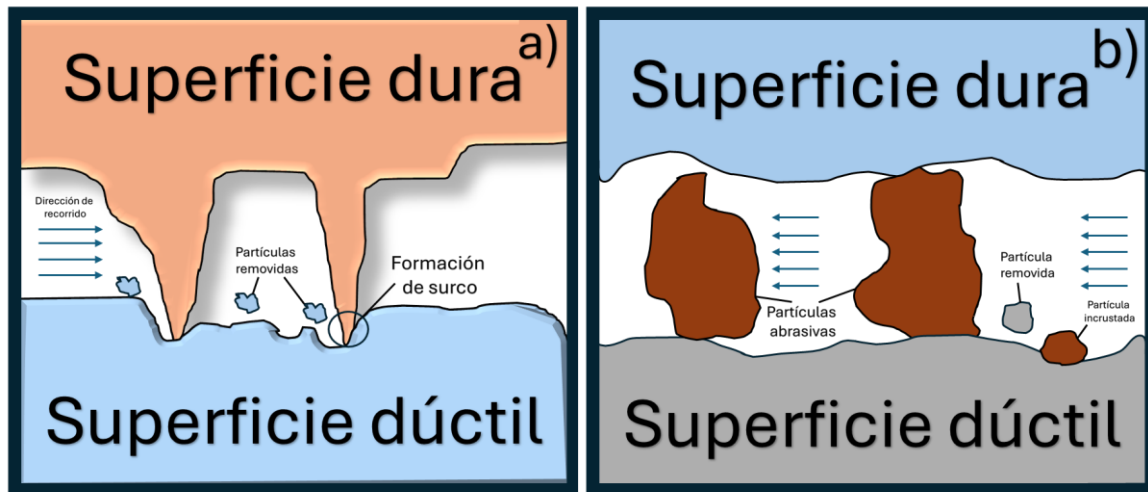


Figura 11. Esquema de desgaste abrasivo, a) Dos cuerpos b) Tres cuerpos; elaborado por el autor.

Como se puede observar en la figura 11. El desgaste abrasivo puede ocurrir mediante dos tipos de contacto. La abrasión de dos cuerpos ocurre cuando las partículas abrasivas están fijas a una superficie o cuando las asperezas de una superficie dura se deslizan sobre una más blanda como se observa en a). Donde el abrasivo actúa como herramienta de corte de punta fija, lo que obliga a la partícula a indentar y arar el material dúctil de forma continua a lo largo de la trayectoria de deslizamiento. En su contraparte, la abrasión de tres cuerpos ocurre cuando las partículas duras y sueltas se incrustan entre dos superficies en movimiento relativo b); A diferencia de la abrasión de dos cuerpos, las partículas abrasivas se encuentran en movimiento libre, lo que cambia la dinámica del desgaste debido a que las partículas pueden rodar y deslizarse. El parámetro crítico que define la intensidad del desgaste es la dureza de las partículas abrasivas junto con la dureza del material. Se establece que una relación menor a 1.2 se considera una abrasión blanda, régimen en el cual la superficie impide la indentación de las partículas

abrasivas. En el caso de los cermets, el desgaste en este régimen es mediante la pérdida de masa del ligante metálico [52].

El régimen de desgaste en dos cuerpos a menudo evoluciona a abrasión a tres cuerpos. Inicialmente, el proceso comienza con el contacto directo entre la superficie dura y el material más blando; Sin embargo, a medida que el material menos dúctil se desgasta, se desprenden partículas (que en el caso de los cermets suele ser los fragmentos de la fase cerámica o del ligante). Estos residuos (debris) generados pueden oxidarse rápidamente, incrementando su dureza quedando atrapadas en la interfaz de contacto. Esto genera la transición a un sistema de desgaste abrasivo de tres cuerpos, donde las partículas no están fijas a ninguna superficie, sino que poseen la libertad para rodar y deslizarse [51].

3. Hipótesis y objetivos

El CCA obtenidas por molienda de alta energía como fase ligante de WC, mediante la aplicación de presión y temperatura, consolidará un cermet con alta densificación superior al 90% de la densidad teórica y alta continuidad de la fase metálica. Lo cual influirá directamente en la mejora de la tenacidad a la fractura y en el desempeño frente al desgaste abrasivo.

Objetivo General:

- Desarrollar un cermet compuesto de WC- $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ mediante procesos de sinterización resistente a desgaste abrasivo de alta tensión.

Objetivos específicos:

- Estudiar el efecto de molienda de alta energía en la formación de una solución sólida en sistema $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$
- Analizar como el efecto del ligante $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ inciden directamente en la microestructura y propiedades mecánicas del material
- Analizar el comportamiento tribológico frente a la abrasión bajo la norma B611 del compuesto WC-CCA

4. Procedimiento experimental

4.1. Materiales para formación de polvo

Para la fabricación del polvo CCA, usando la aleación concentrada compleja $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ debido a las propiedades que se obtuvieron en la simulación [10]. Se realizó un balance de masas donde se usó la conversión de unidades molares a gramos, utilizando polvos de manganeso SIGMA-ALDRICH de 99% pureza, níquel SIGMA-ALDRICH 99% pureza, cromo JOHNSON MATTHEY 99% pureza, y hierro de 1 (μm) marca GOODFELLOW 99% de pureza, usando la relación de $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$, obteniendo los resultados en la siguiente tabla:

Tabla 1. Proporción de elementos

material	polvo (μm)	%molar	%peso	gramos (10 g)	gramos total mezcla (15 g)
Cromo (Cr)	~10	20	18,54	1,854	2,781
Manganeso (Mn)	~ 10	5	4,98	0,498	0,747
Hierro (Fe)	~1	30	29,39	2,939	4,4085
Níquel (Ni)	~10	45	47,09	4,709	7,0635
Total				10	15

Posteriormente se a la conversión se diseñaron probetas de un diámetro de probeta de 1 pulgada (2,54 cm) debido a la matriz de grafito del equipo HP y una altura de 0,5 cm, esto con el fin de minimizar la fricción existente entre las paredes de la matriz con el polvo a sinterizar, esfuerzos y presión excesivas en el caso de la sinterización convencional y adicionalmente la temperatura en el método de sinterización mediante Hotpressing, para obtener una probeta con una densificación del 90% o superior.

4.2. Preparación de mezcla

Se realizó la preparación de los polvos en la cámara de guantes (Figura 12) en ambiente de argón 99% de pureza en la probeta del molino tipo planetario para realizar una molienda de alta energía preparando 15 gramos de mezcla de $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ en una balanza PCE-ABE220 de 0.001 g de precisión. Se realizaron dos probetas del mismo peso para evitar un desbalance en el molino al momento de rotación de este. Se utilizaron bolas de hierro de 10 mm y 6 mm (añadiendo 15 bolas de 10 mm por cada 100 de 6 mm) en una relación bolas/polvo de 10:1; por lo que se tiene que obtener 150 g en una mezcla de bolas de molienda, obteniendo 16 bolas de 10 mm y 100 bolas de 6 mm para obtener el peso deseado, posteriormente se añaden a la probeta del molino, adicionalmente se consideró un 2 %p/p de ácido esteárico equivalente a 0,3 g en p/p, la cual actúa como lubricante y para evitar aglomeraciones de los polvos. Posteriormente se programaron ciclos de 30 min on/off, tomando muestras de intervalos de 0, 2, 4, 8 y 16 horas de molienda efectiva. Obtenida los polvos de 16 horas se preparó nuevamente en ambiente controlado de argón se prepararon 2 probetas de mezcla de WC de 44 μm y 99% de pureza (marca *Nanografi*) como matriz cerámica y la solución solida sustitucional obtenida (CCA) como matriz metálica, La probeta M1 se fabricó mediante una distribución de 90% de WC y un 10% del polvo CCA obtenido, por otra parte, la probeta M2 se fabricó en una proporción 50/50 %p/p obteniendo 4 réplicas de M2.



Figura 12. A) Cámara de guantes PLAS LABS modelo 850-NB/EXP. B) Molino planetario rápido modelo PM 400.

Para realizar una distribución homogénea se efectuó una mezcla mediante túrbula durante 45 minutos previo sinterización en HP.

4.3. Press and sinter

Para realizar la etapa de compactación en frío se utiliza una matriz de hierro de compactación uniaxial para fabricar las probetas.



Figura 13. Dimensiones de probeta cilíndricas; elaborado por el autor

La probeta M1 se realizó mediante la prensa hidráulica marca TOS TIMEMASTER de MAQUICENTER LTDA, modelo YLM100Z con una capacidad de carga de 1000 KN. Para compactar en verde la probeta 90% WC y 10% HEA, se estimó mediante la conversión de presión que para determinar la carga en Mpa óptima para la compactación, dando como resultado una presión de compactación de 700 MPa (36,2 toneladas) para el desarrollo del sistema. Dicha presión fue aplicada durante 10 segundos y para evitar la adhesión del polvo con la matriz y reducir la fricción durante el proceso se empleó estearato de Zinc, para posteriormente sinterizarla a 900°C por 3 horas en la HP en modo horno.

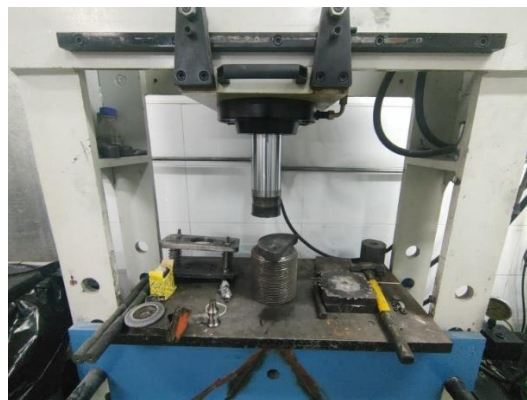


Figura 14. Prensa hidráulica para compactación de piezas circulares con matriz, hasta 700 MPa (M1).

4.4. Hotpressing cermet WC- $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$

Se llevó a cabo la sinterización de la probeta M2 (50/50 %p/p) en un horno de prensado en caliente (HP-20, Thermal Technology Systems, USA), aplicando una presión de 50 MPa. La mezcla de polvos fue colocada en una matriz de grafito con un diámetro interior de 2,54 cm. La sinterización se llevó a cabo en un horno de prensado en caliente como se observa en la Figura 16.

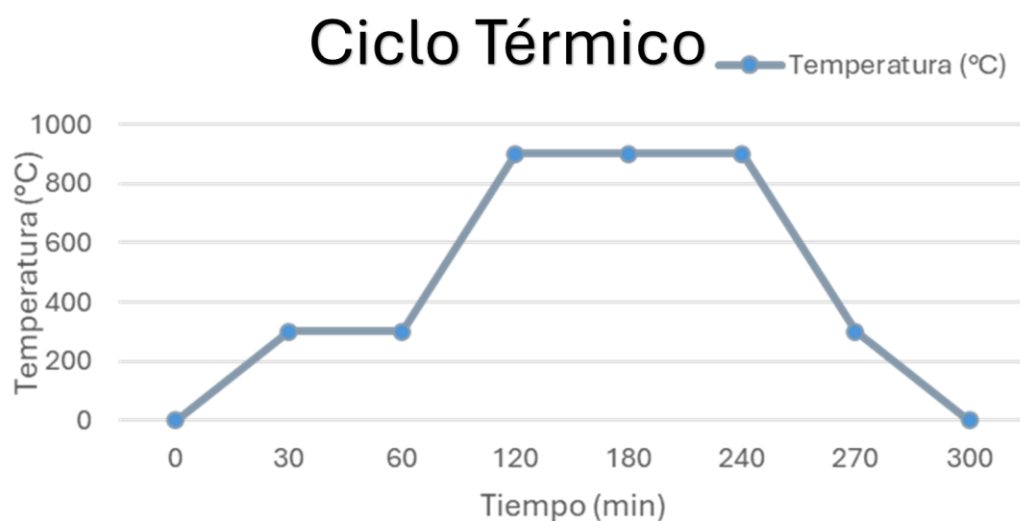


Figura 15. Curva de sinterización Hotpressing.

Se realizó una rampa de 300 °C durante 30 min como etapa de eliminación del ácido esteárico y oxígeno residual de la mezcla del polvo, posteriormente se emplearon temperaturas de 900 °C, con un tiempo de mantenimiento de 90 min y 120 min. Finalizando con una etapa de enfriamiento, mediante las cuales se fabricaron 4 probetas para el análisis



Figura 16. Horno prensado en caliente (HP-20, Thermal Technology Systems, USA)

4.5. Preparación de análisis microestructural.

Se realizó un corte de modo que la sección transversal quede expuesta para su estudio. Para mejor manipulación de las probetas durante el desbaste, pulido y su posterior observación se realizó un montaje utilizando una peletizadora BUEHLER la cual aplica presión y temperatura durante 30 minutos y 30 minutos de enfriamiento para el conformado de piezas montadas, luego para el desbaste de la superficie se emplearon discos para desbaste P3 y P4 CAMEO DISK PLATINUM, mientras que el pulido se realizó mediante el equipo de pulido giratorio con partículas de diamante en suspensión de tamaños 6 μm , 3 μm , 1 μm . con sus correspondientes paños y abundante agua.

4.6. Microscopia electrónica de barrido (SEM)

El análisis superficial se realizó mediante el microscopio electrónico de barrido (SEM en inglés) con detector EDS modelo JSM-6010 PLUS/LA marca Jeol, esto con la adición del detector EDS para obtener información cualitativa de los elementos presentes en la imagen tomadas en 250x (200 μm), 500x (100 μm), 1000x (50 μm) y 3000x (20 μm), con un voltaje de 25.0 kV.

4.7. Difracción de rayos X

Para estudiar las fases formadas y las estructuras cristalinas de la aleación, se utilizó la técnica de difracción de rayos X (DRX) con un difractómetro BRUKER LABX6000, esta técnica nos entrega información cualitativa de las fases presentes.

Los patrones de difracción se obtuvieron mediante DRX utilizando radiación Cu K α ($\lambda = 0.15405929$ nm), operando a 45 kV y 40 mA. Los datos fueron recolectados en un rango angular de 20° a 140° (2 θ), con un paso angular seleccionado para asegurar al menos ocho puntos dentro del ancho a media altura (FWHM). Las muestras fueron rotadas a 0.5 Hz durante la adquisición.

4.8. Medición de densidad

Para obtener la densidad de las muestras se utilizó el cálculo de porcentaje de densificación de las probetas, utilizando el volumen y la masa de cada probeta. Por lo que se realizaron mediciones de diámetro, masa y altura. Considerando la densidad teórica de la mezcla con la densidad obtenida empíricamente según la ecuación 2.

$$\%densificación = \frac{\rho_{real}}{\rho_{teórica}} * 100 \quad (2)$$

Para obtener la densidad teórica de las muestras se utiliza una ecuación simple en la cual la $\rho_{teórica}$ representa la densidad total del sistema formado, que relaciona la densidad ρ_n de los elementos con respecto a la fracción volumétrica X_n que ocupa en la mezcla, esta ecuación se describe de la siguiente manera:

$$\frac{1}{\rho_{teórica}} = \frac{X_1}{\rho_1} + \frac{X_2}{\rho_2} + \frac{X_3}{\rho_3} + \dots + \frac{X_n}{\rho_n} \quad (3)$$

Posteriormente a la obtención de la densidad teórica se obtiene la densidad real utilizando la masa obtenible mediante la balanza PCE-ABE220 de 0.0001 g de precisión, la altura y el diámetro obtenido de la probeta:

$$\rho_{real} = \frac{m}{\frac{\pi h D^2}{4}} \quad (4)$$

Este cálculo no considera porosidades en la probeta, por lo que se empleará el método de Arquímedes para obtener el porcentaje de densificación considerando porosidades, ensayo sujeto bajo la norma ASTM B962-23 para materiales porosos sinterizados, que consiste en sumergir la muestra en agua destilada para saturar las porosidades de la muestra, sometida a una atmosfera cercana al vacío como se

observa en la Fig 17, mediante una bomba extractora llegando a -70 mmHg/... durante 40 minutos.

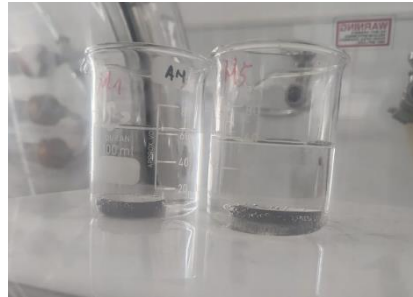


Figura 17. Saturación de muestras en vacío mediante ensayo de Arquímedes

4.9. Medición de fractotenacidad Palmqvist

Para evaluar la tenacidad a la fractura del cermet se utilizó el método Palmqvist que consiste en realizar una indentación con una carga nominal de 30 Kg fuerza mediante una punta de diamante (procedimiento similar a la medición de dureza) para medir la longitud de las grietas que se originan en cada esquina de la indentación como se observa en la Figura 18.

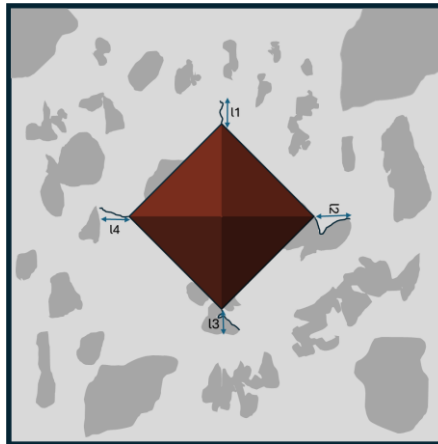


Figura 18. Esquema de ensayo Palmqvist; Elaborado por el autor

Para calcular la tenacidad de la pieza se emplea la siguiente ecuación:

$$W_G = \frac{P}{T} \quad (5)$$

Donde P es la carga de indentación, y la T es la longitud de las grietas; donde la relación se expresa en Nmm^{-1} ; una vez calculada la relación se puede obtener el valor de tenacidad mediante la ecuación:

$$W_k = A * \sqrt{H} * \sqrt{W_G} \quad (6)$$

Siendo A una constante equivalente a 0.0028, H la dureza obtenida mediante las diagonales de la indentación Nmm^{-2} . Para la realización del ensayo las probetas fueron preparadas superficialmente mediante pulido y eliminación de residuos mediante ultrasonido, Para asegurar la representatividad del ensayo se realizaron 9 indentaciones [58].

4.10. Medición de desgaste abrasivo

Para la medición de desgaste abrasivo se realizó basada la norma ASTM B611, el cual es un ensayo de alta tensión para materiales duros (cermets, cerámicos, carburos cementados o revestimientos duros) con una dureza superior a 55 HRC, como se observa en la Figura 19. el ensayo se basa en un sistema de contacto entre la superficie del espécimen (a), una rueda de acero rotatoria (b) que a su vez está en contacto constante con una lechada (lodo con partículas abrasivas) (c).

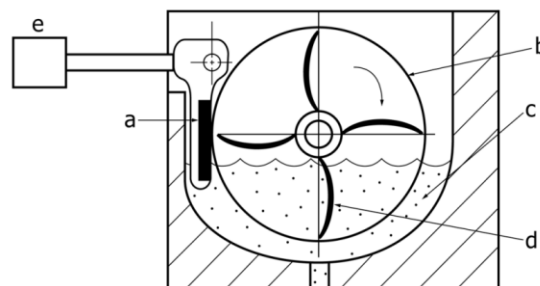


Figura 19. Equipo norma ASTM B611, a) muestra a probar, (b) rueda de acero, (c) lodo abrasivo (Al_2O_3), (d) aletas para movilizar el lodo, (e) contrapeso para generar fuerza normal.

La muestra es sometida a la fuerza contra la rueda de acero mediante un contrapeso junto con la participación de lodo abrasivo, la masa del contrapeso genera una carga constante generando una fuerza normal (de 200 N), con tal de triturar el abrasivo entre ambas superficies como se observa en la Figura 20, este ensayo es de alta agresividad ya que simula condiciones de alta tensión como

perforaciones, fresado, aplastamiento y conminuciones de rocas en la minería, midiendo la pérdida de masa del material, mediante la pérdida de masa y densidad para obtener la pérdida de volumen. En este caso se utilizó el equipo fabricado por Salinas J [59,60]. Mediante la norma se obtienen los parámetros utilizados, usando 200N como carga normal para empujar la probeta contra la rueda de acero AISI 1020 con diámetro de 168 mm, se utilizó oxido de aluminio de uso abrasivo grano 30 (600 μm) en una proporción de 4 g de (Al_2O_3) por cada ml de agua destilada, obteniendo una mezcla total de 8,21 Kg de alúmina y 2,05L de agua destilada, esto con el fin de mantener un nivel adecuado de lodo que según la norma es entre 2,5-3 cm por debajo del centro de la rueda, el ensayo se realizó a 1000 revoluciones durante 10 minutos a 100 rpm.

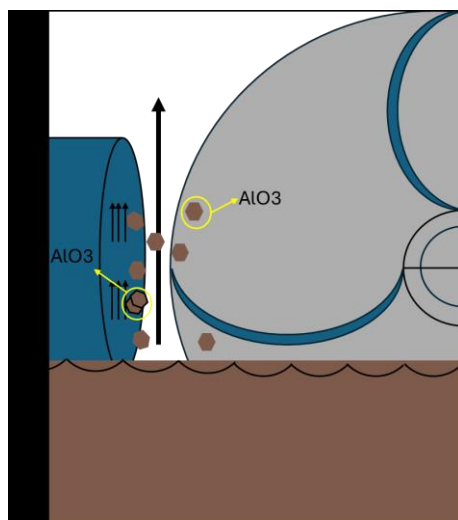


Figura 20. Esquema de funcionamiento del ensayo de desgaste

4.11. Dureza y micro dureza Vickers

Para evaluar la dureza y Microdureza en escala Vickers se emplea un microdurómetro Vickers modelo LECO LM310



Figura 21. Microdurómetro utilizado para perfil de dureza ($HV_{0.01} \rightarrow HV_1$).

Este equipo puede realizar ambas mediciones de dureza siendo la carga mínima de 10g para Microdureza y un máximo de 1kg para el ensayo de dureza, este equipo opera mediante una punta de diamante con forma piramidal que incide en el material generando una indentación durante un tiempo de mantención de 10 segundos, posterior a la indentación sobre el material deja una huella en forma de rombo el cual mediante las diagonales D1 y D2 sirven para obtener el valor de dureza en Vickers como se observa en la Figura 22.

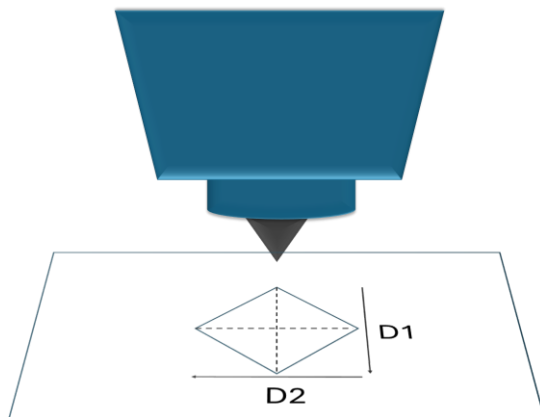


Figura 22. Esquema de indentación realizada mediante punta de diamante.

Con las diagonales obtenidas se aplica la siguiente ecuación la cual nos permite obtener el valor de dureza:

$$HV = \frac{1.8544 * F}{\left(\frac{D1+D2}{2}\right)^2} \quad (7)$$

Para asegurar la representatividad del ensayo se realizaron 13 mediciones por cada carga para evaluar y calibrar la dureza de la fase metálica en distintos rangos de carga, finalizando con la medición de la dureza general del cermet aplicada mediante 1 Kg de carga.

5. Resultados y discusiones

5.1. DRX polvos CCA

La Figura 23. presenta los difractograma de la mezcla de polvos $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ a diferentes tiempos de molienda de alta energía efectiva. Durante este proceso, se observa una evolución microestructural significativa caracterizada por la consolidación de una fase única con estructura FCC, identificada por los planos de Miller (111), (200) y (220) calculada en base a los ángulos $2\theta = 42.95^\circ$, 50.52° y 77.06° . Este fenómeno se manifiesta mediante un aumento en la intensidad de los peaks correspondientes al hierro FCC, el cual presentaba inicialmente una estructura BCC; esta transición se atribuye al elevado contenido níquel en la mezcla, elemento que estabiliza la fase austenítica del hierro. Lo anterior concuerda con la literatura [28, 47], sugiriendo que la energía del proceso facilita la difusión de los átomos de hierro dentro de la red cristalina del níquel.

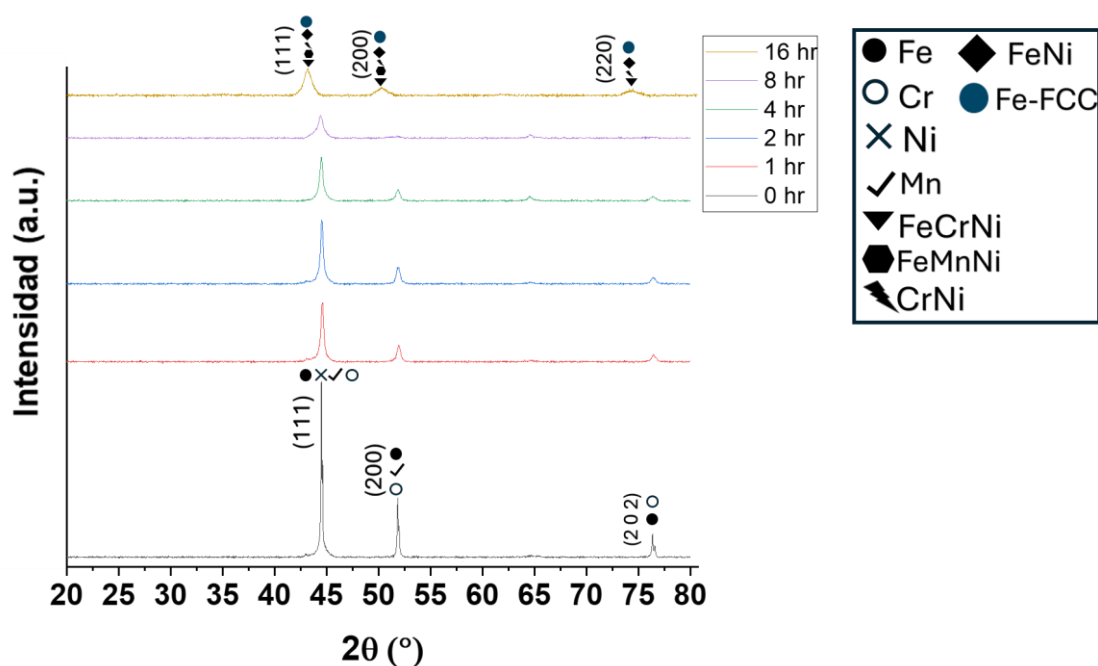


Figura 23. Difractograma de rayos X polvos CrFeNiMn a diferentes tiempos de molienda efectiva.

En el análisis de DRX se observa inicialmente una estructura BCC típica de Fe-alfa. Los perfiles de difracción revelan un ensanchamiento notable de estos peaks y una disminución de su intensidad, efectos atribuidos a la reducción del tamaño de cristalita y al incremento en la densidad de defectos (como vacancias y dislocaciones) inducidos por la deformación plástica, esto indica una amortización de la estructura. Sin embargo, al duplicar el tiempo de molienda ($4 \rightarrow 8$ h), los peaks secundarios en $\sim 54^\circ$ y $\sim 73^\circ$ desaparecen indicando un alto grado de amorfización. lo que podría indicar un cambio de fase o al solapamiento de las reflexiones de los rayos X, característico de las aleaciones complejas concentradas (CCA). En cambio, se puede observar un cambio de fase notorio a partir de las 16 Hrs, ya que se aprecia una recrystalización hacia una fase FCC, debido al ligero desplazamiento en la posición de los índices de Miller que evidencia una distorsión de la red producto de la formación de una solución sólida, donde elementos con distintos radios atómicos se integran en una red cristalina común. observando un aumento en la amplitud del peak de mayor intensidad, sugiriendo una superposición de señales. Mediante el proceso de desconvolución, se observaron las fases de FeNi, CrNi, FeCrNi y FeNiMn en una alta intensidad, todas ellas con una estructura FCC. La proximidad de estos peaks y su estructura cristalina compartida, indican según la literatura [65]. La formación de la solución solida $Cr_{20}Fe_{30}Mn_5Ni_{45}$.

Estos cambios estructurales confirman que la molienda mecánica no solo promueve la homogeneización química del sistema, sino que también genera una estructura altamente deformada con una elevada energía almacenada, factores determinantes para el posterior proceso de sinterización.

5.2. SEM-EDS polvos WC-CCA

La Figura 24 muestra una micrografía obtenida mediante SEM, en la que se observan las partículas de WC. Sobre la superficie de esta se encuentra depositada el polvo $Cr_{20}Fe_{30}Mn_5Ni_{45}$, el cual aparece mayoritariamente adherido en forma de aglomerados finos concentrados preferentemente en zonas con mayor rugosidad superficial, bordes y defectos topográficos de la partícula cerámica. Alternadas con

áreas donde la superficie del WC permanece parcialmente expuesta, a la vez que se identifican aglomeraciones del polvo CCA que no se adhirieron a la partícula cerámica, formando aglomeraciones suspendidas de forma independiente en la matriz, lo que indica una distribución incompleta del ligante metálico, la cual que puede limitar la formación de una red continua de ligante durante la sinterización. Afectando negativamente los mecanismos de difusión y la aumentando la porosidad del material posterior a la sinterización.

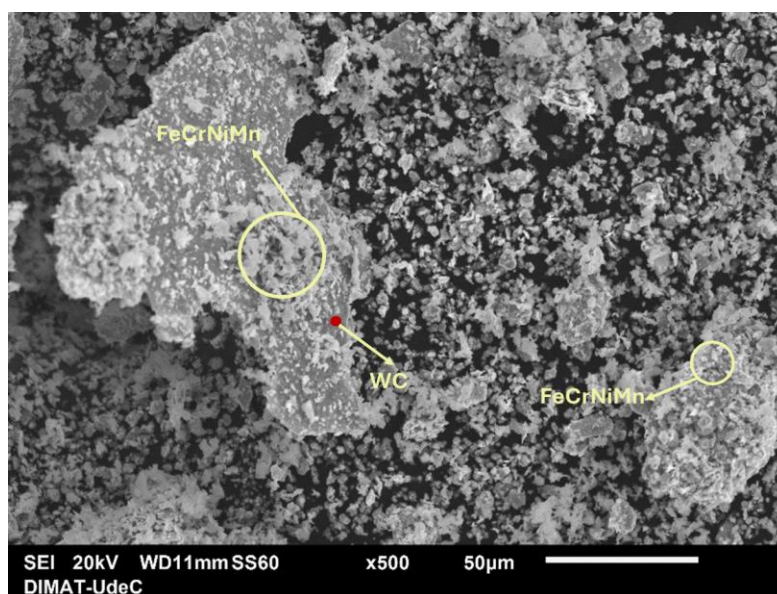


Figura 24. SEM de WC- $Cr_{20}Fe_{30}Mn_5Ni_{45}$ mezclado previo a sinterización, magnitud x500.

5.3. Densificación cermets WC-CCA

Mediante Arquímedes se realizó la medición del porcentaje de densificación de las probetas M1 y M2 realizadas a la misma temperatura. Como se observa en la Tabla 2, la probeta M1 obtuvo un 53% de densificación post sinterizado, lo que no alcanza el porcentaje esperado, este resultado es evidenciado en la Figura 25 (a), donde se logra observar una muestra poco consolidada, con una elevada presencia de porosidad abierta y un comportamiento extremadamente frágil, ya que este se deshace al contacto, similar a una muestra compactada en verde. La probeta M1 fue sometida mediante sinterización convencional a 900°C, pero no se evidencia la

formación de una estructura sólida y continua, lo que indica que las condiciones no fueron suficientes para promover una adecuada unión entre la matriz cerámica y el ligante metálico.

Una probable razón de la baja densificación puede ser que no se tuvo el tiempo de sinterización suficiente, el cual limita los mecanismos de difusión necesarios para la densificación del sistema. Adicionalmente, el bajo contenido de aleación concentrada compleja (CCA) como ligante (10%p/p) reduce significativamente su efectividad como fase ligante durante el proceso de sinterización, por lo que no se logra la formación de un cermet sólido, ya que el WC constituye la mayor fracción volumétrica del cermet. El poco contenido de ligante metálico presente en la matriz cerámica, considerando que el sistema está compuesto por un 90 %p/p de WC, resulta insuficiente para recubrir de manera homogénea las partículas cerámicas, lo que favorece la persistencia de poros abiertos y discontinuidades estructurales. La baja distribución del ligante influye en las propiedades mecánicas del material y en su densificación final.

Las muestras procesadas mediante la técnica de hotpressing (HP) presentan un comportamiento significativamente distinto, alcanzando porcentajes de densificación superiores al 90 %, como se resume en la Tabla 3. Estas muestras exhiben una microestructura más homogénea, sólida y compacta, evidenciada en la Figura 25 (b), lo que confirma la efectividad del uso de presión y temperatura simultáneas para favorecer los mecanismos de difusión, la eliminación de porosidad residual y logrando la consolidación del cermet.

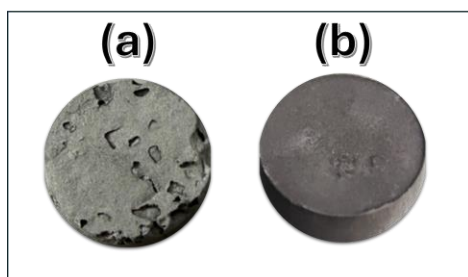


Figura 25. M1- sinterización convencional (a), M2- sinterización mediante HP (b)

en base a los resultados de densificación previamente discutidos, se descartó el desarrollo de réplicas mediante sinterización convencional, debido a su limitada efectividad para alcanzar niveles adecuados de densificación en el sistema estudiado. En su lugar, se optó por la ruta de hotpressing (HP), considerando lo mencionado en el párrafo anterior. Mediante esta ruta de sinterización, se fabricaron cuatro réplicas empleando idénticas condiciones de operación, con el objetivo de evaluar la reproducibilidad del proceso y la representatividad de los resultados obtenidos. Como se observa en la Figura 25. Las muestras procesadas mediante hotpressing alcanzaron un porcentaje promedio de densificación del **93,7 %**, evidenciando una densificación significativamente superior respecto a la sinterización convencional. Asimismo, el análisis de los resultados muestra una desviación de $\pm 0,0080$, lo que indica una alta repetibilidad del proceso y una adecuada estabilidad de los parámetros de sinterización seleccionados.

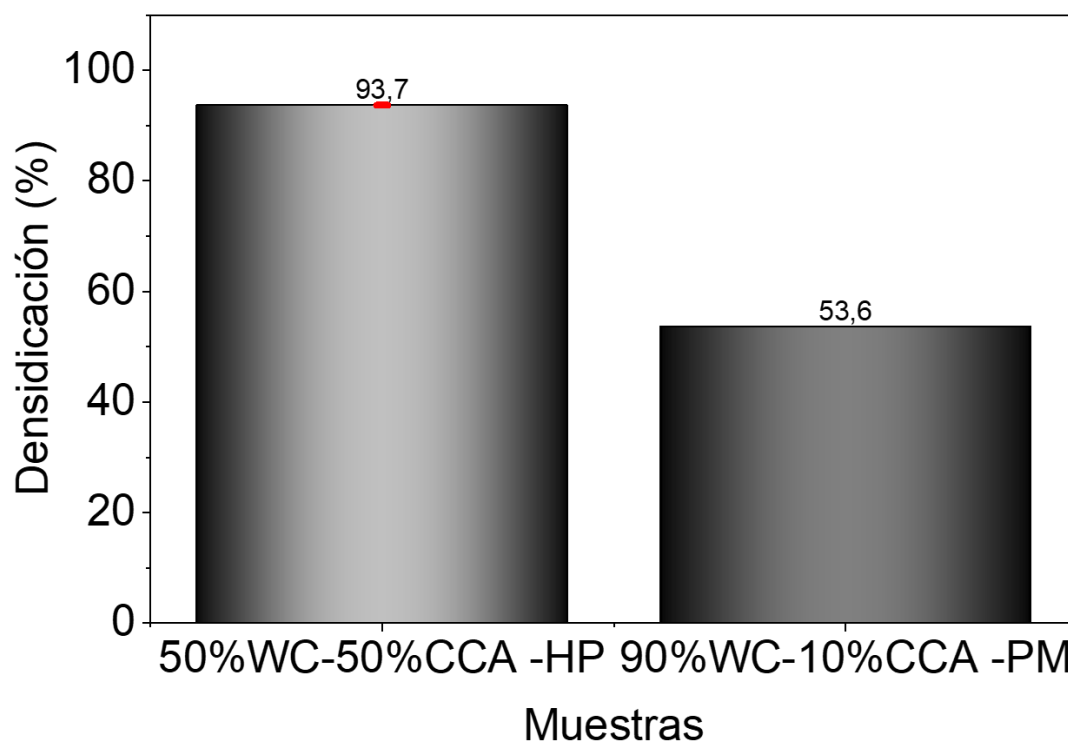


Figura 26. Tabla de promedio de densificación mediante HP y PM

5.4. DRX cermet

En la Figura 27. se presenta el difractograma de la muestra WC-CCA sinterizada mediante hot-pressing (2 horas a 900 °C). En ella se observa la aparición de múltiples peaks correspondientes a fases de carburos secundarios, lo que indicaría una disminución de la presencia del WC a causa de la disociación parcial de sus partículas. Debido a las condiciones de sinterización, es posible la formación de estas fases secundarias, ya que el aporte de 50 MPa de presión contribuye a la interacción entre la fase metálica y la cerámica, mientras que la aplicación de calor permite la precipitación de fases estables en estado sólido. En consecuencia, al estar en una proporción del 50 % p/p, aumenta el área de reacción facilitando la formación de carburos complejos. En este sistema, el alto contenido de hierro y níquel genera un desplazamiento en el equilibrio termodinámico del sistema, propiciando la formación de carburos secundarios [61].

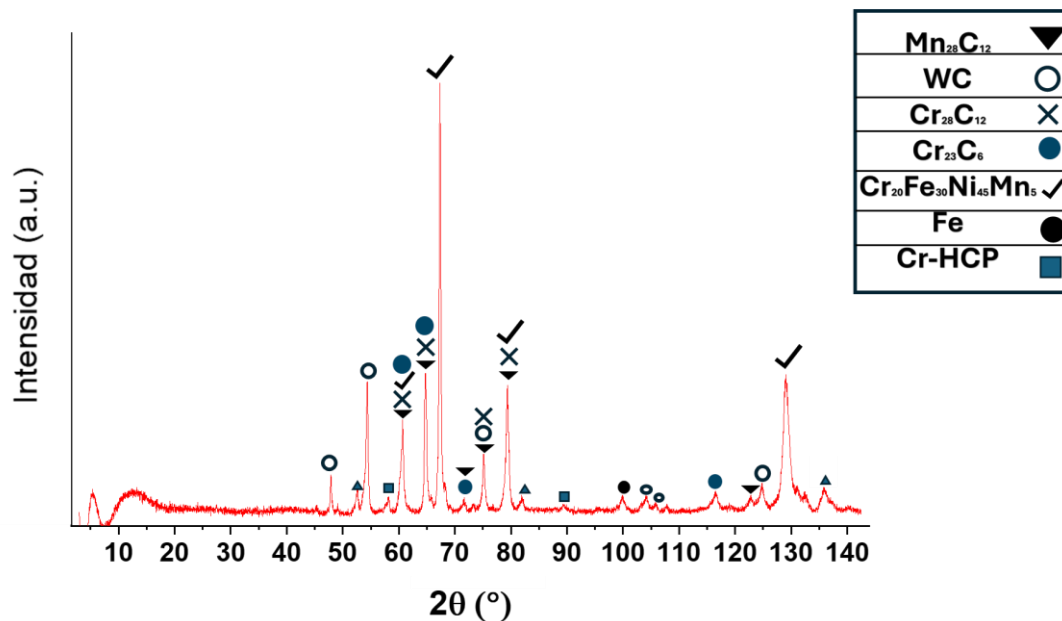


Figura 27. Difractograma de muestras WC-CCA sinterizadas mediante HP por 2 Hrs.

Según lo observado en la figura 27, se identificó la formación de múltiples fases secundarias de carburo posterior a la sinterización, destacando que el peak de mayor intensidad se localiza cerca de $2\theta = 68^\circ$. La presencia de las fases FeNi,

FeMnNi y CrNi en los ángulos $2\theta = 68^\circ$, 79° y 128° indicaría que, tras el proceso de sinterización, la fase metálica del cermet permanece como aglutinante principal del sistema, conservando su estructura FCC. No obstante, se evidencia un empobrecimiento de la matriz, fenómeno que se atribuye a la alta reactividad del cromo y el manganeso con el carbono disuelto del WC. Esto sugiere que ambos elementos migraron desde la solución sólida hacia los límites de grano para reaccionar con el carbono disociado, formando carburos de cromo y manganeso con estructura ortorrómbica. formando carburos de cromo y carburos de manganeso ambos con una estructura ortorrómbica.

Adicionalmente se detectaron peaks relacionados a la fase de carburo de cromo con estructura FCC (Cr_{23}C_6) la cual es una fase que podría presentar fragilidad al material [66]. Por otro lado, los peaks observados en los ángulos $\sim 59^\circ$ y $\sim 90^\circ$ se atribuye a la presencia de cromo en su fase HCP, lo cual sería posible debido a la existencia de una red cristalina deformada. Finalmente, los peaks localizados en $2\theta = 54.52^\circ$, 82° y 136.98° son asociados al material del porta-muestra, de acuerdo con su perfil analizado previamente.

5.5. Imágenes SEM-EDS

La Figura 28 muestra las superficies de la muestra sinterizada mediante hot-pressing, preparadas metalográficamente. En ella se puede observar la distribución general de la aleación WC-CCA, donde se aprecia una matriz continua con zonas de aglomeración de la fase metálica (Figura 28 b). Este fenómeno se atribuye al alto contenido de aglutinante en la composición del cermet, lo que genera 'lagunas' de $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$. La presencia de estas regiones sugiere una homogeneización insuficiente durante la etapa de molienda o mezcla previa al sinterizado, lo que impide una distribución uniforme del WC en la matriz. Asimismo, este fenómeno podría asociarse a que la proporción del 50 % p/p de CCA, la cual resulta elevada para la granulometría de las partículas de WC empleadas; al no existir suficiente área superficial de carburo para ser mojada por el metal, el exceso de fase líquida durante el Hot Pressing tiende aglomerarse, generando estas discontinuidades en

el cermet. Adicionalmente, en la Figura 28 (a) se observa que la muestra alcanzó una densificación satisfactoria, presentando únicamente porosidad residual aislada.

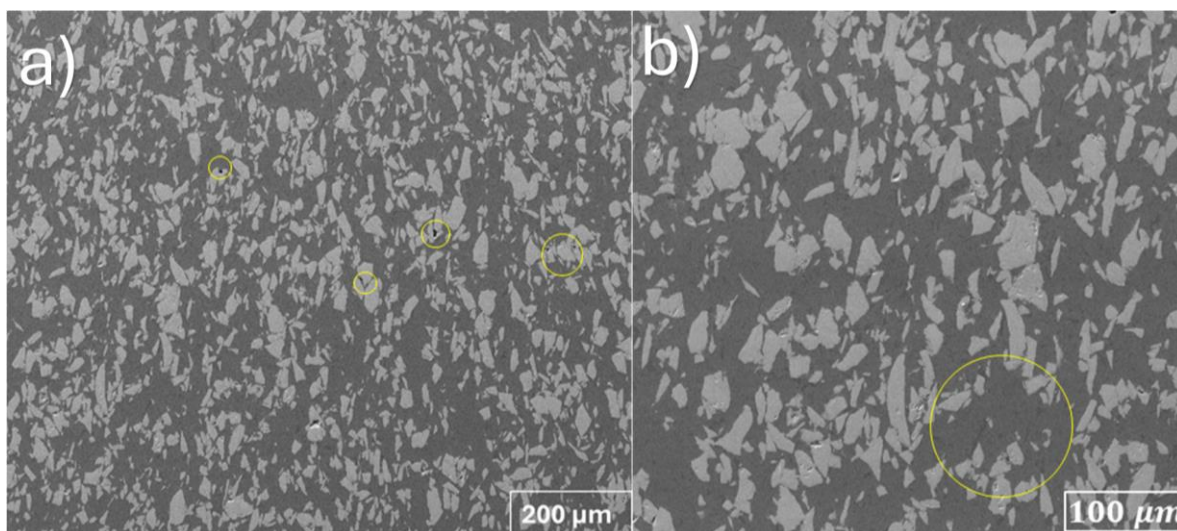


Figura 28. Distribución superficial mediante imagen SEM de WC-CCA, magnitud a) x250; b) x500;

No obstante, al realizar un acercamiento, la Figura 29. se observa que las lagunas formadas por la aleación $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ tuvieron interacción con las partículas de WC formando precipitados de los carburos que se detectados por DRX. Este fenómeno se aprecia en la micrografía d), donde se observa un contraste de tonalidades distintivo en la matriz adyacente a los granos de carburo de tungsteno. La zona delimitada en amarillo podría indicar la formación de carburos secundarios in situ; la ubicación de este contraste entre las partículas del cerámico corrobora la disociación química del WC durante el proceso de sinterización.

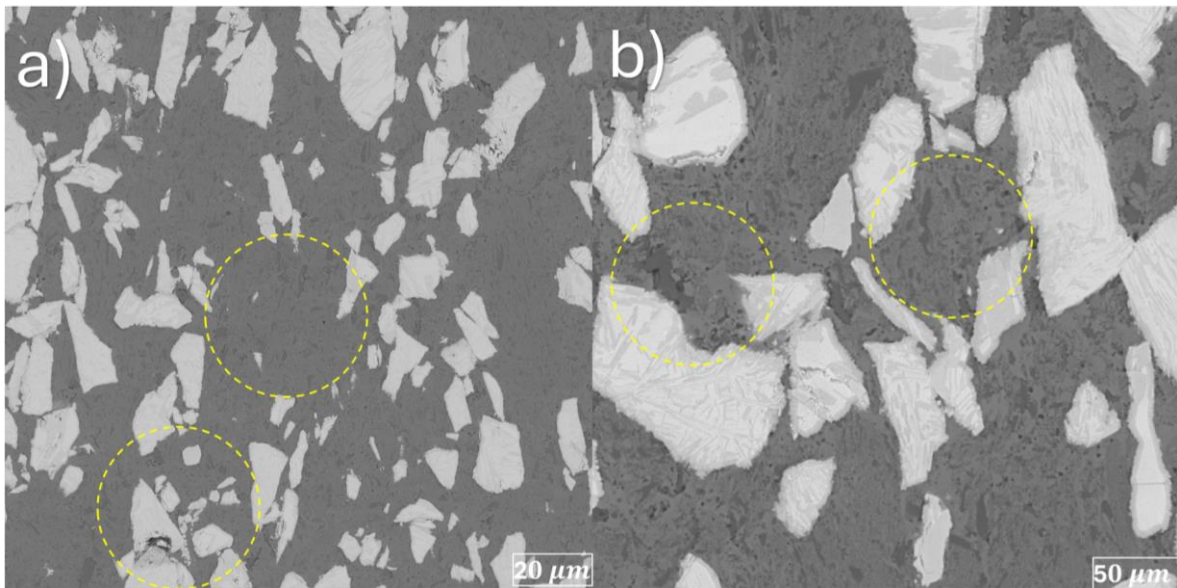


Figura 29. Distribución superficial mediante imagen SEM de WC-CCA, magnitud a) x1000; b) x3000;

Para corroborar la naturaleza de las fases detectadas por el DRX y observadas en las imágenes SEM (Figura 29), se realizó un análisis de EDS puntual en las zonas de contraste oscuro de la matriz observable en la Figura 30. Donde el espectro revela un peak de saturación de cromo junto con la presencia de carbono, lo cual concuerda con los resultados obtenidos del difractograma indicando la presencia de fases secundarias del carburo, específicamente de carburos de cromo. Asimismo, la detección de peaks pertenecientes al manganeso junto lo analizado en la sección 6.4 indica la disociación del WC.

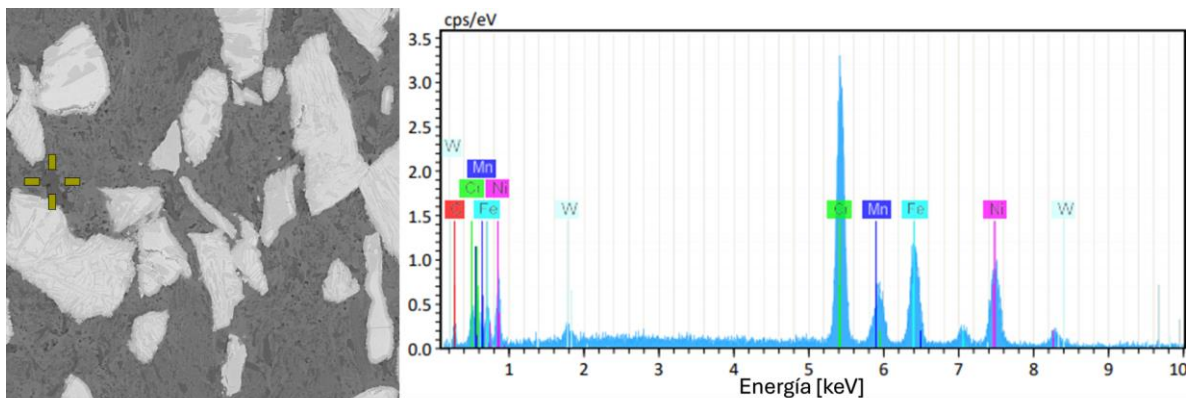


Figura 30. Imagen EDS puntual con tabla de espectro.

Finalmente, se realizó un mapeo elemental EDS observable en la Figura 31. de una región representativa del cermet. Con el fin de evaluar el comportamiento y distribución de los componentes del cermet. Donde se puede observar en la imagen la presencia de carbono distribuido a través de la matriz $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ lo que indica la disociación del WC durante el sinterizado. El carbono al difundir por la matriz podría interactuar con el cromo y el manganeso como se observa en el perfil elemental.

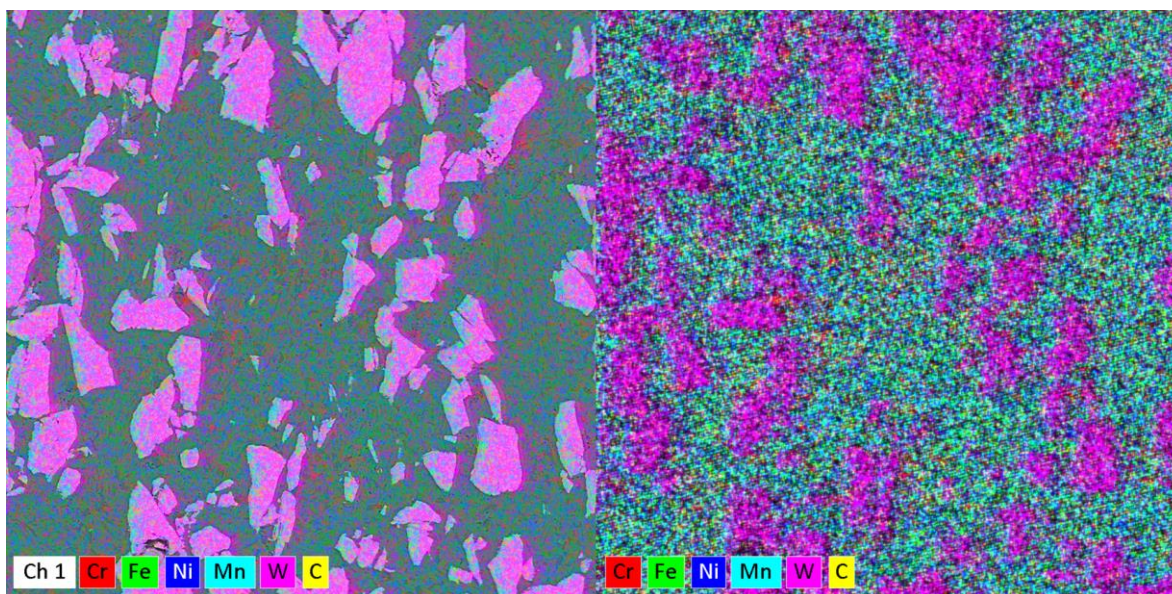


Figura 31. SEM+EDS Mapping x1000 de WC-CCA sinterizada mediante HP

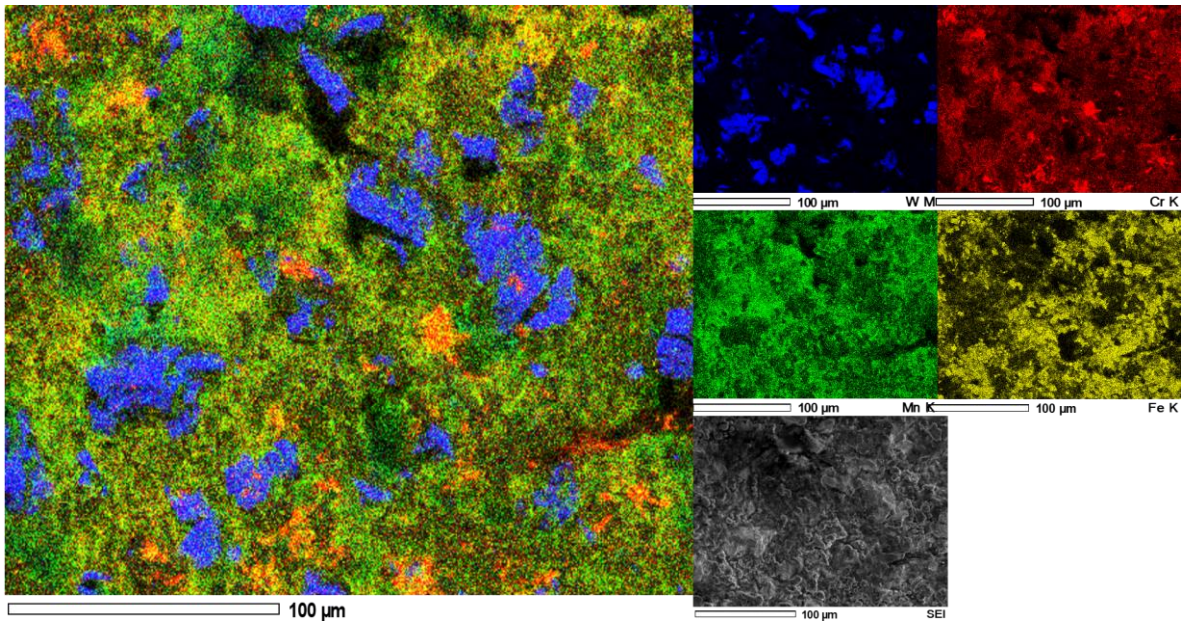


Figura 32. Perfil elemental EDS de WC-CCA sinterizada por HP

5.6. Dureza y micro dureza Vickers

Para entender el comportamiento del cermet (WC-CCA) se realizó un perfil de dureza haciendo énfasis en la fase metálica, utilizando cargas crecientes de 10g → 1kg como se observa en la Figura 33; se llevaron a cabo 12 mediciones por condición de carga para evaluar la dispersión de los valores y asegurar la representatividad de los valores obtenidos como indica la norma. Al analizar los resultados a baja carga (10-25 g) se observa una dispersión elevada; esto se debe a que el indentador está midiendo la fase $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ que indica una sensibilidad de medición a bajas cargas o partículas subsuperficiales de WC. En cambio, al aumentar la carga se aprecia una estabilización de los valores de dureza, siendo notoria a partir de los rangos de 100 g a 500 g de carga. En esta escala, la indentación es lo suficientemente grande como para abarcar un área representativa del cermet. Obteniendo valores en Vickers en el rango de 600 a 700 HV; la indentación se realizó en aglomerados de $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ donde el valor de dureza promedia entre los 419,4 a 590 HV (4,1 a 5,8 GPa), según observado en la sección 6.5, a pesar de las aglomeraciones de $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$, la matriz presenta una dureza comparable con la de cermets con matriz HEA's convencionales como

CoCrFeNi que presenta una dureza ~180 HV y la matriz AlCoCrFeNi que presenta una dureza ~517.6 HV [62,63].

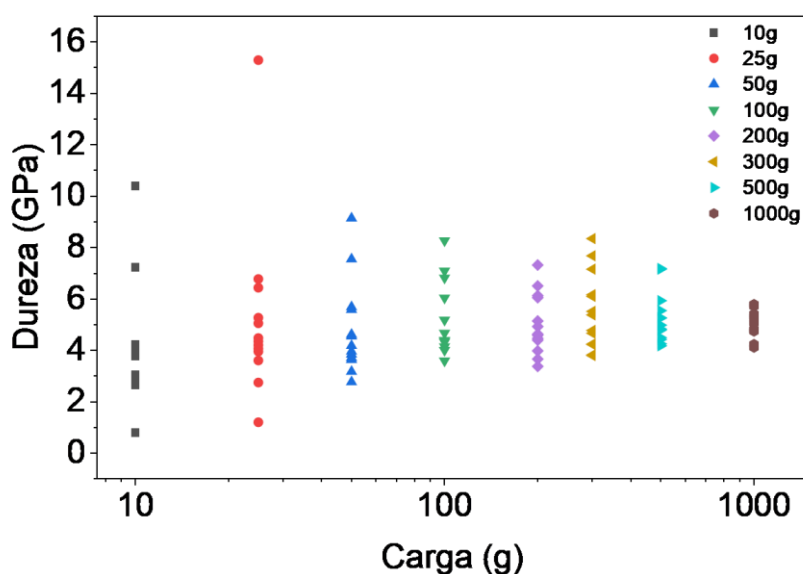


Figura 33. Perfil de dureza en GPa de WC-CCA

En la Figura 34 se observa el promedio de la dureza obtenida en GPa el grafico revela que, a la carga de 1000 g, se consolida un valor de 5,065 GPa (~516 HV) de macrodureza del cermet. Este resultado, de magnitud moderada podría atribuirse a la alta fracción volumétrica de $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ presente en el cermet. Lo anterior se sustenta en que, dentro del rango de medición de Microdureza se perciben resultados elevados aislados debido a la disociación del WC específicamente del carbono en la matriz vista en la sección 6.5, lo que explicaría los resultados de mayor magnitud aislados.

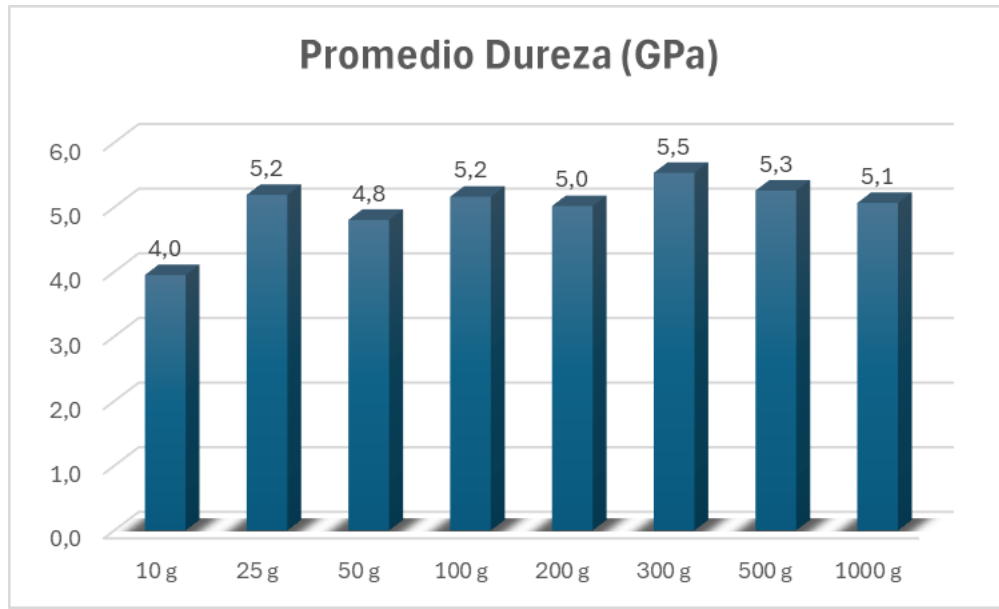


Figura 34. Promedio de dureza en GPa de $WC-Cr_{20}Fe_{30}Mn_5Ni_{45}$

5.7. Fractotenacidad Palmqvist

La Figura 35. presenta los valores de fractotenacidad del cermet consolidado, obtenido mediante indentaciones con una carga de 30 Kg. Las huellas de la indentación presentan una geometría definida sin signos de fractura frágil en sus bordes. El análisis en los vértices de la indentación revela la formación de grietas, en la cual no se observó una propagación significativa, alcanzando una longitud de 14.768 μm . Esta reducida extensión de la grieta en comparación con el área de la indentación es indicativa de una elevada tenacidad del cermet.

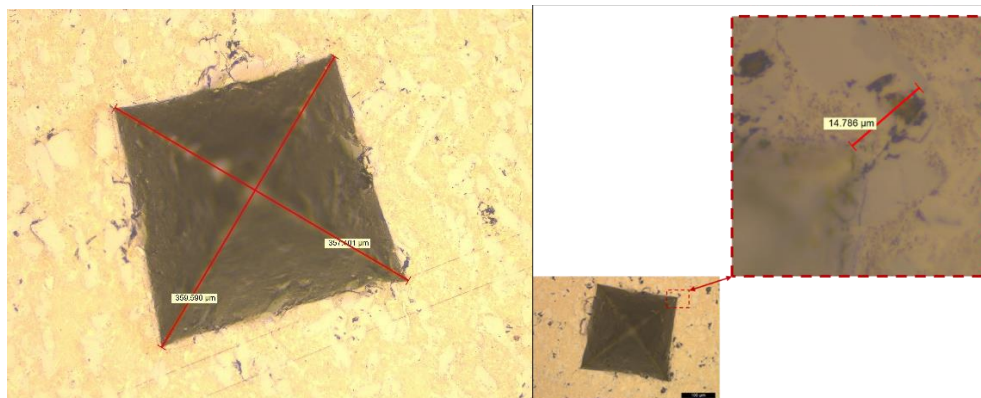


Figura 35. Medición de indentación mediante Palmqvist WC-CCA

Mediante el análisis Palmqvist, se obtuvieron los valores del cermet donde las muestras alcanzan niveles de tenacidad de $34,59 \text{ MPa}\sqrt{m}$ para la réplica uno (R1) y $29,96 \text{ MPa}\sqrt{m}$ Para R2 como se muestra en la Figura 36 Se determinó que el mecanismo de falla no es de naturaleza transgranular; por el contrario, las grietas experimentan una desviación de trayectoria propagándose de manera intergranular a través de la fase ligante y rodeando los granos de WC. Estos valores podrían estar ligados a la interacción de la grieta con los límites de grano. Como se observó en la sección 6.5, la disociación parcial del WC promovió una fuerte interacción en la interfaz matriz-ligante, la cual presenta una estructura FCC (rica en Ni) aumentando la ductilidad del cermet. Complementariamente, la matriz CCA presenta una red cristalina altamente distorsionada debido a los tamaños atómicos del Cr, Fe, Ni, Mn, esta distorsión aumenta la tensión de la red y promueve el bloqueo de la propagación de grietas mediante la interacción de dislocaciones, lo cual concuerda con la literatura.

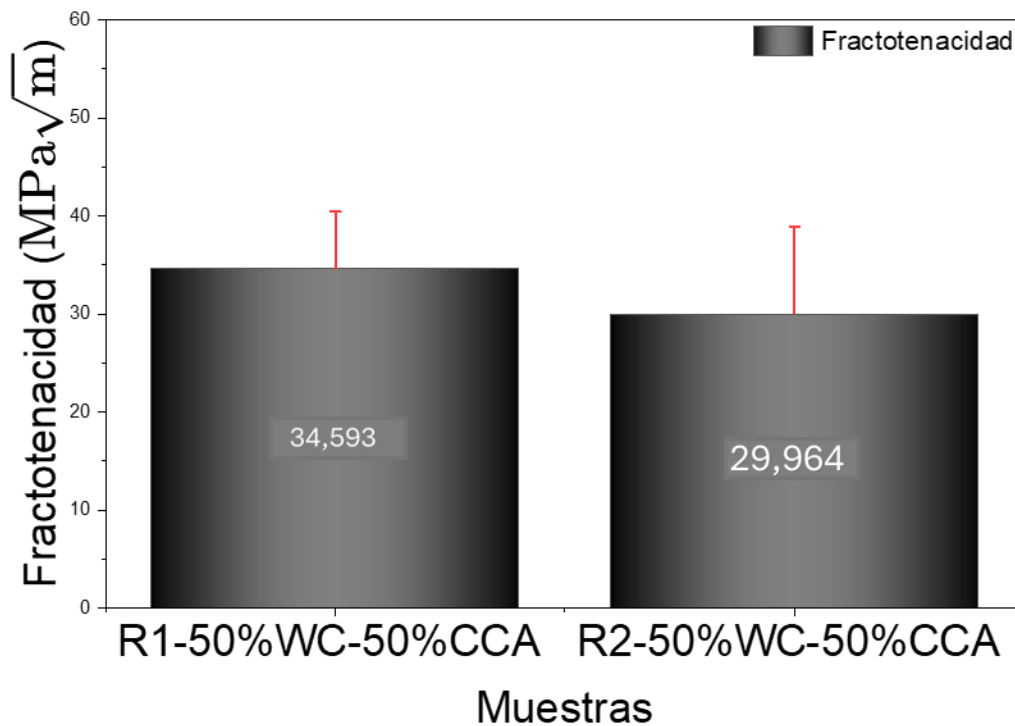


Figura 36. Promedio de fractotenacidad Palmqvist de cermet WC-CCA.

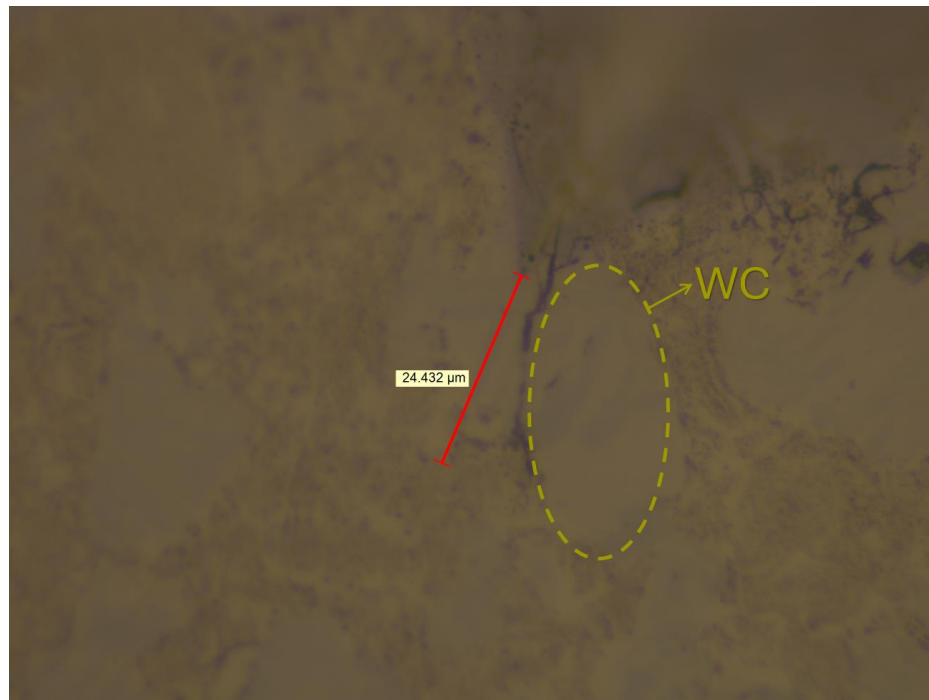


Figura 37. Imagen de la propagación de grieta en el borde del carburo

5.8. Desgaste abrasivo norma B611

Como se observa en la Figura 38 y según lo descrito en la Sección 4.9, la muestra fue sometida a las condiciones establecidas por la norma correspondiente para ensayos de desgaste abrasivo de alta tensión. Durante un período de 10 minutos, la muestra permaneció presionada de manera constante contra una rueda de acero, tal como se aprecia en **(b)**, generándose un régimen de desgaste abrasivo severo. Transcurrido el tiempo estipulado por la norma, la huella de desgaste observada en **(c)** evidencia que la muestra experimentó una pérdida significativa de volumen, atribuible a la acción combinada de la carga normal aplicada y la elevada severidad del mecanismo abrasivo. El ensayo se realizó en conjunto a un cermet SiC–Fe, diseñado para aplicaciones de desgaste y que presenta un nivel de densificación superior al 80 %. No obstante, dichas muestras no lograron soportar las condiciones

del ensayo, presentando una degradación severa y la pérdida total de su geometría original, lo que evidencia una resistencia insuficiente frente a este tipo de desgaste. Estos resultados ponen de manifiesto la elevada exigencia del ensayo aplicado y permiten establecer una comparación directa del desempeño tribológico del sistema WC-CCA bajo condiciones de desgaste abrasivo de alta tensión donde el cermet completó el ensayo en su totalidad presentando una pérdida de masa significativa más no una pérdida total de esta [64].

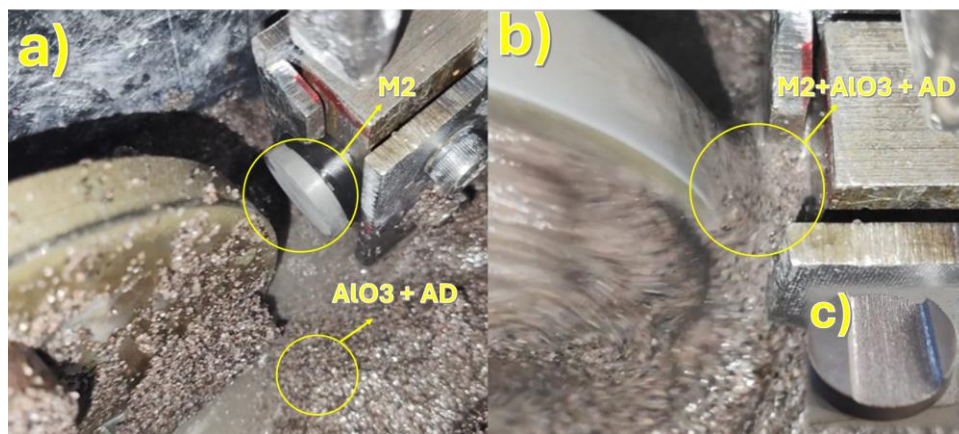


Figura 38. Probeta sometida a ensayo 100 rpm durante 10 minutos.

Posterior al ensayo de desgaste se evaluó la huella generada por la rueda durante el recorrido (figura 39) a través del microscopio electrónico de barrido (SEM) con el objetivo de analizar la morfología y topografía superficial de la probeta, en la imagen (a) se observa la superficie previa al ensayo, en la cual se observa una superficie rugosa en comparación con la imagen (b), cuya superficie fue expuesta al lodo abrasivo donde se evidencia una huella con presencia de numerosas incrustaciones de partículas abrasivas (Al_2O_3) a lo largo del trayecto de contacto observando surcos notorios a través del recorrido. Lo que se observa en (c) es una remoción notoria del material al inicio de la huella de desgaste, la cual en a medida que avanza el recorrido, esta tiende a homogenizarse y disminuyendo la tasa de desgaste, esto debido al fenómeno de endurecimiento por deformación de la matriz CCA.

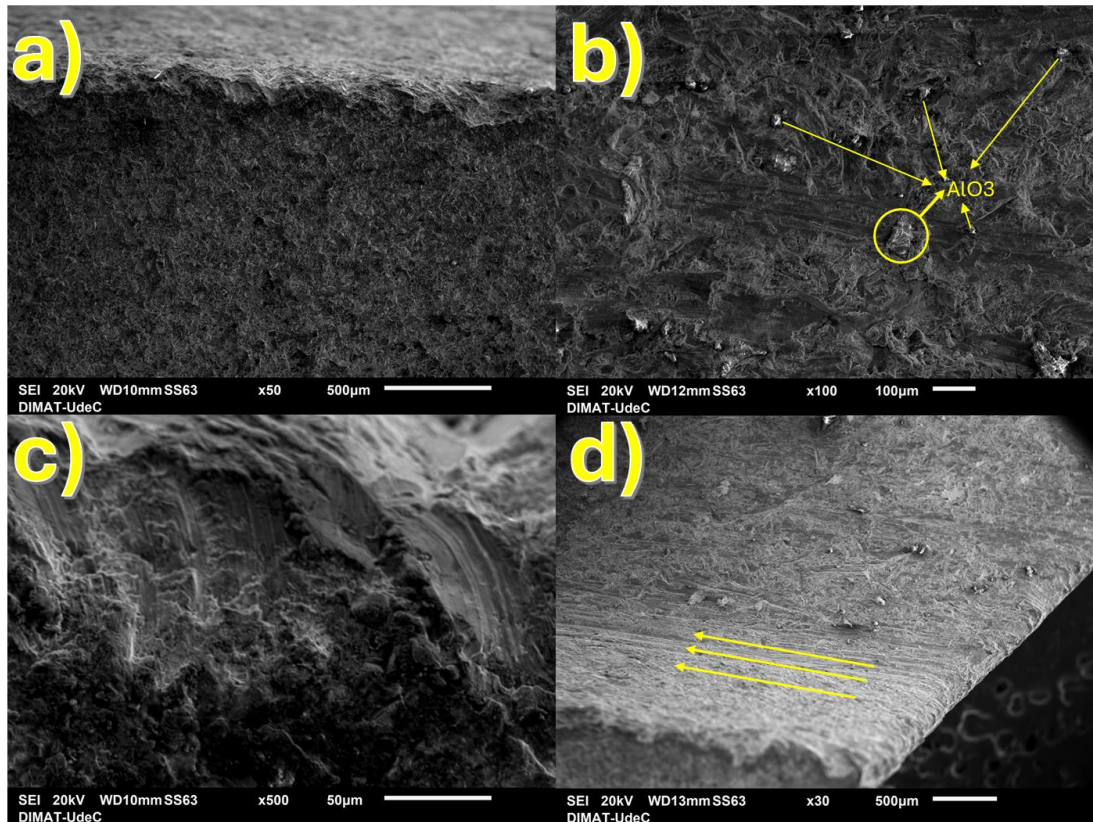


Figura 39. Imágenes SEM de superficie desgastada en condiciones abrasivas x500

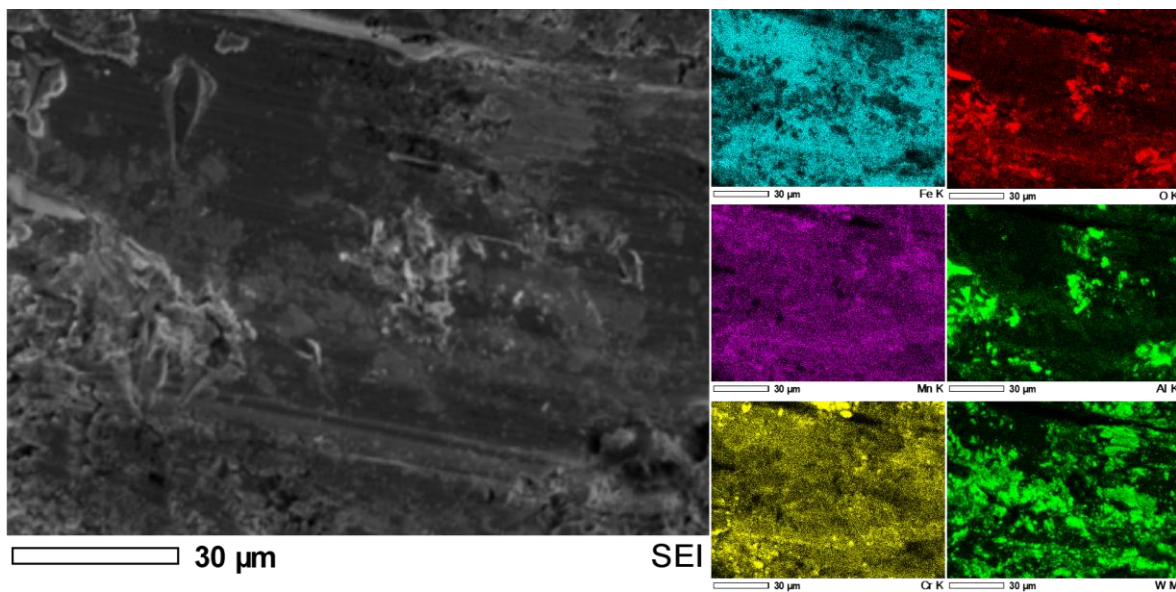


Figura 40. Imágenes Mapping de SEM-EDS presente la distribución del cermet WC-CCA posterior a la huella de desgaste

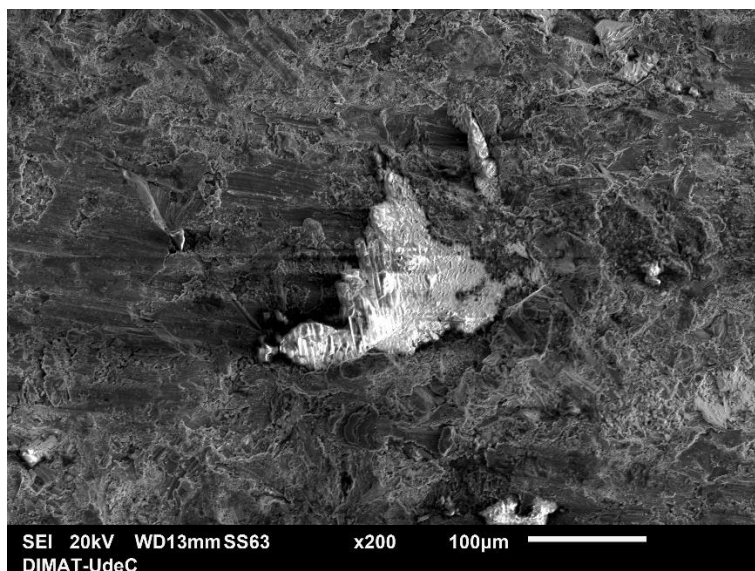


Figura 41. Imágenes SEM incrustaciones de(Al_2O_3), en superficie post ensayo.

Como se observa en la Figura 41. una partícula de (Al_2O_3) incrustada en la superficie del material lo que indica que no solo actuó como agente de corte (efectuando micro corte y micro arados) o remoción del material, sino que también se incorporó en la superficie parcialmente, las partículas abrasivas que se adhirieron a la superficie actuaron como partícula de refuerzo del material, ya que la imagen reveló que esta partícula de (Al_2O_3) incrustada desvió la huella de desgaste cambiando la orientación del desgaste.

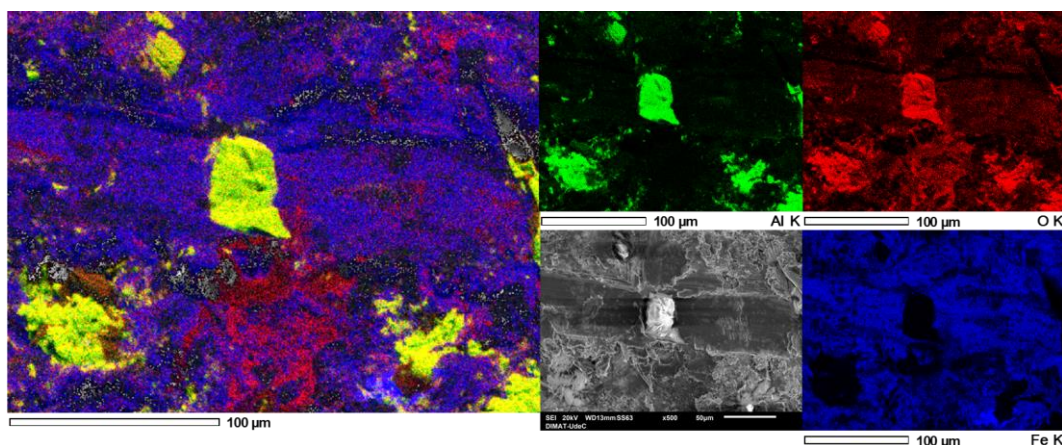


Figura 42. Imagen SEM+RGB Mapping, WC-CCA de incrustación Al_2O_3 .

La Figura 41. presenta el mapeo realizado mediante EDS en la cual se revela la incrustación de una partícula abrasiva localizada de óxido de aluminio sobre la superficie del cermet tras el ensayo de desgaste, donde se distingue una región de alta intensidad asociada al oxido, la cual realizando un análisis lineal + RGB mapping observada en la Figura 42. Reveló que la alta intensidad se asocia a una elevada concentración de aluminio y oxígeno confirmando la incrustación de la partícula abrasiva. La interacción de la partícula abrasiva no se limitó a un contacto superficial sobre el cermet, si no que penetró la superficie durante el ensayo, lo que formo una alteración local en la trayectoria de la huella de desgaste, lo que se observa en la Figura 44., la cual revela que la partícula abrasiva incrustada generó una deformación plástica severa, ya que se observa un surco de aproximadamente $30 \pm 2 \mu m$ de profundidad. Esto sugiere que la matriz metálica posee una alta ductilidad en ciertas zonas del cermet, pero no una dureza suficiente para evitar el anclaje de las partículas abrasivas en la superficie. Lo cual reduce la tasa de desgaste en el borde de la partícula abrasiva con el cermet debido al análisis de rugosidad superficial sugiere que la partícula de óxido de aluminio actúa como **Microcuñas** formando una barrera protectora de la huella de desgaste generando una acumulación del material del cermet posterior a la incrustación.

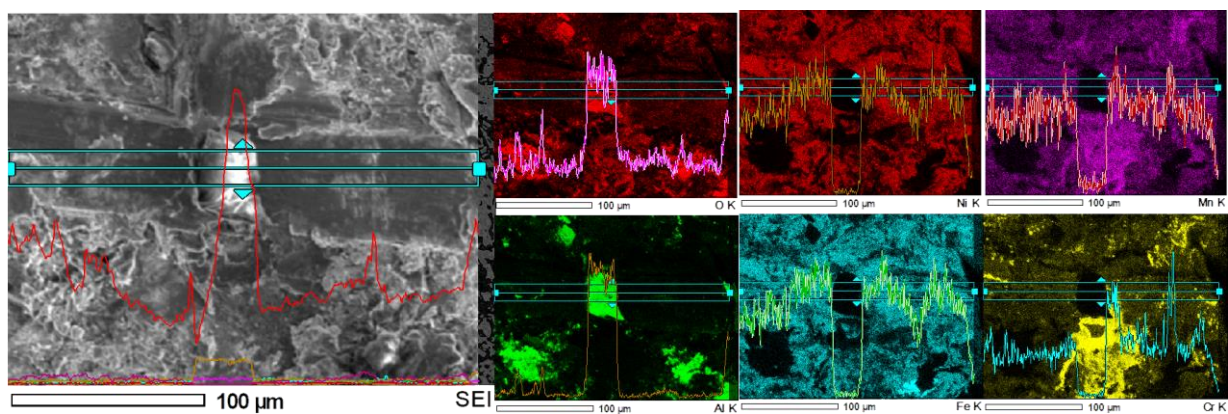


Figura 43. Medición lineal de intensidad de elementos mediante SEM+RGB

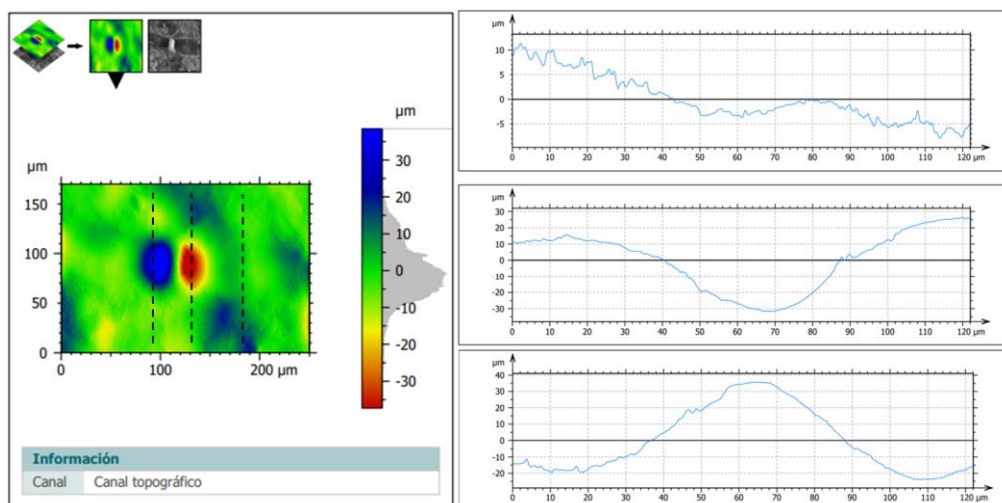


Figura 44. Análisis de rugosidad superficial mediante MountainsMaps posterior a ensayo bajo la norma B611.

Como se observó en la Figura 39 (d), la pérdida de masa es notoria y mediante la Tabla 2, se observa que, durante todo el recorrido de la muestra, significó una pérdida del 26% material, siendo un nivel de desgaste moderado, esto podría deberse a las aglomeraciones que se observaron en la sección 2.3 y 2.4, ya que la cantidad de partículas de carburo de tungsteno aglomeradas, dejan en evidencia una laguna del cermet en la cual solo está formada por el CCA lo que pudo haber influenciado en la facilidad de surcado de las partículas abrasivas en la superficie. Sin embargo, el análisis de rugosidad revela el cermet mostro un comportamiento uniforme frente al desgaste, ya que en las cercanías del surco se observa una deformación severa de la superficie que posteriormente sigue su régimen uniforme de desgaste.

Al contrastar el comportamiento tribológico bajo la norma ASTM B611, el sistema WC- $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ presenta una pérdida volumétrica de $0,836 \text{ cm}^3$, el cual, frente a investigaciones previas sobre aleaciones de alta entropía monofásicas de CoCrFeNi que reportan pérdidas de $0,18\text{-}0,26 \text{ cm}^3$, y cermets con grados comerciales WC-Co o sistemas con Ni-Cr como binder los cuales reportan volumen de desgaste significativamente menor de $0,08$ y $0,28 \text{ cm}^3$ respectivamente, como se observa en la tabla 3. El sistema $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ presenta una menor resistencia a la abrasión de alta tensión. Este comportamiento podría atribuirse a la dureza de los

ligantes basados en níquel frente al cobalto, sumado a la severidad del ensayo B611 que facilita la remoción del material debido a los microcortes continuos del abrasivo. No obstante, el cermet evitó la transición hacia un desgaste frágil típico de materiales de alta dureza; gracias a los valores de fractotenacidad obtenidos en la sección 5.7, ya que permite el anclaje de las partículas abrasivas y ofreciendo un refuerzo al cermet frente a la huella de desgaste observable en las Figuras 43 y 44 [67,68]. Finalmente, estos resultados podrían indicar que un aumento de WC en peso del cermet favorecería la disminución de la tasa de desgaste.

Tabla 2. Medición de ensayo B611 de desgaste abrasivo

masa inicial (g)	masa final (g)	masa perdida (g)	densidad (g/ cm³)	volumen perdido (cm³)
26,525	19,631	6,894	8,237	0,836

Tabla 3. Tabla comparativa de proporciones de WC con binders.

cerámico	binder	Proporción (%p/p)	Volumen perdido (cm³)
WC	Co	90/10	0,08
WC	NiCr	75/25	0,28
WC	Cr ₂₀ Fe ₃₀ Mn ₅ Ni ₄₅	50/50	0,836

6. Conclusiones

En este trabajo se abordó el estudio de una aleación concentrada compleja $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ como ligante en CERMET WC, evaluando la consolidación y desempeño mecánico del sistema. Para ello, se emplearon técnicas de sinterización press and sinter y hotpressing, analizando variables críticas como el tiempo de molienda de alta energía y la proporción volumétrica de la fase ligante. Utilizando técnicas de caracterización como DRX y SEM-EDS, se estableció la relación entre la disociación del carburo y la respuesta del material frente a la abrasión.

Tras el análisis y discusión de los resultados, se confirma la hipótesis planteada en este estudio. El empleo de la técnica de hotpressing a 900 °C y 50 MPa fue determinante para superar las limitaciones de la sinterización convencional, logrando una densificación del 93,7% en sistemas con medio contenido de WC. Asimismo, se observó la interacción química en los límites de grano debido a la disociación de carburos hacia la fase ligante obteniendo valores de dureza promedio de 5,065 GPa (~516 HV) sin mitigar la tenacidad del cermet. Además, la CCA mostró la capacidad para anclar partículas abrasivas durante el ensayo ASTM B611. Confirmando la hipótesis de que la integración de la CCA como ligante en matriz de WC ofrecen un aumento en las propiedades del cermet. Concluyendo que:

- El proceso de molienda de alta energía de 16 horas garantiza la difusión del Fe en la red de Ni, consolidando una solución sólida de estructura FCC evidenciado en el DRX, sirve como base dúctil para el cermet.
- La sinterización del cermet mediante HP a 50 MPa permitió una densificación del 93,7% superando a la sinterización convencional en un 43% debido a la baja movilidad atómica de la fase metálica a 900 °C.
- La disociación del WC facilita la formación de carburos secundarios de Mn y Cr hacia la fase metálica CCA afectando la dureza en un 15% con respecto al promedio 5,065 GPa (~516 HV).
- El cermet WC-CCA en 50 %p/p alcanza una tenacidad de hasta $34,5 \text{ MPa}\sqrt{m}$ debido a la distorsión de la red cristalina de la CCA la cual promueve la

formación de dislocaciones que frenan la propagación de grietas, evitando la fractura transgranular del WC y rodeándola.

- A pesar de la pérdida de masa en el ensayo ASTM B611, el cermet muestra una ductilidad en la fase metálica CCA que permite la incrustación de partículas de Al_2O_3 , las cuales actúan como refuerzo superficial y desvían la huella de desgaste.

Finalmente, Se identificó un incremento en la dureza de la CCA en comparación con aleaciones de alta entropía convencionales como CoCrFeNi y AlCoCrFeNi lo que hace a esta aleación competitiva como fase ligante en cermets.

7. Recomendaciones.

Tras la validación del sistema WC-Cr₂₀Fe₃₀Mn₅Ni₄₅ como una alternativa viable al uso de cobalto, se identificaron variables críticas que presentan oportunidades de mejoras. Por ende, para futuras investigaciones de este trabajo se sugiere:

- Evaluar métodos de mezcla que reduzcan las lagunas de la fase metálica para mejorar la distribución homogénea sobre WC.
- Ajustar los parámetros de la aleación concentrada compleja, reduciendo el Ni de un 45 %p/p y aumentando el nivel de 30%p/p de Fe, que permitan estudiar los mecanismos de deformación predominantes y su influencia en el desempeño del cermet para aplicaciones tribológicas.
- Estudiar el comportamiento del sistema reduciendo la fracción en peso en un 30-40 % de la CCA para buscar un equilibrio entre la tenacidad obtenida y un aumento en la dureza y su desempeño tribológico.
- Dado el alto contenido de Cr 20% p/p y Ni 45% p/p en la fase metálica, se propone evaluar la resistencia a la corrosión del cermet.
- Se propone evaluar, mediante sinterización convencional, el efecto de presiones de compactación en verde superiores a 700 MPa y tiempos de sinterización mayores a 2 horas, así como la interacción entre ambas variables, y su influencia en la densificación, la evolución de la microestructura, el libre camino medio entre fases CCA y WC, las propiedades mecánicas y la resistencia al desgaste.

8. Referencias

- [1] Holmberg, K., & Erdemir, A. (2017). Influence of tribology on global energy consumption, costs, and emissions. *Friction*, 5(3), 263–284. <https://doi.org/10.1007/s40544-017-0183-5>
- [2] Magdalena Cardemil. (2023). *Impactos socioeconómicos de la minería en Chile*.
- [3] Holmberg, K., Kivikytö-Reponen, P., Härkisaari, P., Valtonen, K., & Erdemir, A. (2017). Global energy consumption due to friction and wear in the mining industry. *Tribology International*, 115, 116–139. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.05.010>
- [4] Market Research Intellect, *Tungsten Carbide Cobalt (WC-Co) Market Share & Trends by Product, Application, and Region – Insights to 2033*, Market Research Intellect LLC, Report ID 940893, Sept. 2025.
- [5] García, J., Collado Ciprés, V., Blomqvist, A., & Kaplan, B. (2019). Cemented carbide microstructures: a review. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 80, 40–68. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.12.004>
- [6] Konyashin, I., Ries, B., Hlawatschek, S., & Mazilkin, A. (2018). Novel industrial hardmetals for mining, construction and wear applications. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 71, 357–365. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2017.10.021>
- [7] Hu, Z., Xiao, Y., Fan, C., Zuo, R., Gao, J., Lin, X., & Lu, Y. (2025). The effect of TaC on the friction and Wear performance and oxidation resistance of WC–co cemented carbides. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 133, 107355. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2025.107355>
- [8] Cataleta, M. S. (2020). Human rights violations against children in the Democratic Republic of Congo, the international trade in minerals. *Misión Jurídica*, 13(18). <https://doi.org/10.25058/1794600X.1710>
- [9] Chen, L., Lan, Y., Cheng, Y., Zeng, J., Ma, Y., Yu, S., Ding, Z., Liu, B., Zhang, J., Peng, H., & Guo, W. (2024). Friction behavior and wear mechanism of laser cladded FeNiCr-WC composite coatings in comparison with different friction pairs. *Journal of*

Materials Research and Technology, 31, 1956–1973.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.06.206>

[10] Manescau, T. J., Braun, J., & Dezellus, O. (2022). Computational development, synthesis and mechanical properties of face centered cubic Co-free high entropy alloys. *Materials Today Communications*, 30, 103202.
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103202>

[11] Ortner, H. M., Ettmayer, P., & Kolaska, H. (2014). The history of the technological progress of hardmetals. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 44, 148–159. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.07.014>

[12] Mari, D. (2001). Cermets and Hardmetals. In *Encyclopedia of Materials: Science and Technology* (pp. 1118–1122). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B0-08-043152-6/00209-6>

[13] Sharma, A. K., Bhandari, R., Aherwar, A., & Rimašauskienė, R. (2020). Matrix materials used in composites: A comprehensive study. *Materials Today: Proceedings*, 21, 1559–1562. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.11.086>

[14] Larsen-Basse, J., Perrott, C. M., & Robinson, P. M. (1974). Abrasive wear of tungsten carbide—cobalt composites. I. Rotary drilling tests. *Materials Science and Engineering*, 13(2), 83–91. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(74\)90175-X](https://doi.org/10.1016/0025-5416(74)90175-X)

[15] European Commission, "Raw Materials Week addresses the future of critical raw materials for Europe," Publicado en: *Internal Market, Industry, Entrepreneurship and SMEs*, 18 Nov. 2025. [En línea]. Disponible en: https://single-market-economy.ec.europa.eu/news/raw-materials-week-addresses-future-critical-raw-materials-europe-2025-11-18_en

[16] Song, X., Gao, Y., Liu, X., Wei, C., Wang, H., & Xu, W. (2013). Effect of interfacial characteristics on toughness of nanocrystalline cemented carbides. *Acta Materialia*, 61(6), 2154–2162. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.12.036>

[17] Yeh, J.-W. (2006). Recent progress in high-entropy alloys. *Annales de Chimie Science Des Matériaux*, 31(6), 633–648. <https://doi.org/10.3166/acsm.31.633-648>

- [18] Miracle, D. B. (2015). *Critical Assessment 14: High entropy alloys and their development as structural materials*. *Materials Science and Technology*, 31(10), 1142–1147. <https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000749>
- [19] Daiy, H., Najafi, Y., Ragheb, Z. D., & Abedi, H. R. (2023). *A review study on thermal stability of powder-based additively manufactured alloys*. *Journal of Alloys and Compounds*, 965, 171384. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.171384>
- [20] Guo, S., Ng, C., & Liu, C. T. (2013). *Anomalous solidification microstructures in Co-free AlxCrCuFeNi2 high-entropy alloys*. *Journal of Alloys and Compounds*, 557, 77–81. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.01.007>
- [21] Choudhuri, D., Gwalani, B., Gorsse, S., Mikler, C. V., Ramanujan, R. V., Gibson, M. A., & Banerjee, R. (2017). *Change in the primary solidification phase from fcc to bcc -based B2 in high entropy or complex concentrated alloys*. *Scripta Materialia*, 127, 186–190. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.09.023>
- [22] Singh, S., Wanderka, N., Murty, B. S., Glatzel, U., & Banhart, J. (2011). *Decomposition in multi-component AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy*. *Acta Materialia*, 59(1), 182–190. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.09.023>
- [23] Chuang, M.-H., Tsai, M.-H., Wang, W.-R., Lin, S.-J., & Yeh, J.-W. (2011). *Microstructure and wear behavior of AlxCo1.5CrFeNi1.5Tiy high-entropy alloys*. *Acta Materialia*, 59(16), 6308–6317. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.06.041>
- [24] Yusuf, B. A., Yaseen, W., Xie, J., Babangida, A. A., Muhammad, A. I., Xie, M., & Xu, Y. (2022). *Rational design of noble metal-based multimetallic nanomaterials: A review*. *Nano Energy*, 104, 107959. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2022.107959>
- [25] Miracle, D. B., & Senkov, O. N. (2017). *A critical review of high entropy alloys and related concepts*. *Acta Materialia*, 122, 448–511. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
- [26] Gorsse, S., Couzinié, J.-P., & Miracle, D. B. (2018). *From high-entropy alloys to complex concentrated alloys*. *Comptes Rendus. Physique*, 19(8), 721–736. <https://doi.org/10.1016/j.crhy.2018.09.004>
- [27] Rémy, L., Pineau, A., & Thomas, B. (1978). *Temperature dependence of stacking fault energy in close-packed metals and alloys*. *Materials Science and Engineering*, 36(1), 47–63. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(78\)90194-5](https://doi.org/10.1016/0025-5416(78)90194-5)
- [28] Qiu, Y., Thomas, S., Gibson, M. A., Fraser, H. L., & Birbilis, N. (2017). *Corrosion of high entropy alloys*. *Npj Materials Degradation*, 1(1), 15. <https://doi.org/10.1038/s41529-017-0009-y>

- [29] Nozdracheva, E., Panina, E., Volosevich, D., Klimova-Korsmik, O., Salishchev, G., Zherebtsov, S., Stepanov, N., & Yurchenko, N. (2024). *Effect of Fe and Mn on structure, mechanical properties, and oxidation resistance of lightweight intermetallic Al55Cr23Ti22 complex concentrated alloy*. *Intermetallics*, 172, 108383. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2024.108383>
- [30] García, M. H. (2015). *DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES Y DEL TRANSPORTE ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIERÍA Simulación y Fabricación de Piezas Pulvimetalúrgicas mediante Consolidación Eléctrica con Corriente de Media Frecuencia*.
- [31] Eray, S. (2020). *Application of metal oxides in composites*. In *Metal Oxide Powder Technologies* (pp. 101–119). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-817505-7.00006-3>
- [32] Fayanás, A., Mayo-Ijurra, U., Ordás, N., Perez de Arriluzea, J., Valls, I., Varela, G., & Veiga, Á. (2025). Powder metallurgy processing of nickel aluminum bronze: correlation between microstructure and mechanical performance. *Materials Characterization*, 230, 115788. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2025.115788>
- [33] Zhang, J., Tuohey, J., Amini, N., Morton, D. A. V., & Hapgood, K. P. (2023). 3D printing of customised particles for powder rheology, mixing and segregation study. *Powder Technology*, 425, 118576. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2023.118576>
- [34] Nakazawa, A., & Takaki, T. (2025). Seamless multi-phase-field modeling of microstructure evolution from powder compaction to sintering. *Computational Materials Science*, 259, 114196. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2025.114196>
- [35] Briscoe, B. J., & Rough, S. L. (1998). The effects of wall friction in powder compaction. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, 137(1–3), 103–116. [https://doi.org/10.1016/S0927-7757\(97\)00210-0](https://doi.org/10.1016/S0927-7757(97)00210-0)
- [36] Lin, Z., Kossor, C., Chen, L., & Davé, R. (2025). A mechanistic powder compaction equation: Accounting for the effects of particle properties. *Powder Technology*, 464, 121285. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2025.121285>
- [37] Francis, L. F. (2016). *Powder Processes*. In *Materials Processing* (pp. 343–414). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-385132-1.00005-7>
- [38] Andrés, C., & Aguilera, R. (n.d.). *UNIVERSIDAD DE CHILE FACULTAD DE CIENCIAS FÍSICAS Y MATEMÁTICAS DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA COMPACTACIÓN Y SINTERIZACIÓN DE POLVOS OBTENIDOS POR ALEACIÓN MECÁNICA DE Cu-1,2%pAl, Cu-2,3%pTi y Cu-2,7%pV MEMORIA PARA OPTAR AL TÍTULO DE INGENIERO CIVIL MECÁNICO*.

- [39] Banerjee, S., & Joens, C. J. (2012). *Debinding and sintering of metal injection molding (MIM) components*. In *Handbook of Metal Injection Molding* (pp. 133–180). Elsevier. <https://doi.org/10.1533/9780857096234.1.133>
- [40] Liu, P. S., & Chen, G. F. (2014). *Making Porous Metals*. In *Porous Materials* (pp. 21–112). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-407788-1.00002-2>
- [41] Harmer, M. P. (1991). *Hot Pressing: Technology and Theory*. In *Concise Encyclopedia of Advanced Ceramic Materials* (pp. 222–225). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-034720-2.50064-2>
- [42] Lenka, R. K., Patro, P. K., & Mahata, T. (2022). *Shape Forming and Sintering of Ceramics* (pp. 1–54). https://doi.org/10.1007/978-981-16-1803-1_1
- [43] R.M. German., (1994). *Powder Metallurgy Science*. Second ed. Metal Powder Industries Federation (pp. 181-209).
- [44] Yáñez Fregonara, N. (2014). *Sinterización de la aleación TZM a partir de polvos obtenidos por molienda reactiva*. Disponible en <https://repositorio.uchile.cl/handle/2250/132052>
- [45] Lemoisson, F., & Froyen, L. (2005). *Understanding and improving powder metallurgical processes*. In *Fundamentals of Metallurgy* (pp. 471–502). Elsevier. <https://doi.org/10.1533/9781845690946.2.471>
- [46] Yang, D., Liu, R., Li, W., & Yan, Q.-L. (2023). *Recent advances on the preparation and combustion performances of boron-based alloy fuels*. *Fuel*, 342, 127855. <https://doi.org/10.1016/j.fuel.2023.127855>
- [47] Li, Y., Tan, Z., Liu, Y., Lei, C., He, P., Li, J., He, Z., Cheng, Y., Wu, F., & Li, Y. (2024). *Past, present and future of high-nickel materials*. *Nano Energy*, 119, 109070. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2023.109070>
- [48] Yang, L. (2015). *Nanotechnology-enhanced metals and alloys for orthopedic implants*. In *Nanotechnology-Enhanced Orthopedic Materials* (pp. 27–47). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B978-0-85709-844-3.00002-1>
- [49] Díaz Villena, E. (2017). *Modelamiento geometalúrgico del consumo de medios de molienda basado en técnicas de caracterización avanzada*. Disponible en <https://repositorio.uchile.cl/handle/2250/147418>
- [50] Dong, H. (2010). *Tribological properties of titanium-based alloys*. In *Surface Engineering of Light Alloys* (pp. 58–80). Elsevier. <https://doi.org/10.1533/9781845699451.1.58>

- [51] Affatato, S., & Brando, D. (2013). Introduction to wear phenomena of orthopaedic implants. In *Wear of Orthopaedic Implants and Artificial Joints* (pp. 3–26). Elsevier. <https://doi.org/10.1533/9780857096128.1.3>
- [52] Kübarsepp, J., Juhani, K., & Tarraste, M. (2021). Abrasion and Erosion Resistance of Cermets: A Review. *Materials*, 15(1), 69. <https://doi.org/10.3390/ma15010069>
- [53] Gopal, V., Riche, A., Björklund, S., Gupta, M., Lanz, O., Bigdeli, S., & Joshi, S. (2025). Performance of Sustainable WC-FeCrNiMo Coating by High-Velocity Air Fuel Spraying: A Potential Alternative to WC-Co Based Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*. <https://doi.org/10.1007/s11666-025-02135-9>
- [54] Picas, J. A., Menargues, S., Martin, E., & Baile, M. T. (2023). Cobalt free metallic binders for HVOF thermal sprayed wear resistant coatings. *Surface and Coatings Technology*, 456, 129243. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.129243>
- [55] Henrique, A., Guedes, C., Otoni Corrêa, E., Alves, N., & Balbino, N. (n.d.). Estudo comparativo da resistência ao desgaste micro-abrasivo dos metais duros WC-Ni-Mo₂C e WC-Co.
- [56] Wang, Z., Wang, G., Song, Z., Liu, S., Zhou, Y., Qiu, X., Wu, C., Wang, X., Chen, Z., & Meng, C. (2024). Microstructure evolution, wear and corrosion behavior of WC reinforced CoCrFeNiMn high-entropy alloy composite coatings by induction cladding. *Surface and Coatings Technology*, 486, 130938. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2024.130938>
- [57] Liu, X., Zhao, J., Li, T., Meng, Z., Qing, J., Xu, W., Ouyang, Y., & Zeng, Y. (2025). Effects of WC Addition on Microstructure and Properties of Plasma-Cladded AlCoCrFeNi High-Entropy Alloy Coatings. *Lubricants*, 13(9), 407. <https://doi.org/10.3390/lubricants13090407>
- [58] No. (1998). A NATIONAL MEASUREMENT GOOD PRACTICE GUIDE Palmqvist Toughness for Hard and Brittle Materials.
- [59] Test Method for Determining the High Stress Abrasion Resistance of Hard Materials. (2021). ASTM International. <https://doi.org/10.1520/B0611-21>
- [60] Ezequiel, J., & Tapia, S. (2025). Análisis de la resistencia a la abrasión de cermets Fe-SiC para aplicaciones mineras. POR UNIVERSIDAD DE CONCEPCIÓN FACULTAD DE INGENIERÍA DEPARTAMENTO INGENIERÍA MECÁNICA.

- [63] Fernandes, C. M., & Senos, A. M. R. (2011). Cemented carbide phase diagrams: A review. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 29(4), 405–418. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2011.02.004>
- [62] Ren, H., Chen, R. R., Gao, X. F., Liu, T., Qin, G., Wu, S. P., & Guo, J. J. (2023). High-performance AlCoCrFeNi high entropy alloy with marine application perspective. *Journal of Materials Research and Technology*, 25, 6751–6763. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.07.135>
- [63] Hussain, S. W., Mehmood, M. A., Karim, M. R. A., Godfrey, A., & Yaqoob, K. (2022). Microstructural evolution and mechanical characterization of a WC-reinforced CoCrFeNi HEA matrix composite. *Scientific Reports*, 12(1), 9822. <https://doi.org/10.1038/s41598-022-13649-5>
- [64] Suazo Venegas, D. E. (2025). Estudio del proceso de densificación de Cermet SiC-Fe antidesgaste mediante la técnica press and sinter POR.
- [65] Abolkassem, S. A., Abdelfatah, A., Elkady, O. A., & Mohamed, L. Z. (2026). Impact of Si and/or Cr on the characteristics of FeNiMn-based alloys produced by powder metallurgy. *Chemical Papers*, 80(1), 769–787. <https://doi.org/10.1007/s11696-025-04427-4>
- [66] Xia, F., Xu, W., Chen, L., Wu, S., & Sangid, M. D. (2019). Generalized stacking fault energies of Cr₂₃C₆ carbide: A first-principles study. *Computational Materials Science*, 158, 20–25. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2018.11.0>
- [67] de Gaudenzi, G. pietro, Tavola, F., Tedeschi, S., & Bozzini, B. (2022). Corrosion Behaviour of Cemented Carbides with Co- and Ni-Alloy Binders in the Presence of Abrasion. *Metals*, 12(11), 1914. <https://doi.org/10.3390/met12111914>
- [68] Sasi, R., Gallo, S. C., Attar, H., Taherishargh, M., Barnett, M. R., & Fabijanic, D. M. (2024). The effect of phase constituents on the low and high stress abrasive wear behaviour of high entropy alloys. *Wear*, 556–557, 205531. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2024.205531>

9. Anexos

Tabla 4. Tabla de datos obtenido mediante la sinterización siendo M1 mediante sinterización convencional

Muestras	Diámetro (mm)	Altura (mm)	Volumen (mm³)	Masa (g)	Masa rebanada mojada [g]	Masa rebanada saturada [g]	Densificación (A%)
M1	25,38	6,19	3,132	26,533	21,544	26,168	53,599
M2	25,41	6,27	3,180	26,485	24,082	26,727	93,555
M3	25,35	6,38	3,220	26,502	24,083	26,724	93,738
M4	25,4	6,24	3,162	26,525	24,083	26,727	93,689
M5	25,38	6,19	3,132	26,533	24,082	26,728	93,684

Tabla 5. Mediciones de perfil de dureza en Vickers (HV)

Mediciones	10 g	25 g	50 g	100 g	200 g	300 g	500 g	1000 g
1°	81,3	123,3	282,7	441,2	448,5	783	----	419,4
2°	270,8	457,1	569,4	366,7	524,7	431,8	434,2	533,8
3°	276,6	414,9	426,4	476,6	746,4	562,4	458,5	432,4
4°	277,4	691,1	404,2	528,6	406,2	475,8	493,1	552,3
5°	299,4	656,2	471,3	695,3	663,6	486,8	488,5	542,3
6°	303,6	1557,9	379	842,6	616,8	729,7	732,4	483,4
7°	310,7	403,7	464	423,1	472,7	433,3	729,9	489
8°	385	537,7	371,1	423,1	455,6	387,8	508,2	590,6
9°	391,7	515,3	579,8	448	373,4	548,5	426	582,7
10°	410	429	931,8	408,5	468,3	390,1	604,9	590,6
11°	431,5	443,4	769,7	723	344,9	850,5	451,1	492,1
12°	737,3	280,5	391,9	616	502,7	621,8	565,6	487,7
13°	1059,7	368,2	324,2	446,2	624,7	628,5	537	516

TITULO
Estudio de una aleación concentrada compleja CrFeNiMn como ligante para WC: caracterización microestructural y tribológica
Nombre Memorista: Kevin Alexander Manosalva Neira

Modalidad		Profesor(es) Patrocinante(s) Dr. Nicolás Araya R.
Concepto		
Calificación		
Fecha	27 de Marzo, 2026	

	Ingeniero Supervisor
	Institución
Comisión (Nombre y Firma)	
Dr. Ángel Oñate Dr. Guilherme Neves	
RESUMEN	

En el contexto nacional, la industria minera generó un 14,6 % del PIB del país durante el año 2021, la cual presenta desafíos críticos asociados a los fenómenos tribológicos que representan cerca del 23 % del consumo energético a nivel global. Bajo estas condiciones, los compuestos metal-cerámicos (CERMETS) han adquirido una gran relevancia, siendo el WC-Co el cermet predominante en las industrias. Sin embargo, el uso de cobalto como ligante presenta desventajas críticas como su elevado costo, escasez debido a la dificultad de extracción y riesgos para la salud al ser considerado cancerígeno.

Frente a la necesidad de buscar reemplazos adecuados para el cobalto, las aleaciones concentradas complejas surgen como alternativa, debido a sus mecanismos de endurecimiento por deformación y una distorsión de red severa derivada del desajuste de tamaños atómicos.

Por consiguiente, este trabajo propone el desarrollo de un cermet a partir de una aleación concentrada compleja $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{30}\text{Mn}_5\text{Ni}_{45}$ obtenida mediante molienda de alta energía, la cual actuará como fase ligante en una matriz de WC. El objetivo es evaluar la influencia de la CCA en la microestructura y la continuidad de la fase mediante SEM y DRX, determinar la tenacidad a la fractura mediante el método Palmqvist y el desempeño tribológico del sistema bajo las condiciones de la norma ASTM B611.

Los resultados obtenidos que mediante la ruta de sinterización convencional (press and sinter) resulta insuficiente para alcanzar una densificación sobre el 80%. Por ende, se utilizaron 900°C y 50 Mpa, se alcanzó una densificación post sinterizado del

93,7 %. Este proceso facilitó una disociación del WC hacia el ligante influenciando la microestructura, logrando valores de fractoténacidad de $34,5 \text{ MPa}\sqrt{m}$ y una dureza promedio de 590 HV. Finalmente, el cermet presentó una ductilidad que favorece un mecanismo de refuerzo mediante el anclaje de partículas abrasivas disminuyendo la pérdida de masa en el ensayo tribológico.