



UNIVERSIDAD DE CONCEPCIÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA DE MATERIALES



Estudio del proceso de densificación de Cermet SiC-Fe antidesgaste mediante la técnica press and sinter

POR

Diego Eduardo Suazo Venegas

Memoria de Título presentada a la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Concepción para
optar al título profesional de Ingeniera Civil de Materiales

Profesor Guía
Dr. Nicolas Araya

Octubre 2025
Concepción (Chile)

©2025 Diego Eduardo Suazo Venegas

© 2025 Diego Eduardo Suazo Venegas

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

Resumen

La industria minera nacional, la cual representó un 11,7% del producto interno bruto del país durante año 2024, presenta pérdidas energéticas asociadas al desgaste que alcanzan cerca del 40% de la energía total consumida. En este contexto, los materiales antidesgaste han cobrado gran relevancia, destacando los *cermets* y *hardmetals*, generalmente compuestos por Ti(C,N) y WC-Co. Sin embargo, las materias primas comúnmente utilizadas para fabricarlos se encuentran bajo extracción restringida o representan riesgos para la salud.

Ante la necesidad de buscar reemplazos adecuados para estos componentes, surge el sistema cermet Fe-SiC, del que se busca aprovechar sus propiedades metal-cerámicas para aplicaciones en condiciones de desgaste. Además, este compuesto cermet promete bajos costos de fabricación y escalabilidad al producirlo utilizando la técnica de sinterización convencional. No obstante, en los recientes estudios del sistema Fe-SiC no se ha logrado superar una densificación de un 76,4% utilizando esta técnica, impidiendo aprovechar las propiedades que ofrece una mayor densificación.

Por ello, en este trabajo se propone aumentar la densificación de este sistema sobre un 80%, de manera que se pueda reflejar en su microestructura, continuidad de fase y comportamiento antidesgaste. Este mejoramiento de la densificación se logra modificando los parámetros de sinterización, de composición y tamaños de polvos, para luego caracterizar la influencia de los cambios en la microestructura, densificación y su desempeño tribológico.

Los resultados obtenidos mostraron una densificación máxima de 83,4% para una condición sinterizada a 1000°C. Mientras que las caracterizaciones realizadas para las condiciones más favorables en cuanto a densificación permitieron estudiar la difusión de los elementos del SiC y su influencia en la microestructura, la dureza y microdureza. Además, se identificó la condición que tuvo menor pérdida de masa en el estudio tribológico y los tipos de mecanismos de desgaste presentes en estos ensayos.

Agradecimientos

Quiero expresar un especial agradecimiento a todas aquellas personas que me acompañaron e hicieron de esta una etapa maravillosa.

A mi familia, quienes demostraron su apoyo incondicional en cada momento y en cada aspecto. Jamás he dejado de aprender de mis padres ni de llevarlos en mi corazón cuando la distancia nos separa. Espero seguir aprendiendo de ellos en el futuro y contar siempre con su guía, así como con el apoyo y la compañía de mi hermano.

A Javiera, una persona muy especial a quien admiro profundamente y tuve la fortuna de encontrar en mi camino. Ha decidido quedarse a acompañarme en él, llenándolo de alegrías y hermosos momentos, y dándole un nuevo sentido a mi vida.

A mis amistades, con quienes he compartido alegrías y penas, y con quienes hemos sabido sortear dificultades juntos. Agradezco especialmente a aquellos que me han dedicado palabras de aliento en los momentos más exigentes de esta etapa.

Al profesor Nicolás, con quien tuve el gusto de trabajar desde mis primeros años en la carrera. Le agradezco su paciencia, orientación y constante respaldo, así como todo lo que me ha enseñado durante este proceso.

A los profesores y el cuerpo docente del Departamento de Ingeniería de Materiales, en especial al profesor Juan Pablo y al profesor Ángelo, por el apoyo, la confianza y la seguridad que me han brindado a lo largo de esta formación.

Finalmente, a Yovany, Sergio y todo el equipo TPMS, quienes siempre mostraron una gran disposición para ayudar y enseñar a quienes llegamos con menos experiencia y conocimientos. Su apoyo fue fundamental para mi aprendizaje y crecimiento.

CONTENIDOS

1. INTRODUCCIÓN.....	1
1.1. Estudio del sistema Fe-SiC	4
2. MARCO TEÓRICO.....	7
2.1 Cermets	7
2.2 Proceso de Sinterización convencional	9
2.3 Preparación de polvos	11
2.4 Compactación	13
2.5 Parámetros de Sinterización	17
2.6 Desgaste abrasivo.....	19
2.7 Ensayo de desgaste abrasivo ASTM B611	21
2.8 Ensayo de desgaste ASTM G75 (Miller Test).....	22
3. HIPÓTESIS Y OBJETIVOS	24
Hipótesis	24
Objetivo General.....	24
Objetivos Específicos	24
4. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL Y DE CARACTERIZACIÓN	25
4.1 Diseño experimental	25
4.2 Mezcla de polvos.....	27
4.3 Compactación	28
4.4 Sinterización.	29
4.5 Densidad muestras.....	32
4.6 Ensayo de Arquímedes	33
4.7 Preparación de análisis microestructural.....	34
4.8 Ensayo de dureza y microdureza.....	35
4.9 Microscopio electrónico de barrido (MEB/SEM).....	37
4.10 Ensayo de desgaste abrasivo ASTM B611	37
4.11 Ensayo de desgaste ASTM G-75 (Miller test).....	38
5. RESULTADOS Y DISCUSIONES.....	41
5.1 Curva de compactación	41
5.2 Densificaciones y microestructuras	42
5.3 Ensayo de Arquímedes	56
5.4 Microdureza y Dureza.....	57
5.5 Ensayo de desgaste ASTM B611	60

5.6	<i>Ensayo ASTM G-75 (Miller Test)</i>	61
6.	CONCLUSIONES	66
7.	REFERENCIAS	68
8.	ANEXOS	75
	<i>Anexo 1</i>	75
	<i>Anexo 2</i>	1

Lista de tablas

TABLA 1	DISEÑO EXPERIMENTAL Y VARIABLES.....	26
TABLA 2	CONVERSIÓN DE TONELAJE A PRESIÓN APLICADA.....	29
TABLA 3	RESULTADOS OBTENIDOS EN EL ENSAYO DE DESGASTE G75 RE- ESCALADOS PARA EL ÁREA NORMADA.	63
TABLA 4	MEDICIONES ENSAYO DE DESGASTE G75 PARA CONDICIÓN FE50	1
TABLA 5	MEDICIONES ENSAYO DE DESGASTE G75 PARA CONDICIÓN FE50(70/30). 1	
TABLA 6	MEDICIONES ENSAYO DE DESGASTE G75 PARA CONDICIÓN FE55	2
TABLA 7	MEDICIONES ENSAYO DE DESGASTE G75 PARA CONDICIÓN FE55(70/30). 2	

Lista de figuras

Figura 1.1 Densidades relativas y propiedades mecánicas en función de la temperatura de sinterización.	6
Figura 2.1 Esquema de la microestructura de un cermet.....	8
Figura 2.2 a) Esquema de dilución y precipitación del Ti(C,N) b) Esquema de disociación del SiC en el sistema Fe-SiC.	9
Figura 2.3 Etapas de una sinterización convencional.....	10
Figura 2.4 Algunos tipos de morfologías de polvos.....	12
Figura 2.5 Geometrías de equipos comunes para mezclado de polvos; a) Cilíndrico, b) Cubo rotatorio c) Doble cono d) Doble carcaza.....	13
Figura 2.6 Esquema del proceso de compactación uniaxial.....	14
Figura 2.7 Evolución de la densidad en función de la presión, durante la compactación de una masa de	15
Figura 2.8 Balance de fuerzas en un elemento del volumen del compacto.....	16
Figura 2.9 Esquema de etapas de sinterizado; a) Pieza en verde, b) etapa inicial, c) etapa intermedia, d) etapa final.....	18
Figura 2.10 Esquema de desgaste abrasivo (a) Dos cuerpos (b) Tres cuerpos	19
Figura 2.11 Impacto de partículas abrasivas en refuerzo cerámico; a) agrietamiento del refuerzo cerámico y huellas de abrasión, b) Agrietamiento del Ligante metálico	21
Figura 2.12 Esquema del equipo B611, a) espécimen de prueba; b) Rueda de acero; c) Lodo abrasivo; d) Solapas para levantar el lodo; e) Masa que produce la fuerza normal	22
Figura 2.13 Esquema del montaje de la probeta en equipo diseñado según norma ASTM G75	22
Figura 4.1 Dimensiones de probetas cilíndricas para sinterizar	25
Figura 4.2 Esquema de túbula de mezclado con movimiento tridimensional.....	28
Figura 4.3 Diámetro de matriz y punzones de compactación.....	28
Figura 4.4 Posición de muestra sobre canoa de alúmina para sinterización en horno tubular.....	30
Figura 4.5 Láminas de Titanio corrugadas para maximizar su área superficial	30
Figura 4.6 Posición referencial del centro del horno tubular donde se introducen las muestras.	31
Figura 4.7 Esquema gráfico Temperatura vs Tiempo del ciclo térmico de sinterización para la sinterización a 1100°C. .	32
Figura 4.8 Montaje del ensayo de Arquímedes en balanza PCE-ABE220C	33
Figura 4.9 Saturación de las muestras para ensayo de Arquímedes en vacío.....	34
Figura 4.10 Corte A-A a través de la sección transversal de la probeta	35
Figura 4.11 Microdurómetro utilizado para ensayos de Dureza HV ₁ y Microdureza HV _{0.01}	36
Figura 4.12 Indentación y huella obtenida para la medición de sus diagonales d1 y d2.	36
Figura 4.13 Panel de control de parámetros de operación del equipo para ensayo ASTM B611	38
Figura 4.14 Equipo utilizado para ensayo de desgaste de Miller adaptado según la norma ASTM G75	39
Figura 5.1 Primera curva de compactación de probetas Fe50SiC bimodal Fe 10-40µm	41
Figura 5.2 Segunda Curva de compactación, para ajustar valores precisos.	42
Figura 5.3 Gráfico de densificación para condiciones de Fe50/55/70-SiC, con Fe bimodal 10-40µm a 700Mpa.....	43
Figura 5.4 Porosidades en imagen MEB de Fe55-SiC sinterizado a 1000°C durante 3 horas, magnitud x50.	44
Figura 5.5 MEB de Fe55-SiC sinterizado a 1000°C durante 3 horas, magnitud x350.....	44

Figura 5.6 Zonas de porosidades en imagen MEB de Fe55-SiC sinterizado a 1100°C durante 3 horas, magnitud x50. ...	45
Figura 5.7 Zona de disociación de carburo; MEB de Fe50-SiC sinterizado a 1100°C durante 3 horas, magnitud x850. ...	46
Figura 5.8 Muestras donde el hierro alcanzó fase líquida y sufrió esferoidización.....	47
Figura 5.9 Valores de densificación para condiciones sinterizadas a 1100°C, con bimodalidad Fe10/40 μm y Fe70/30μm, con flujo de argón y con atmósfera de argón sin flujo.	48
Figura 5.10 Valores de densificación para condiciones sinterizadas a 1000°C con flujo constante de argón, durante 4 horas y durante 3,5 horas.....	49
Figura 5.11 Valores de densificaciones para segunda partida de sinterizaciones de condiciones a 1000°C durante 3,5 Horas.	50
Figura 5.12 Imágenes MEB x50 de condiciones FeSiC bimodales (10/40μm) en distinta proporción sinterizadas a 1000°C durante 4 Horas; (a)Fe50, (b) Fe50(70/30); (c)Fe55; (d) Fe55(70/30).....	51
Figura 5.13 Imágenes MEB x1000 de condiciones FeSiC bimodales (10/40μm) en distinta proporción sinterizadas a 1000°C durante 4 Horas; (a)Fe50, (b) Fe50(70/30); (c)Fe55; (d) Fe55(70/30)	52
Figura 5.14 Fotografía MEB + mapping EDS, condición Fe50 bimodal 70/30 con 4horas de sinterización	53
Figura 5.15 Zonas de porosidades en Imágenes MEB x50 de condiciones FeSiC bimodales (10/40μm) en distinta proporción sinterizadas a 1000°C durante 3,5 Horas; (a)Fe55, (b) Fe50; (c)Fe55(70/30); (d) Fe50(70/30).....	54
Figura 5.16 Imágenes MEB x500 de condiciones FeSiC bimodales (10/40μm) en distinta proporción sinterizadas a 1000°C durante 3,5 Horas; (a)Fe55, (b) Fe50; (c)Fe55(70/30); (d) Fe50(70/30).....	55
Figura 5.17 Imágenes SEM + RGB mapping; condiciones sinterizadas a 1000°C 3,5hrs; (a) Fe55; (b)Fe50; (c)Fe55(70/30); (d)Fe50(70/30)	55
Figura 5.18 Densificaciones obtenidas con ensayo de Arquímedes (Gris) de la primera partida de sinterizaciones a 1000°C durante 3,5 horas, comparadas a sus respectivas densificaciones geométricas.	56
Figura 5.19 Porcentajes de porosidad total y de poros abiertos obtenidos con el ensayo de Arquímedes	57
Figura 5.20 Mediciones de dureza HV ₁ a condiciones sinterizadas a 1000°C durante 3,5 horas de mantención.	57
Figura 5.21 Gráfico de mediciones de Microdureza HV _{0,01} de condiciones sinterizadas a 1000°C durante 3,5 horas de mantención.....	58
Figura 5.22 Mediciones de Dureza HV ₁ para condiciones sinterizadas a 1000°C con 4 horas de mantención.	59
Figura 5.23 Gráfico de mediciones de Microdureza HV _{0,01} de condiciones sinterizadas a 1000°C durante 4 horas de mantención.....	59
Figura 5.24 Imagen x50 óptica de microdurómetro de indentaciones HV _{0,01} en fase de disociación de silicio para muestra Fe50(70/30) sinterizada durante 4 horas.	60
Figura 5.25 Posición de la probeta respecto a los componentes del ensayo.....	61
Figura 5.26 Variación de masa en el tiempo de duración del ensayo para cada condición de estudio.	62
Figura 5.27; Imágenes SEM de superficie de desgaste de las condiciones; (a)Fe50 (b) Fe50(70/30)	64
Figura 5.28 Imágenes SEM de superficies de desgaste de las condiciones: (a)Fe55 (b) Fe55(70/30)	65
Figura 5.29 Superficie de desgaste condición Fe55	65
Figura 9.1; Ajuste alométrico realizado mediante OriginLab para la pérdida de masa acumulada obtenida del ensayo de desgaste G75 para cada condición especificada.....	75

Glosario

PIB	Producto interno bruto.
PNB	Producto nacional bruto.
CRMA	Acta de materias primas críticas.
REACH	Registro, Evaluación, Autorización y Restricción de Sustancias Químicas
Binder	Ligante o aglutinante que se utiliza para facilitar la unión de polvos.
Ex situ	Se refiere a aquella sinterización donde los compuestos se encuentran formados previamente a la sinterización, donde no ocurren reacciones.
In situ	Se refiere a aquella sinterización donde existe una reacción durante la sinterización, dando a lugar a la formación de otros compuestos.
HVOF	Combustión de combustible y oxígeno a alta velocidad para proyección térmica de partículas.

1. Introducción

Las condiciones de alto desempeño a las que son sometidas maquinarias, herramientas y equipos de transporte estiman pérdidas energéticas asociadas al desgaste que representan un 23% del consumo de energía global [1], del cual 20% corresponde a fenómenos de fricción por contacto, mientras que el 3% remanente corresponde a la reposición equipos o piezas que fallan debido al desgaste [1]. Económicamente este gasto energético se traduce en pérdidas asociadas al 1.4% del PIB[1] de un país desarrollado y entre un 1 y 4% de su PNB[2].

Si se hace foco al desgaste en el ámbito de la minería, la minería extractiva es el sector industrial que representa económicamente una mayor relevancia en la industria nacional, aportando en un 11,7% al PIB del país el año 2024 y aumentando en un 1,2% su aporte desde el año 2023, impulsando al mismo tiempo la generación de empleo, el desarrollo de servicios y de infraestructura [3]. Por esto cabe destacar, que el consumo de energía en actividades de minería, incluyendo de mineral y de roca, se estima en un 6.2% del consumo de energía global, mientras que cerca de un 40% de la energía consumida en minería se debe a la fricción. Específicamente, las actividades que tienen mayor consumo de energía en este ámbito son molienda (32%), transporte de mineral (24%), ventilación (9%) y excavación (8%)[4]. Mientras que las pérdidas económicas totales estimadas por fricción y desgaste son en total 210mil millones de euros anualmente distribuidos en un 40% por fricción, 27% debido a piezas y equipo de reemplazo, 26% por trabajo de mantención y un 7% por pérdida de producción [4].

Por ello, en las últimas décadas se ha vuelto de gran relevancia el desarrollo de materiales con foco en mitigar estas pérdidas generadas por ambientes de alta fricción o desgaste. Entre estos materiales destacan los cermets, diseñados con una parte cerámica, la cual actúa como refuerzo de alta estabilidad y dureza para evitar el desgaste. La parte metálica, por otra parte, entrega propiedades como tenacidad, resistencia elástica, resistencia a la fractura, conductividad térmica, entre otras, que ayudan a sopesar la fragilidad del cerámico de manera que sea un material idóneo para situaciones de alta exigencia, como herramientas de corte, mecanizado de piezas y revestimientos [5–7].

El origen de los materiales cermet viene de la necesidad de mejorar los carburos cementados y utilizarlos tanto en herramientas como en la industria del acero, apareciendo en 1931 la primera

patente que data de un cermet compuesto de $\text{TiC-Mo}_2\text{C}$ con un 10-15% de níquel [8, 9]. En 1937, surgió una segunda patente de cermets, denominada Ramet, compuesta por TaC y Ni como metal en proporciones del 3 al 15% en peso. Esta patente también mencionó la posibilidad de utilizar otros metales como Fe, Co, Mn, Cr, Pd, Pt. A finales de los años 50, Moskovitz y Humenik de Ford Motor Company presentaron en los Estados Unidos materiales basados en TiC, utilizando Ni y Mo, o Ni y Mo_2C . Estos materiales se diferenciaban de los anteriores en que utilizaban TiC y Mo como materiales base, formando una solución sólida $(\text{Ti, Mo})\text{C}$ alrededor de las partículas de TiC durante el procesamiento. Esto resultó en una mejora significativa en las propiedades mecánicas en comparación con los primeros cermets. Sin embargo, la fragilidad de las aleaciones seguía siendo un desafío en la fiabilidad de las herramientas[9].

En los años 1968-1970, Kieffer et al. [10], demostraron que los nitruros y carbonitruros de metales de transición se podían utilizar como fase dura en el desarrollo de cermets, mejorando la mojabilidad de estos con añadidos de Mo y Mo_2C , aumentando la tenacidad y dureza de estos compuestos [10]. Estas investigaciones marcaron un gran precedente para que Rudy en 1974 publicara un estudio concluyente de la mojabilidad del Mo y Mo_2C para la matriz de TiCN y níquel, logrando así un sistema $(\text{Ti,Mo})(\text{C,N})$ [11]. A partir de esto surgen diversos sistemas multicomponentes importantes, como en 1975 la compañía Kyocera con $\text{TiC-TiN-WC-Mo}_2\text{C-VC-(Ni, Co)}$, la compañía Ford a finales de los setenta con $\text{TiC-Mo}_2\text{C-(Ni, Mo, Al)}$ y a principios de los 80 Mitsubishi con $(\text{Ti, Ta, Nb, V, Mo, W})(\text{C, N})-(\text{Ni, Co})-\text{Ti}_2\text{AlN}$, siendo a partir de esta época los sistemas más utilizados y con mayor demanda a nivel mundial [8, 9, 12].

Los sistemas mencionados anteriormente con estudios de materiales como Ti, Nb, Mo, W, Ni, entre otros, permiten un buen desempeño en herramientas de mecanizado, de corte y piezas de desgaste, pues aparte de lograr buenas propiedades a altas temperaturas, se obtienen materiales de alta dureza, alta resistencia mecánica, poco reactivos y que además poseen cierto grado de tenacidad [13]. No obstante, algunos de estos materiales son escasos, incrementando su valor económico y dificultando su obtención, por ejemplo, el Tungsteno, Cobalto, Níquel, Niobio y el Titanio, están incluidos en la lista de materias primas críticas de la unión europea (CRMA), lo que implica que su extracción es controlada debido a su escasez, de manera que se evita poner en riesgo el suministro a futuro de estos materiales [14]. Por otra parte, algunos de estos elementos o compuestos representan ciertos riesgos para la salud como el níquel y el cobalto, convencionalmente los elementos que se utilizan con mayor frecuencia en matrices metálicas para cermets. De manera que, en Europa el

programa REACH clasifica al Níquel como sustancia potencialmente cancerígena y se prohíbe su uso en forma de partículas; este programa limita también la concentración máxima en lugares de trabajos a 0,01-0,1 mg/m³ para partículas de Cobalto [15]. El WC-Co, compuesto altamente utilizado en herramientas de corte y piezas de desgaste [16], es incluido en el año 2011 dentro del informe anual de productos carcinógenos del Departamento de Salud y Servicios humanos de Estados Unidos, en su forma de polvo y en su forma sinterizada [17].

La problemática en términos de materia prima que se presenta al tomar en cuenta estos datos establece la necesidad de buscar elementos que puedan cumplir las funciones necesarias que requiere un cermet, el cual se compone por una parte metálica y otra cerámica. El Fe surge inmediatamente como alternativa para un posible ligante metálico, pues se caracteriza por su abundancia y fácil obtención al tratarse del cuarto elemento más abundante en la tierra y el segundo más abundante respecto a los elementos metálicos[18, 19]. Esto deriva en el primer acercamiento a los cermets base Fe, reemplazando elementos como el Ni y Co en sistemas basados en Ti, como TiC, Ti(C,N) y TiB₂, considerando que el Fe reporta tener inferiores propiedades metálicas que estos materiales, pero tiene menor costo y mayor potencial para la realización de tratamientos térmicos [20]. Además, estos compuestos cermet con Fe, en ciertas condiciones de aplicación demuestran un desempeño comparable, y en ocasiones superando, a compuestos como WC-Co y cermets cuyo ligante es el Ni [20][16].

Las propiedades que mostraron los sistemas desarrollados con Fe en sistemas de Ti resultaron completamente aptas para su utilización como cermet, encontrando alta dureza, resistencia al desgaste, particularmente en sistemas deslizantes, resistencia a la corrosión y oxidación. Sin embargo, las técnicas que se utilizan para fabricarlos, tanto en métodos *ex situ* como Spark Plasma Sintering (SPS), Hot Pressing (HP), Hot isostatic Pressing (HIP), Sinter + HIP, Liquid Phase Sintering, como en métodos *in situ* con Reactive Liquid Phase Sintering (RLPS) y Combustion Synthesis (SHS) [20] representan técnicas complejas de pulvimetalurgia y requieren de alta demanda energética. Esto deriva en un mayor costo monetario, por lo que estos sistemas carecen de competitividad con los métodos, técnicas y materiales actualmente utilizados, además del uso de Ti que no destaca por ser un elemento de bajo costo o de fácil extracción [21].

Por otra parte, desde la perspectiva de una alternativa para estructura o refuerzo cerámico, el SiC (carburo de silicio) es una excelente opción, caracterizado por su elevada dureza, baja densidad

relativa, bajo coeficiente de expansión térmica y alta estabilidad química, propiedades que lo convierten en un candidato potencial para aplicaciones aeroespaciales, refractarias y tribológicas [22, 23]. Además, la posibilidad de su uso con metales de transición para obtener una fuerte unión metalúrgica es demostrada por Cornejo J. et al. (2010) quién estudia la mojabilidad entre Cu y SiC en relación al ángulo de contacto entre ellos [24]. En cuanto al desgaste, Shaikh et al. (2020) estudia la adición de SiC para formar sinterizados de Al-SiC fabricados por sinterización convencional y sinterización con resistencias eléctricas (Electric Resistance Sintering), obteniendo mejoras de hasta un 40% en resistencia al desgaste [25].

1.1. Estudio del sistema Fe-SiC

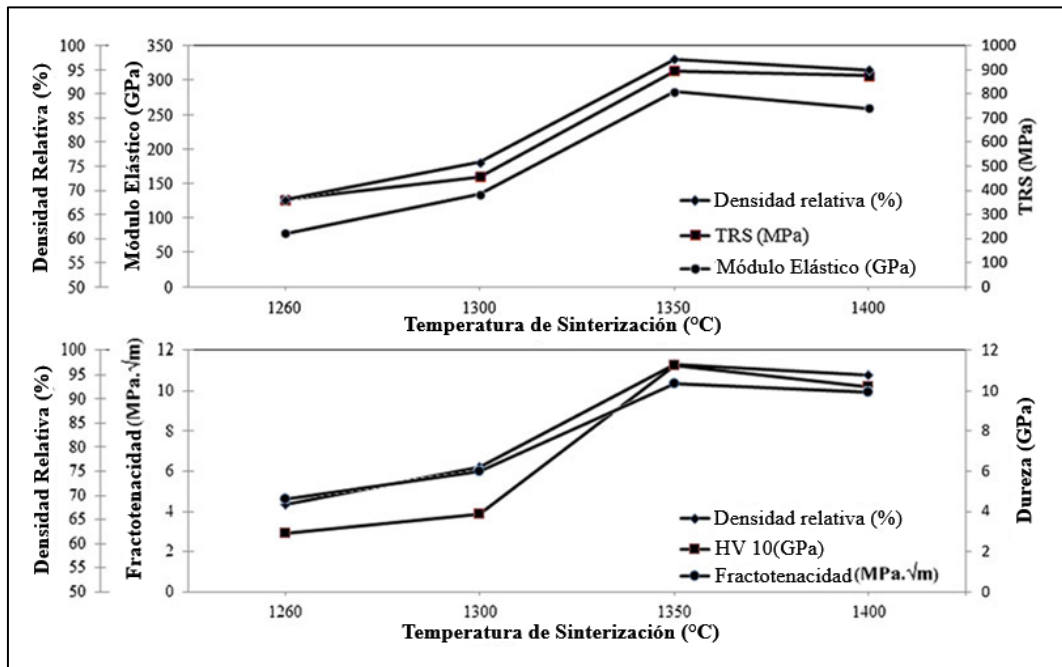
El sistema Fe-SiC se ha vuelto atractivo en el campo de la investigación, esto se puede notar en el surgimiento de estudios sobre los fenómenos involucrados durante su procesamiento y la búsqueda para mejorar sus propiedades mecánicas. Algunos estudios utilizan el SiC como partículas de refuerzo en aceros, logrando aumentar considerablemente su límite elástico y el UTS para aceros 316L con añadidos de 6,9 y 15 vol% de SiC [26], este añadido de SiC provoca un refinamiento de grano, causando una reducción de la ductilidad, pero aumentando la resistencia a la deformación en gran medida. También se evaluó su la resistencia a la corrosión, mejorando en los casos de añadido de SiC, pues este promueve la estabilización de una estructura ferrítica en los límites de grano. Por otra parte, al aplicar un tratamiento térmico a este sistema se logran mejoras en la ductilidad, logrando un balance entre una resistencia a la tracción de 900 MPa y ductilidad de 18.4% de elongación [26], demostrando la ventaja de una matriz de Fe. Sin embargo, para adiciones de 16% p/p de SiC al acero 316L sucede un efecto similar con el aumento del límite elástico, pero observándose también, la formación de microgrietas [27].

Según estudios de fenómenos difusivos en el sistema Fe-SiC, la difusión del carbono es preferente comparada con la del silicio, siendo la difusión de este último, la formadora de una pequeña interfaz de siliciuros (Fe_3Si , FeSi y Fe_2Si) alrededor del carburo, lo que impediría la disociación excesiva del mismo. Mientras que, para estos estudios la cantidad de añadido de SiC fue limitada, ya que, al aumentar la cantidad de SiC se encontró que aumentaba la cantidad de porosidades y nódulos de grafito[28–30]. Otro hallazgo importante, es que la disolución del carburo en la matriz de hierro estaría favorecida por partículas de SiC de menor tamaño[29]. Además, una continua disociación del carbono a partir del SiC conduce eventualmente a un punto de saturación de carbono en la matriz, lo

que favorece la nucleación de nódulos de grafito [30]. Por otra parte, también se estudia el añadido de SiC como partículas de refuerzo para sistemas de Fe-Cu-SiC, con una ruta de fabricación de prensado en caliente y en vacío (Vacuum Hot Pressing), con un añadido de 35% en masa de SiC obteniendo coeficientes de fricción de 0.341 y densidades relativas de 74.5-78.6% [31].

Para mantener propiedades mecánicas adecuadas en los cermetes del sistema Fe-SiC se busca evitar la formación de fases frágiles y menos densas como la formación de siliciuros de hierro y nódulos de grafito, además de la aparición de porosidades, factores que pueden afectar tanto en la dureza como en la resistencia a la fractura [32–35]. Estas bases se reflejan en el estudio realizado por Contreras J. [36] al sistema Fe-SiC como cermet, quién evaluó su desarrollo a través de sinterización convencional, utilizando proporciones 50,70 y 90% p/p de fase cerámica (SiC) para aplicaciones tribológicas, incorporando además pequeñas adiciones de grafito en algunos casos para analizar la disociación del SiC. En este estudio, se encuentra que las mejores condiciones de densificación y reducción de porosidades se da al 50% p/p de fase cerámica sin añadido de grafito, obteniendo densidades relativas de hasta un 76.43% para partículas de hierro bimodal (1 μ m y 10 μ m). Por otra parte, en el ciclo térmico con 6 horas de mantención a 1000°C se observó la formación de nódulos de grafito y ocurre una notable reducción en el tamaño de los carburos promovida por la disociación de estos, lo que derivó en una disminución en la resistencia al desgaste abrasivo [36]. Sin embargo, estos estudios encuentran limitaciones en cuanto a alcanzar altos valores de densificación, considerando que propiedades como dureza, resistencia mecánica y resistencia al desgaste tienen importantes mejoras al obtener densificaciones altas [37–41].

Figura 1.1 Densidades relativas y propiedades mecánicas en función de la temperatura de sinterización.



Fuente: Adaptado por el autor de [40]

Los resultados de ÖZER A. y TÜR Y. sobre los efectos de densificación de sistemas de cermets $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ observados en la Figura 1.1 dejan entrever que al aumentar los porcentajes de densificación hay notables mejoras en las propiedades mecánicas. En este estudio, se determina que la tasa de densificación aumenta en las cercanías de la temperatura de formación de fase líquida, donde se alcanza rangos de 70-75% de densificación. Para determinar el rango de esta transformación, se consideró 1260°C como la temperatura inmediata bajo la transformación a metal líquido, mientras que 1300°C fue elegido la temperatura superior. A partir de esta última, es donde comienza el mayor crecimiento en la densificación, alcanzando un techo entre 1350°C y 1400°C donde se observa crecimiento de porosidades, por lo que existe un leve decaimiento en la tasa de densificación desde 97% a 94% [40].

Este efecto también se puede evidenciar en estudios de diversos sistemas de componentes para sinterizados, incluyendo sistemas de cermets basados en Fe [20, 42–45]. En estos estudios, se reporta que los valores más altos de densificación son logrados cuando el metal en el compuesto alcanza una fase líquida, tanto para sinterización convencional, como para otros métodos de sinterización. Sin embargo, esto no es posible para el sistema Fe-SiC, pues la mojabilidad del Fe en fase líquida con el SiC es moderada, lo que mejora recién al aumentar la temperatura a 1300°C , donde se reduce el ángulo

de contacto a 45°C y alrededor de 40° a 1600°C. Estas temperaturas, resultan ineficientes y dificultan la formación de una fase metálica continua para contenidos de refuerzos cerámicos sobre 50% p/p [28, 46–48].

En el presente estudio se busca mejorar la densificación del cermet Fe-SiC, con el objetivo de optimizar su desempeño en condiciones de desgaste. Para ello, se utiliza la técnica de sinterización convencional *Press and Sinter*, la cual ofrece una mayor versatilidad en el control de los materiales y de los parámetros de procesamiento. Mediante esta metodología se pretende alcanzar, e idealmente superar, densificaciones del 80% sin alcanzar fase líquida, valores que no han sido logrados por otros autores, quienes alcanzan máximos cercanos al 76%. Este objetivo se fundamenta en que propiedades como dureza, resistencia mecánica y resistencia al desgaste tienen importantes mejoras al obtener densificaciones altas [37–41]. El trabajo se enfoca en la modificación de los principales parámetros involucrados en el proceso, aplicando un enfoque de mejora continua a lo largo del desarrollo experimental.

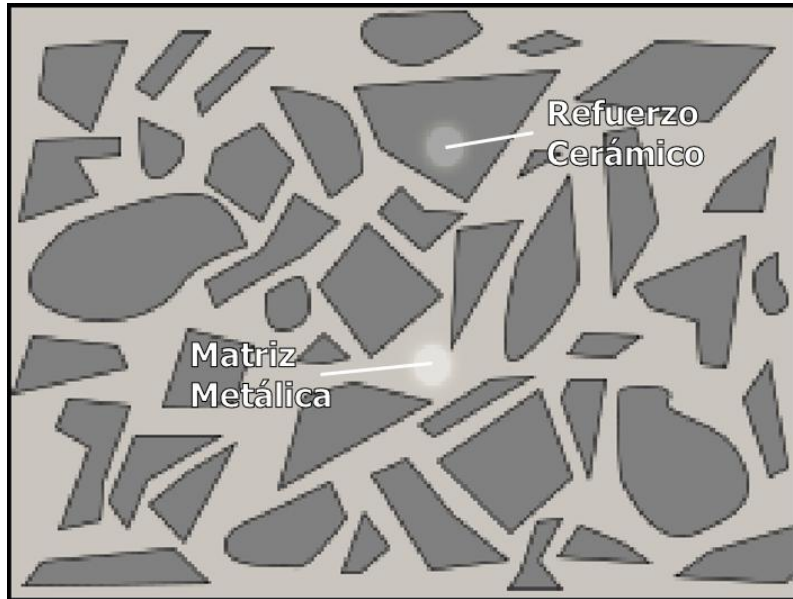
2. Marco Teórico

2.1 Cermets

El término Cermet es un acrónimo utilizado para describir un material compuesto por una parte cerámica y otra metálica, de manera que se aprovechen las propiedades de ambos componentes. Tradicionalmente, se ha considerado que en los cermets predomina la fase cerámica y esta se compone principalmente de TiC y Ti(C,N), diferenciándolos así de los llamados *hardmetals* donde predomina el sistema WC-Co [9, 49]. No obstante, actualmente la definición más aceptada es aquella que clasifica a los cermets entre MMC (compuestos de matriz metálica) y CMC (compuestos de matriz cerámica), ya que se centra en el uso del concepto cerámico-metálico *cermet*, definición que se usa rigurosamente sin realizar distinciones composicionales elementales, para así evitar confusiones y ambigüedades. Esta definición permite clasificar dentro del concepto de cermet a los llamados *hardmetals*, además de algunos óxidos, carburos, nitruros y boruros [50–52]. El uso de estos materiales está destinado a aplicaciones de alto desempeño mecánico y de desgaste, como herramientas de corte y maquinado, recubrimientos, conminución y perforación de rocas, entre otros [49–53]. En cuanto a los métodos de

fabricación empleados, estos se basan comúnmente en la metalurgia de polvos, aunque también se utilizan métodos como síntesis de reacción (RS), rociado térmico, HVOF y rociado en frío [52].

Figura 2.1 Esquema de la microestructura de un cermet



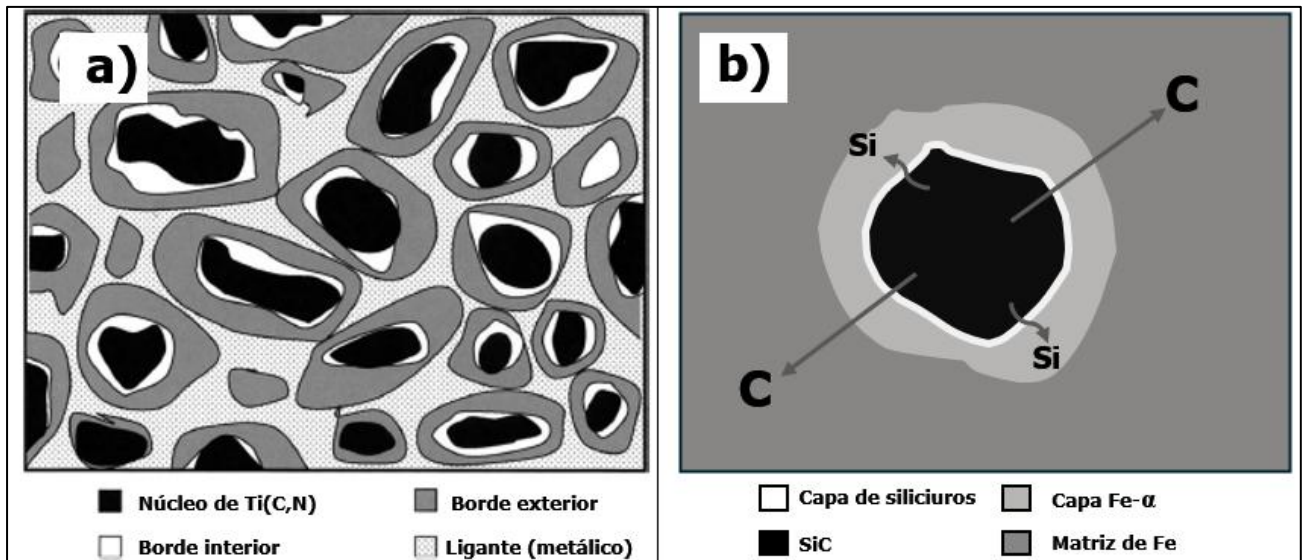
Fuente: Elaboración del Autor.

La ventaja de esta unión es aprovechar las propiedades de los materiales cerámicos, los cuales suelen tener alta dureza, estabilidad térmica y química, mientras que la fase metálica actúa como un ligante para la parte cerámica en forma de fase continua, como se observa en la Figura 2.1, contrarrestando la fragilidad de la parte cerámica y elevando la tenacidad y resistencia mecánica del material [50, 52, 53].

Los fenómenos difusivos atribuidos a la dilución de los carburos en los cermets son uno de los principales objetos de estudio, estos procesos afectan la matriz metálica alterando las propiedades de los compuestos y modificando las cercanías inmediatas de los carburos. En los sistemas tradicionales basados en TiC y Ti(C,N) predomina la formación de estructuras alrededor del carburo, fenómeno denominado *core-rim* (núcleo-borde) como se muestra en la Figura 2.2a, donde se distinguen sus distintas fases. La influencia de esta estructura que rodea el carburo ha sido ampliamente estudiada, concluyendo que la mojabilidad entre la fase dura y el ligante metálico se ve mejorada debido a la presencia de esta fase circundante, lo que les otorga a los cermets una mayor tenacidad [52]. En el caso del sistema Fe-SiC también existe una interacción provocada por la dilución de la fase dura con sus alrededores como se observa en la Figura 2.2b. En esta disociación, primeriza la difusión del

carbono hacia la matriz de hierro, dispersándose en la matriz y alcanzando lejanías en comparación al silicio, el cual difunde apenas en los alrededores del carburo estabilizando una matriz ferrítica. Esta difusión de silicio provoca la formación de siliciuros, los cuales forman una fina capa rodeando los carburos. En tiempos prolongados de sinterización, la difusión del carbono produce el nacimiento de nódulos de grafito en el lugar del carburo, debido a que esta estructura atrapa al carbono remanente [29, 30].

Figura 2.2 a) Esquema de dilución y precipitación del $Ti(C,N)$ b) Esquema de disociación del SiC en el sistema $Fe-SiC$



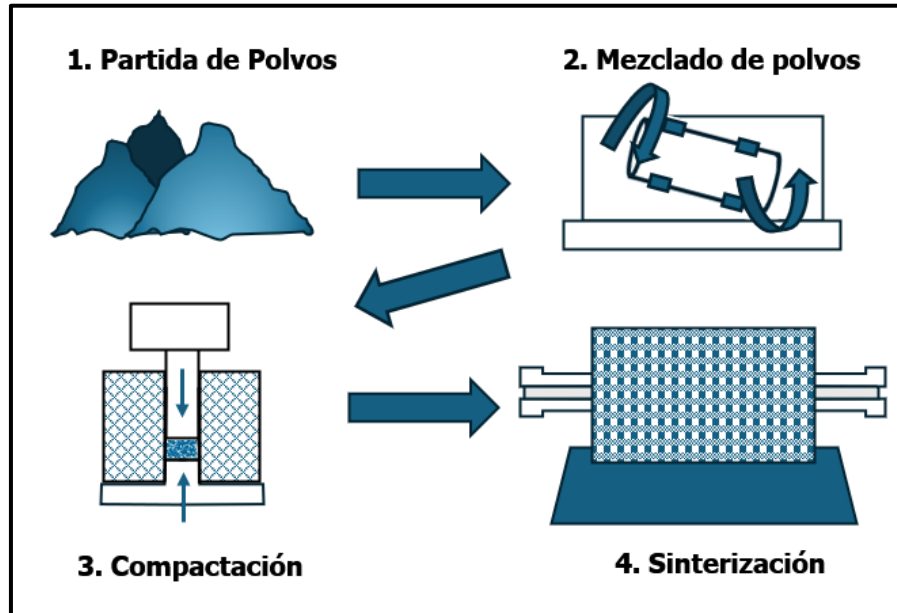
Fuente: a) Adaptado por el autor de [49] b) Elaboración del Autor.

2.2 Proceso de Sinterización convencional

La metalurgia de polvos o pulvimetalurgia, es un proceso de producción y utilización de polvos metálicos con o sin añadidos de polvos no-metálicos para la fabricación de piezas, controlando variables como la temperatura y la presión. Algunas ventajas que brinda este proceso es la eficiencia energética que tiene respecto a otros procesos de conformado de metales, permite controlar la microestructura con mayor precisión y minimiza la necesidad de maquinado para piezas con formas complejas [54]. Hoy en día los procesos de pulvimetalurgia son numerosos y de diversas complejidades, dando a lugar a todo tipo de piezas fabricables y se encuentra presente en la mayoría de las industrias, como la automovilística, aeroespacial, minería, manufacturera, medicina, de alimentos, etc.

Entre los métodos que ha desarrollado la metalurgia de polvos, el más común es el método de sinterización convencional o Press and Sinter, el cual cuenta de tres pasos principales, una primera etapa de preparación y mezcla de polvos, luego vendría una etapa de compactación de polvos y finalmente se utilizaría un horno para realizar la sinterización, observándose este proceso en el esquema de la Figura 2.3

Figura 2.3 Etapas de una sinterización convencional



Fuente: Elaborado por el autor.

Para la selección de polvos se debe tener en cuenta la morfología de las partículas y el tamaño de estas, pues estos factores juegan un papel fundamental en los mecanismos de sinterización afectando las propiedades finales de la pieza [55]. En la mayoría de los casos los polvos son mezclados con ligantes y lubricantes, con el objetivo de aumentar la densificación y de facilitar la compactación, la manipulación del compacto, y la remoción de la pieza de la matriz. Una vez seleccionados los polvos y aditivos se procede a la mezcla de los polvos, idealmente se puede realizar en una mezcladora tridimensional para obtener una buena homogenización de la partida de polvos, evitando fenómenos como segregación. La compactación de la pieza se realiza de forma compresiva con los polvos al interior de una matriz de compactación, siendo esta forma la más utilizada en la industria. En el proceso de sinterización convencional la compactación se realiza en frío, mientras que otros métodos incluyen más direcciones de esfuerzos de compactación y añadido de temperatura como el prensado isostático en caliente (HIP) o solo el añadido de temperatura a los esfuerzos compresivos de

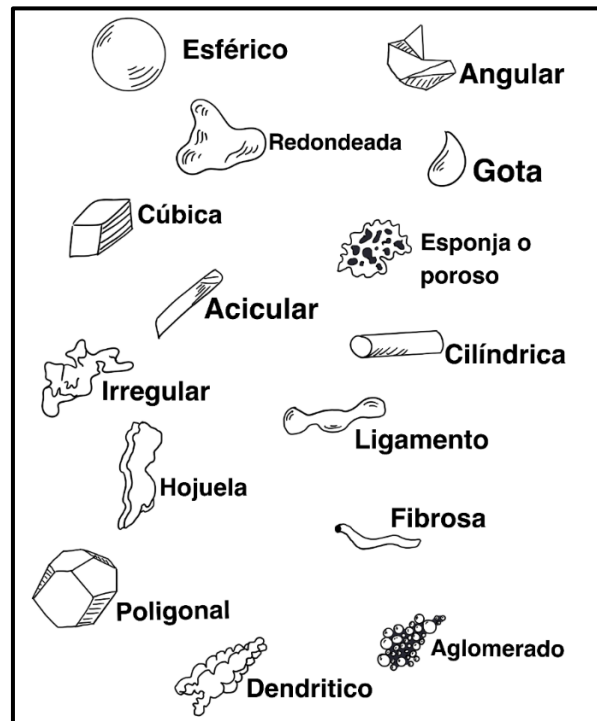
compactación, como el Hot Pressing [56]. Finalmente, los compactos se llevan a un horno donde a través de la temperatura se busca una mayor consolidación de la muestra. Cada una de estas etapas son explicadas a continuación.

2.3 Preparación de polvos

Esta etapa es fundamental en el proceso de sinterización convencional para determinar la calidad del compacto previo al tratamiento térmico, influyendo directamente en la densificación y distribución homogénea de los polvos. Por ello, es importante cuidar de los parámetros que influyen en la selección de polvos, como el tamaño, la morfología y pureza. Estos parámetros se pueden controlar dependiendo del método de producción de polvos, los cuales pueden ser conminución mecánica, atomización, deposición electrolítica, descomposición térmica, precipitación a partir de una reacción, entre otros [57, 58].

La morfología y tamaño de los polvos determinarán importantes propiedades, como el área superficial que tendrán los polvos, que a su vez inciden en la fricción entre ellos, de manera que a medida que incremente el área superficial de un polvo, la fricción también lo hará. En consecuencia, el tamaño también influye en la fricción del sistema de polvos, a menor tamaño mayor será la fricción, pues habrá mayor área superficial en el sistema lo que generará mayor cantidad de puntos de contacto.

Figura 2.4 Algunos tipos de morfologías de polvos



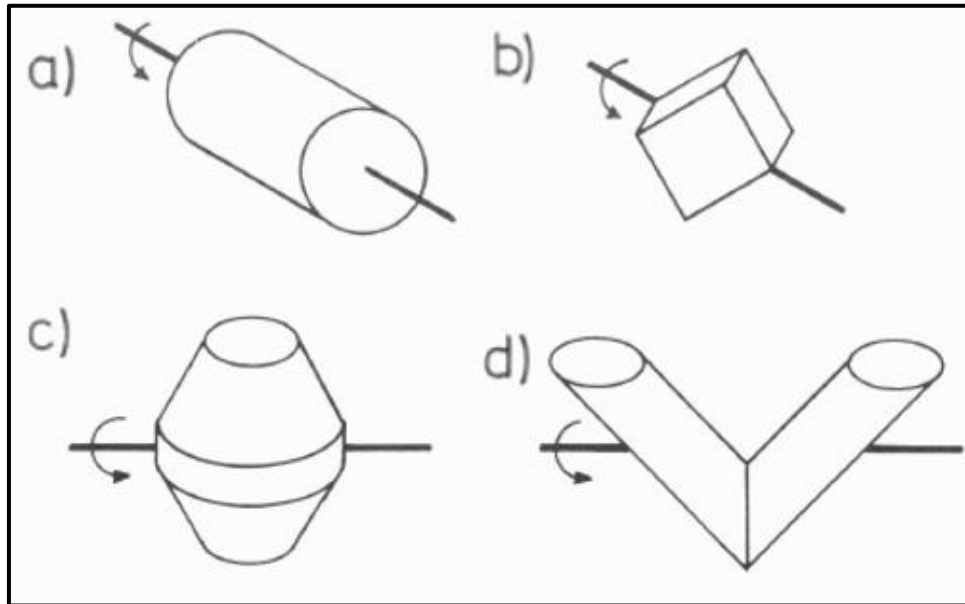
Fuente: Extraído y modificado de [58].

La forma de los polvos también influye en la fricción del sistema, como se observa en la Figura 2.4 hay diversas morfologías, lo cual depende de la ruta de procesamiento de estos polvos. Lo importante a tomar en cuenta para determinar de qué manera la morfología influirá en el sistema, es la relación de área superficial por unidad de volumen y la irregularidad que posea la morfología. En este sentido, los polvos con forma esférica presentan menor fricción, facilitando una compactación uniforme y mejorando la densificación del compacto. Esto determinará también la capacidad de fluidez que tendrán los polvos, también llamada *flowability*. Esta medida depende de la fricción que posea el sistema de polvos, y resulta un factor crucial durante el mezclado para prevenir aglomeraciones y tener buena dispersión, mientras que en la compactación determina la facilidad de compresión incidiendo directamente en la calidad del compacto [58].

El mezclado de polvos es una etapa previa a la compactación que cumple la función de homogeneizar el sistema de polvos, para así evitar segregación y obtener una buena distribución. Es gracias a esto que existen diferentes morfologías de contenedores para mezclado como se observa en la Figura 2.5. Con el objetivo de maximizar la eficiencia de mezclado el contenedor se debe llenar hasta un 20-40% [58], mientras que las velocidades de mezclado no deben ser muy altas, para así

evitar fuerzas centrífugas excesivas. Para este efecto existen diferentes morfologías de contenedores y movimientos que estos realizan durante el mezclado.

Figura 2.5 Geometrías de equipos comunes para mezclado de polvos; a) Cilíndrico, b) Cubo rotatorio c) Doble cono d) Doble carcaza.



Fuente: Extraído y adaptado de [58].

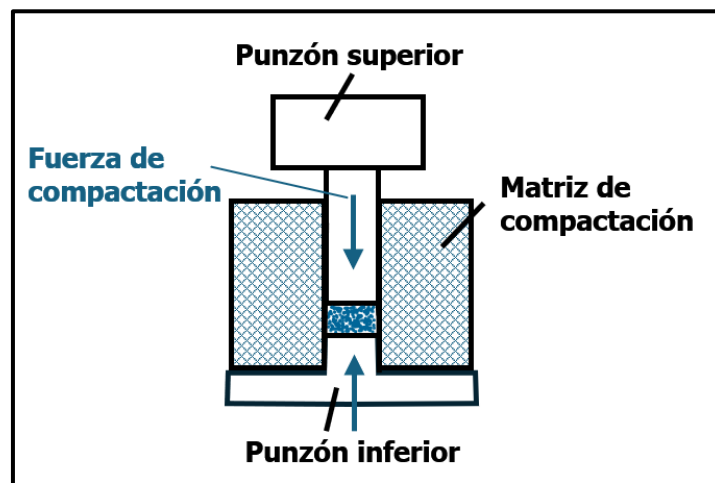
2.4 Compactación

Como se menciona anteriormente, la fluidez de los polvos incide directamente en la compactación, una baja fluidez indica que en el sistema existe fricción que impedirá lograr un buen densificado en verde del compacto o lo dificultará, requiriendo mayores presiones de compactación. Por ello, es común el uso de lubricantes para facilitar la compactación durante el reacomodo de las partículas y evitar estas dificultades, esto también se aplica a la reducción de la fricción con el molde de compactación, esta fricción puede incidir durante la compactación, así como también, al momento de retirar la pieza en verde. Los lubricantes comúnmente utilizados son el grafito, estearatos y ceras. Sin embargo, cuando se dificulta la formación de un compacto manipulable o difícil de densificar en verde se utilizan aglomerantes, también llamados ligantes o *binders*, entre ellos el PVA, resinas, celulosas, entre otros.

Compactación Uniaxial

En los procesos de sinterización convencional, comúnmente el tipo de compactación que se utiliza es la denominada compactación uniaxial esquematizada en la Figura 2.6. En esta técnica, la fuerza de compactación se aplica en una sola dirección, generalmente descendente, provocando esfuerzos compresivos de parte de los punzones y la matriz que contiene los polvos. Además, durante este proceso se distinguen claramente tres etapas que atraviesan los polvos durante la compactación, primero un estado inicial gobernado por la densidad aparente del polvo, una segunda etapa de reordenamiento sin deformación de los polvos, y luego una tercera etapa donde existe una deformación de partículas [58].

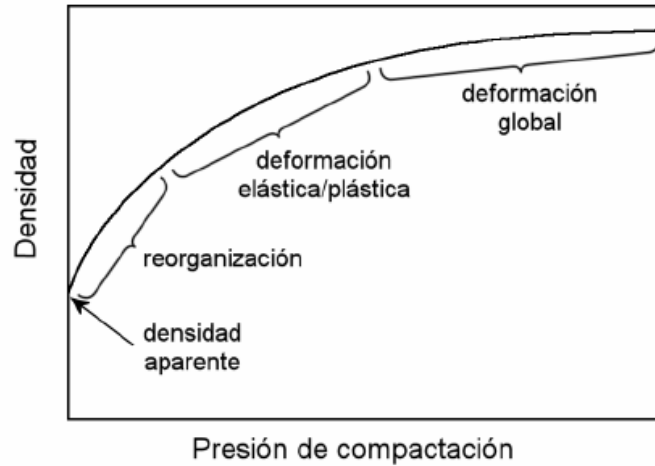
Figura 2.6 Esquema del proceso de compactación uniaxial.



Fuente: Elaboración del autor.

Al comenzar la compactación, inmediatamente comienza a incrementar la densidad de los polvos representado en la Figura 2.7, con una tasa de aumento de densidad que decrece a medida que sube la presión de compactación, esto debido al endurecimiento por deformación del material [56]. Como se mencionó anteriormente, un tamaño pequeño de partículas dificulta la compresión, debido a la existencia de una mayor cantidad de puntos de fricción y que también generan cavidades y poros de menor tamaño, los cuales son más difíciles de “aplastar” [58].

Figura 2.7 Evolución de la densidad en función de la presión, durante la compactación de una masa de



Fuente: Extraído de [56].

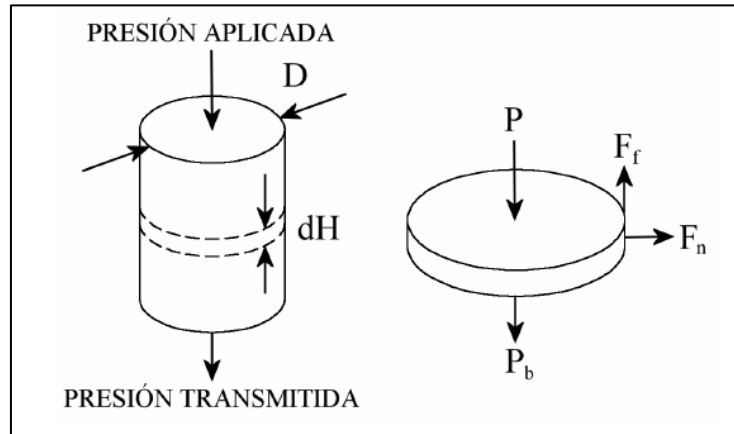
El aumento de la presión de compactación, como se mencionó, provoca una reducción de porosidades, un aumento en la densidad del compacto y en la deformación plástica, logrando un aumento en la densidad de dislocaciones en el material, esto beneficia las etapas iniciales de la sinterización, donde importa el flujo plástico, indicando un beneficio en el aumento de la presión de compactación. Sin embargo, una presión de compactación demasiado alta puede provocar grietas en materiales menos dúctiles, además de un atrapamiento de porosidades al no permitir el escape de gases durante la compresión, donde también pueden nuclear grietas, provocando una reducción en las propiedades mecánicas del material [56].

La fricción generada entre las paredes de la matriz y el polvo de compactación representa una problemática, centrándose en el esquema de la Figura 2.8, si se considera una probeta cilíndrica de diámetro D y altura H durante la compresión, analizando un disco de espesor dH perteneciente al volumen y realizando el balance de fuerzas, se tiene que la fuerza de fricción ejercida por la pared es igual a la diferencia entre la fuerza aplicada en la cara superior y la cara inferior [58]:

$$\sum F = A(P_b - P) + \mu F_n \quad (2.1)$$

Donde $n F$ es la fuerza normal, u es el coeficiente de fricción ente el polvo y la pared de la matriz, y A es la sección transversal.

Figura 2.8 Balance de fuerzas en un elemento del volumen del compacto.



Fuente: Extraído de [56].

Si se expresa la fuerza normal mediante una constante de proporcionalidad z que varía con la densidad del compactado, y que representa la razón entre el esfuerzo radial y el esfuerzo axial. La constante z toma en consideración la fricción interna del polvo:

$$F_n = \pi z P D dH \quad (2.2)$$

Se puede utilizar la misma ecuación intercambiando la fuerza de fricción por la fuerza normal, permitiendo añadir el coeficiente de fricción μ :

$$F_f = \mu \pi z P D dH \quad (2.3)$$

Se combinan ambos términos para obtener la diferencia de presión entre la cara superior y la inferior del disco:

$$dP = P - P_d = -\frac{F_f}{A} = -\frac{4\mu z P dH}{D} \quad (2.4)$$

Se integra la presión respecto a la altura del compacto, se obtiene la presión en cualquier posición x desde la cara del punzón superior:

$$P_x = P \exp\left(-\frac{4\mu z x}{D}\right) \quad (2.5)$$

De esta forma la ecuación 2.5 muestra que la caída de presión depende del factor $\mu z H/D$, lo que implica que el factor de forma H/D (relación de altura respecto al diámetro) influye directamente en la diferencia de presión entre la cara superior del volumen y la cara inferior, de manera que entre

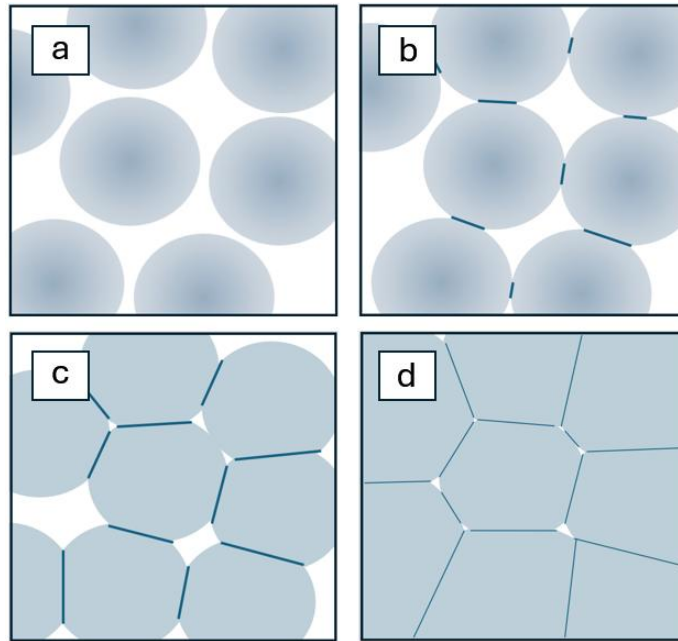
más alto sea el valor de H/D más alta será la diferencia de presión entre ambas caras, impidiendo una distribución uniforme de cargas.

2.5 Parámetros de Sinterización

Las piezas compactadas son llamadas *Green Bodies* o piezas en verde, a las cuales se les aplicará un tratamiento térmico de sinterización, proceso que consiste en aumentar la temperatura para activar mecanismos de difusión y formar “cuellos” en los puntos de contacto entre partículas, este proceso generalmente se realiza en atmósfera reductora para evitar la oxidación. El exceso de energía superficial actúa como fuerza impulsora para activar los mecanismos de transporte de masa en los puntos de contacto formando microsoldaduras en las partículas que se encuentran adyacentes, estos son los llamados cuellos de sinterización [59]. El proceso de sinterización se caracteriza por tres etapas principales observables b), c) y d), en la Figura 2.9, en la etapa inicial disminuyen las vacancias de la estructura atómica iniciando los procesos de difusión y de unión metalúrgica, en la etapa intermedia comienza el crecimiento de los cuellos formados en la etapa inicial aumentando la densificación y disminuyendo la fase porosa. En la etapa final la difusión de vacancias provoca una disminución de la fase porosa provocando un crecimiento de grano, los poros se pueden mantener en los límites de grano o se pueden aislar dentro del grano.

Durante la aplicación de calor la tasa de calentamiento también es un factor importante que considerar, pues dependiendo del sistema de polvos, puede acelerar o frenar los fenómenos de difusión, resultando en un sinterizado de mayor o de menor calidad, o afectar parámetros que se requieran controlar como lo es la difusión o disociación excesiva.

Figura 2.9 Esquema de etapas de sinterizado; a) Pieza en verde, b) etapa inicial, c) etapa intermedia, d) etapa final



Fuente: Elaborado por el autor.

La temperatura adecuada para realizar el proceso de sinterización dependerá directamente de los componentes involucrados en la mezcla de polvos y el tipo de sinterización que se quiera realizar, para esto se debe seleccionar una temperatura cercana a la temperatura de fusión si se quiere realizar una sinterización en fase sólida, o en el caso de que exista un aleante que posea bajo punto de fusión con respecto a los demás se podrá realizar una sinterización en fase líquida. En esta sinterización en fase líquida, el componente con menor punto de fusión mojará a los demás rellenando las porosidades y alcanzando una mayor densificación final de la pieza, esta fase líquida hace de puente para la difusión atómica entre la fase sólida y permite el proceso de solución-precipitación [60]. Mientras que el tiempo de sinterización influye en la porosidad que presentará la pieza, así como la aparición de fases nuevas.

La tensión superficial actúa como fuerza motriz del desplazamiento atómico, que tiende a reducir la alta energía de superficie asociada al material pulverizado. La energía de superficie por unidad de volumen es inversamente proporcional al tamaño de partícula. En consecuencia, un polvo fino que tiene mucha superficie por unidad de volumen tiene mucha energía superficial, y se sinterizará más rápido que un polvo grueso. Sin embargo, no toda la energía está disponible para

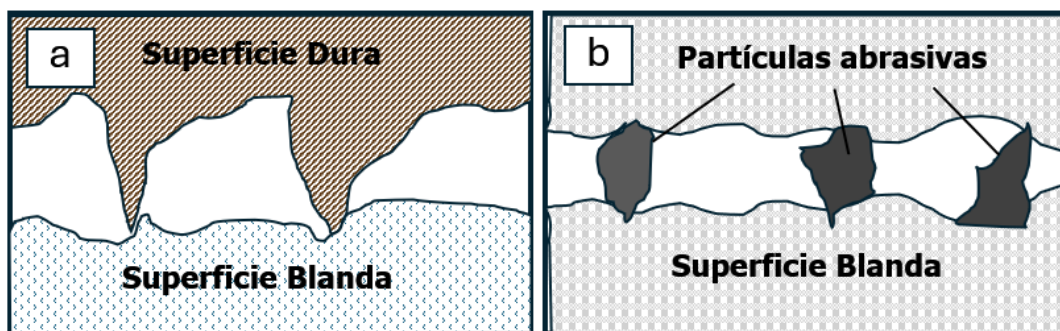
sinterizar, ya que cada punto de contacto entre partículas desarrolla un límite de grano, con el consecuente gasto de energía asociado a la interfaz [56].

Otro parámetro importante al momento de sinterizar es la atmósfera en la que se realiza el proceso, esto influirá en las reacciones que podrían propiciarse debido a la temperatura, comúnmente se utilizan atmósferas inertes para este propósito como el argón, también se utiliza vacío con la ventaja de que facilita la formación de cuellos de sinterización [61]. Por otra parte, es común también añadir flujo de un gas inerte a la atmósfera de sinterización, así se puede evacuar los gases provenientes del proceso, ya sea de los poros, como de la evaporación de aditivos utilizados en la compactación.

2.6 Desgaste abrasivo

El desgaste abrasivo es producido cuando partículas de alta dureza entran en contacto con una superficie de menor dureza y se mueven a través de ella, provocando la deformación o pérdida de material, esto debido a las acciones de cortes, surcos y fracturas, dependiendo del tipo de superficie y sus propiedades [62]. Como se observa en la Figura 2.10, el desgaste abrasivo se puede clasificar según la naturaleza del contacto en desgaste, puede ser de dos cuerpos, que consiste en una superficie rugosa de mayor dureza que a través del contacto con otra superficie de menor dureza la desgasta, y desgaste de tres cuerpos, que sucede cuando partículas abrasivas se interponen entre dos superficies en movimiento [16].

Figura 2.10 Esquema de desgaste abrasivo (a) Dos cuerpos (b) Tres cuerpos



Fuente: Elaborado por el autor.

Uno de los parámetros críticos que gobierna el desgaste abrasivo en cermets es la relación de durezas entre el abrasivo y el material (H_a/H_m). Cuando esta relación es menor a 1.2, se denomina abrasión suave, donde si bien el abrasivo no consigue indentar completamente al material, la fase

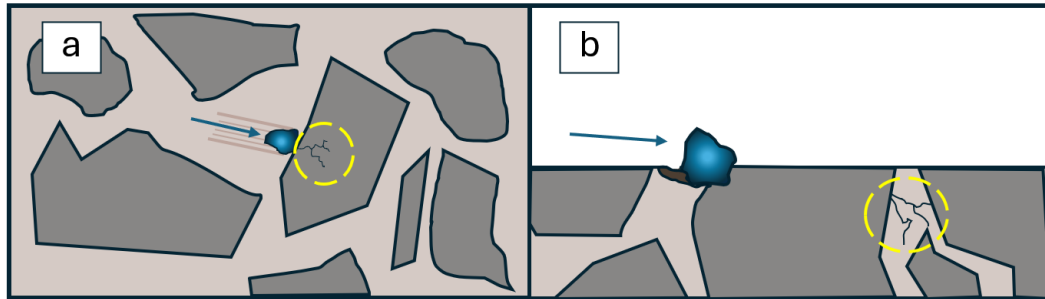
ligante sufre deformación plástica y puede extruirse o arrancarse. En cambio, cuando $H_a/H_m > 1.2$, se considera abrasión dura, en la que las partículas abrasivas son lo suficientemente duras para cortar, penetrar o fracturar la superficie. Esta relación de durezas determina el mecanismo predominante de remoción del material [16].

El sistema de desgaste abrasivo es afectado también por la carga normal aplicada sobre el cuerpo de desgaste, como también el tamaño, la dureza y la morfología de las partículas abrasivas, de modo que, partículas grandes con bordes agudos tienden a generar cortes con mayor profundidad sumando un mayor desgaste, en cambio, partículas pequeñas y redondeadas favorecen un desgaste por deformación superficial [63].

Tanto en sistemas de desgaste de dos cuerpos como de tres cuerpos, se tiene que propiedades del material como la dureza y el tamaño del refuerzo cerámico influyen directamente en la tasa de desgaste abrasivo específicamente en cermets [16], de modo que al aumentar la dureza el desgaste abrasivo será menor y lo mismo sucede con el tamaño del refuerzo cerámico. Esto es debido al rol que cumple el refuerzo cerámico en este tipo de desgaste, como se ilustra en la Figura 2.11, es importante que posea la dureza suficiente para que se minimicen los efectos de deformación en la superficie y que estos refuerzos cubran una gran área superficial.

La partícula de refuerzo al cubrir una mayor área reducirá la probabilidad de que la partícula abrasiva se incruste en el ligante metálico, el cual tendrá menor dureza, esto puede ocasionar agrietamiento de la fase cerámica como se observa en la Figura 2.11(a), también el desprendimiento de los refuerzos si no hay una fuerte interfaz entre cerámico-metálico, o causando una delaminación de la superficie por efectos de un desgaste disparado. Aunque, en un sistema de desgaste abrasivo de alto esfuerzo para un sistema de tres cuerpos, el mecanismo de desgaste difiere en cierta medida, donde propiedades como resistencia mecánica y tenacidad cumplen un mayor rol en evitar el desgaste abrasivo, pues al tener una alta energía de impacto se pueden generar grietas en el ligante metálico como se ilustra en la Figura 2.11(b) [16].

Figura 2.11 impacto de partículas abrasivas en refuerzo cerámico; a) agrietamiento del refuerzo cerámico y huellas de abrasión, b) Agrietamiento del Ligante metálico



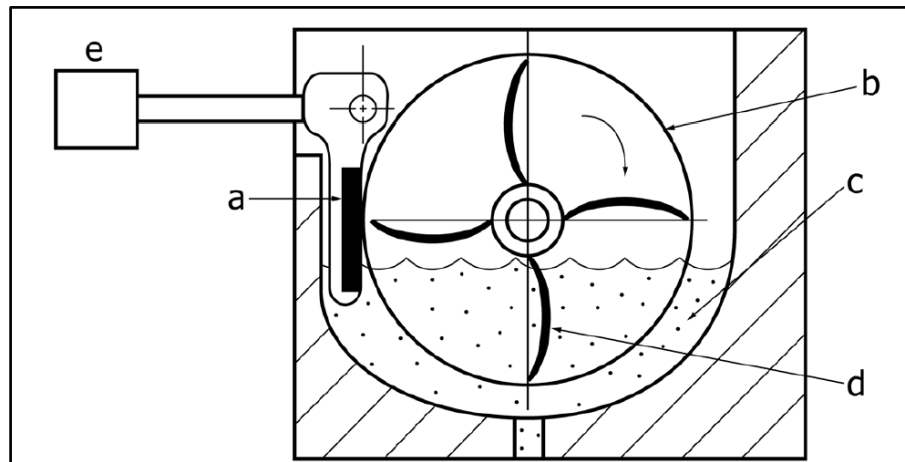
Fuente: Elaborado por el autor.

2.7 Ensayo de desgaste abrasivo ASTM B611

El ensayo de desgaste basado en la norma ASTM B611 es un ensayo de desgaste abrasivo de alta tensión para materiales duros, enfocado en materiales como carburos cementados, cerámicos, cermet y revestimientos duros de matriz metálica con una dureza superior a 55 HRC [64]. En este ensayo se recrea un sistema de desgaste abrasivo de tres cuerpos entre una rueda de acero, un lodo con partículas abrasivas y las muestras, que son forzadas contra la rueda de acero con la participación del abrasivo entre ambas superficies como se observa en la Figura 2.12. Lo que diferencia a este ensayo de otros ensayos de desgaste es que es un ensayo de alta agresividad, pues la probeta se fuerza en contra de la rueda con tal carga que el abrasivo se tritura entre ambos, a diferencia de otros ensayos que utilizan caucho como superficie para desgaste [64].

Este ensayo está diseñado para recrear condiciones de perforaciones, aplastamientos y conminuciones de rocas en ambiente de alta tensión en la minería, donde la carga es suficiente para fracturar la roca, por lo que está destinado a probar materiales para este tipo de equipos [64]. Lo que se mide es la pérdida de masa del material sometido al ensayo, utilizando esta pérdida de masa y su densidad para calcular la pérdida de volumen [64].

Figura 2.12 Esquema del equipo B611, a) espécimen de prueba; b) Rueda de acero; c) Lodo abrasivo; d) Solapas para levantar el lodo; e) Masa que produce la fuerza normal

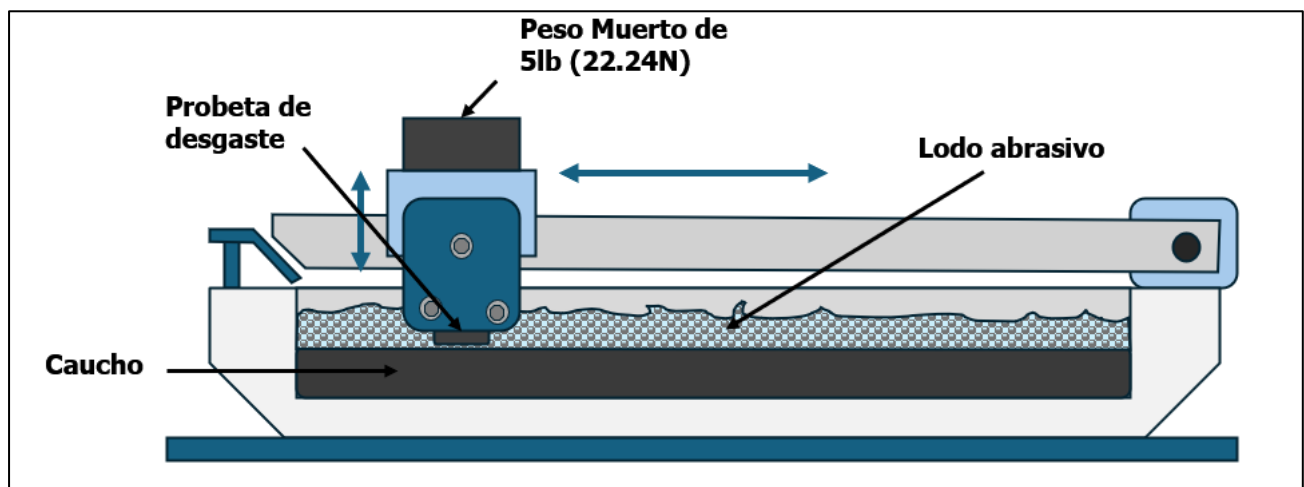


Fuente: Extraído de norma ASTM B611 [64].

2.8 Ensayo de desgaste ASTM G75 (Miller Test)

Este ensayo de desgaste se utiliza para medir la abrasividad de un lodo a través del número de Miller, y la respuesta a la abrasividad de cualquier lodo de un material determinado con el número SAR. El ensayo está destinado a calcular un número relacionado a la pérdida de masa (posteriormente se calcula la pérdida de volumen) de una probeta de desgaste de interés en un tiempo de ensayo determinado, correspondiente al número SAR [65].

Figura 2.13 Esquema del montaje de la probeta en equipo diseñado según norma ASTM G75



Fuente: Elaborado por el Autor.

En la Figura 2.13Figura 4.13, se esquematiza el mecanismo de desgaste del ensayo, el cual consiste en presionar a través de una carga de 22.24N una probeta de un material de interés para desgaste, contra una superficie de caucho en un medio de lodo abrasivo de interés. Si bien se aplica una carga que presiona la probeta, este ensayo resulta bastante menos agresivo que el ASTM B611. Este ensayo tiene una duración efectiva de 6 horas, con intervalos de medición de pérdida de masa de 2 horas, con el objetivo de calcular la tasa de pérdida de masa[65].

3. Hipótesis y Objetivos

Hipótesis

El uso de mezclas de polvos bimodales de Fe de menor tamaño que las de SiC, el aumento de presión de compactación y la reducción de temperatura en sinterización convencional para el sistema Fe-SiC, reducirá la porosidad y aumentará la continuidad de la fase metálica en comparación al 76,4% de densificación máxima en estudios previos. Esto resultará en un aumento en la densificación del sistema sobre el 80%, lo cual influirá directamente en el desempeño frente a sistemas de desgaste abrasivo.

Objetivo General

Estudiar la densificación de cermets Fe-SiC a través de los principales parámetros de operación de la técnica de sinterización convencional, con el fin de lograr densificaciones superiores al 80%.

Objetivos Específicos

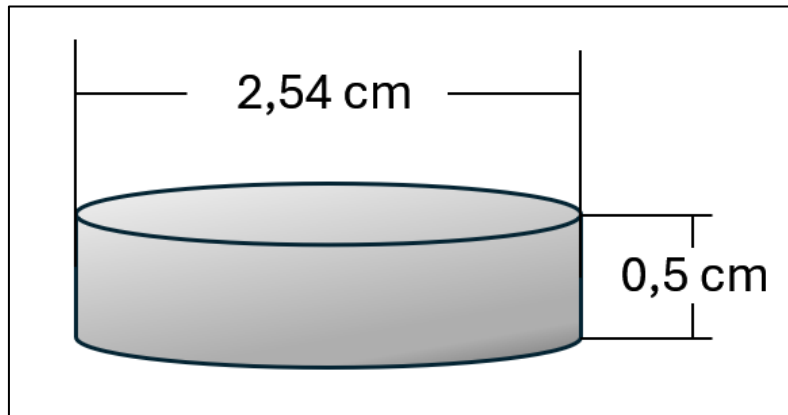
- Estudiar la influencia de los principales parámetros de sinterización de temperatura, presión de compactación y tiempo de sinterización en la densificación del sistema.
- Analizar la incidencia en la microestructura de los tamaños de partícula y de los parámetros de sinterización en la densificación del material.
- Evaluar el desempeño tribológico de las condiciones modificadas del sistema Fe-SiC fabricadas por sinterización convencional.

4. Metodología experimental y de Caracterización

4.1 Diseño experimental

Se realizó el diseño experimental teniendo en cuenta la composición en p/p de las muestras, la presión de compactación, el ciclo térmico de sinterización y los tamaños de partículas asociados al hierro y carburo de silicio, mientras que las dimensiones se mantendrán constantes en las probetas por efecto de caracterizaciones utilizando un diámetro de probeta de 2.54 cm y la altura de 0.5 cm para mitigar los gradientes excesivos de presión y esfuerzos, y minimizar los efectos de fricción con las paredes de la matriz, estas dimensiones se pueden ver esquematizadas en la Figura 4.1.

Figura 4.1 Dimensiones de probetas cilíndricas para sinterizar



Fuente: Elaborado por el autor.

Como el objetivo principal del presente trabajo es alcanzar una densificación mayor al 80% en un sistema de polvos determinado (Fe-SiC), se necesita trabajar analizando resultados y aplicando correcciones para así optimizar los procesos y afinar el sistema, por lo que se utilizó un enfoque de diseño experimental secuencial, que permite tomar decisiones a medida que se analizan resultados.

En la Tabla 1 mostrada a continuación se muestran las variables de respuestas esperadas respecto al diseño de los experimentos realizados, si bien se enfatiza la obtención de la densificación en algunos parámetros de respuesta, también se obtienen distintos tipos de información de interés en el estudio de este sistema de cermet para desgaste.

Tabla 1 Diseño experimental y variables.

Variable de entrada	Valores de partida	Variable de Respuesta
Temperatura de sinterización	1000°C	Densificación (%) y Continuidad de fase (% de porosidad)
Tiempo de sinterización	180 min	Dureza (HV ₁) y Resistencia al desgaste (pérdida de masa en mg)
Tamaños de partícula	Fe (10µm, 44µm) y SiC (100µm)	Dureza (HV ₁), Microdureza (HV _{0.01}) y Porosidad (%)
Composición p/p de componentes	50%Fe(bimodal),50%SiC	Densificación (%), Dureza (HV ₁) y Resistencia al desgaste (pérdida de masa en mg)

Se utilizan los valores de partida mostrados en la Tabla 1 a partir de lo revisado en la literatura y los mejores resultados del estudio de Contreras J.[36] del que se amplía conocimiento en esta investigación. Si bien el estudio está centrado en la densificación del sistema, el propósito es evaluarlo en situaciones de desgaste, por lo tanto, es importante controlar variables como dureza, microdureza, porosidad y continuidad de fases, que influirán en un desempeño tribológico del material.

Como precedente para la modificación del sistema, se tomará en cuenta la condición de Fe₅₀SiC con Fe bimodal de 1-10µm en partes iguales, sinterizada a 1100°C durante 3 horas fabricada en estudios previos [36], esta condición fue la que alcanzó la densificación más alta con un 76,43%. Los parámetros modificados a este sistema para una primera sinterización son las siguientes:

- **Cambio de mezcla bimodal de Fe de 1/10µm a 10/44µm:** Esta modificación se realiza para evitar la fricción generada por los polvos de menor tamaño de 1µm, sin embargo, se mantiene la bimodalidad con el objetivo de que los polvos más pequeños (10µm) ocupen las cavidades entre las partículas de mayor tamaño. También se aumenta el tamaño de la partícula de hierro a 44µm, ya que la diferencia de tamaño excesiva con el polvo de mayor dureza de SiC (100µm) dificulta la deformación de la partícula dúctil durante la compactación, por lo que se busca que esta

partícula de mayor tamaño se deforme con mayor facilidad durante esta etapa, mejorando la calidad del compacto.

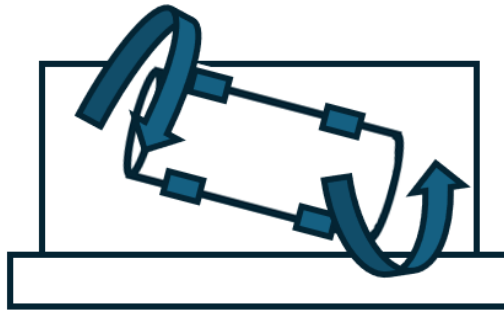
- **Eliminación del uso de ligante PVA:** La naturaleza de la sinterización convencional es no utilizar presión durante la aplicación de temperatura, por lo que no hay un mecanismo que apoye la contracción de la pieza durante el sinterizado además de los procesos difusivos, en comparación con métodos como HIP, Hot Pressing y sinterización con fase líquida, por lo que se dificulta el llenado de las cavidades que deja el ligante al evaporarse.
- **Reducción de temperatura de 1100°C a 1000°C:** Se reportó la aparición de fase menos densas que ocupaban mayor volumen al comenzar la difusión del Si a 1050°C, por lo que el cambio tiene el objetivo de evitar la difusión excesiva del carburo, para evitar la aparición de estas fases que ocupan un mayor volumen y disminuyen las propiedades mecánicas del sistema.
- **Incremento de la presión de compactación de 600Mpa a 700Mpa:** Después de la realización previa de una curva de compactación para el sistema se observó una mayor densificación en verde de la probeta a 700Mpa.

Por otra parte, se añaden las condiciones de SiC-70Fe y SiC-55Fe, con el objetivo de evaluar la consolidación con una mayor fase metálica.

4.2 Mezcla de polvos

Se utilizan polvos de Hierro 99% de pureza $D_{50} = 44\mu\text{m}$ NANOGRAFI y de $D_{50} = 10\mu\text{m}$ EMSURE®, y de Carburo de silicio ISESA de 98% de pureza $D_{50} = 100\mu\text{m}$, mientras que para masar estequiométricamente los polvos se utilizó una balanza de precisión 0,001g. Una vez masados los polvos se guardaron al interior de recipientes de plástico etiquetados, posteriormente se llevaron los polvos masados a una túbula con movimiento oscilatorio tridimensional durante 30 minutos, como se muestra en la Figura 4.2, movimiento que asegura una mezcla homogénea evitando la segregación o acumulación excesiva del mismo tipo de polvo.

Figura 4.2 Esquema de t rbula de mezclado con movimiento tridimensional

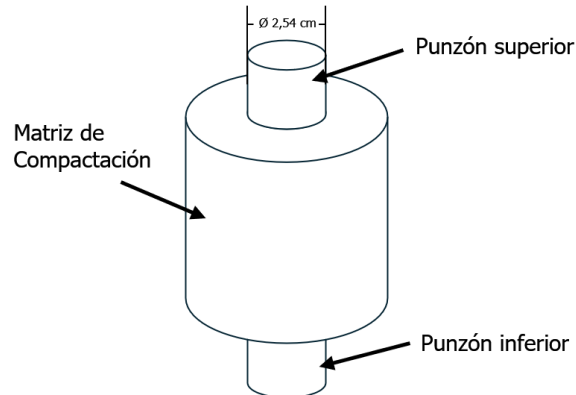


Fuente: Elaborado por el autor

4.3 Compactación

Para realizar la etapa de compactación en frío se utiliza una prensa hidráulica, para esto se utiliza una matriz de hierro de compactación uniaxial para la fabricación de probetas de diámetro de 2,54cm, como se puede ver esquematizado en la Figura 4.3:

Figura 4.3 Diámetro de matriz y punzones de compactación



Fuente: Elaborado por el autor.

Para conocer la presión de compactación se utilizó una celda de carga que muestra el tonelaje aplicado, por lo que se debe hacer la conversión a presión según el área de compresión en el punzón de la matriz, de manera que se pueda medir las toneladas fuerza de presión ejercidas por la celda de carga en una pulgada (25,4mm):

$$P(MPa) = \frac{F(N)}{A(mm^2)} \quad (4.1)$$

$$m(Kg) = P(MPa) * \frac{A(mm^2)}{a\left(\frac{m}{s^2}\right)} \quad (4.2)$$

La fuerza se puede descomponer en la ecuación (4.1) para así despejar la masa como en la ecuación (4.2) y esta expresarla en toneladas, de esta forma se puede medir la presión aplicada en mega pascales en el área determinada observando el tonelaje de la celda de carga. Se realizó esta conversión para determinar los valores de tonelaje necesarios para realizar una curva de compactación del sistema 50% Fe bimodal de 10µm-44µm, 50% SiC de 100µm y así determinar la presión de compactación óptima para el desarrollo de la investigación, utilizando presiones mostradas a continuación en la Tabla 2 cercanas a lo indicado en la literatura

Tabla 2 Conversión de tonelaje a presión aplicada

Tonelaje en celda de carga (Toneladas)	Presión aplicada (MPa)
20.7	400
25.9	500
31	600
36.2	700
41.36	800

Durante el proceso de compactación se utilizó estearato de zinc como lubricante sólido al interior de la matriz y de los punzones, para evitar fricción durante el proceso y para evitar la adhesión de la muestra una vez finalizado el proceso, pues, este lubricante no tiene ninguna incidencia en sistema de polvos utilizado.

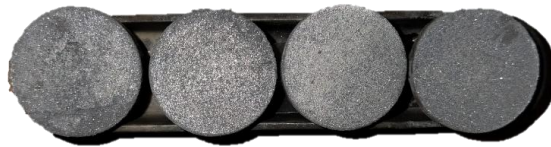
4.4 Sinterización.

Para realizar el ciclo térmico de sinterización se utilizó un horno tubular LENTON con atmósfera de argón grado 5 LINDE de pureza 99.999% para evitar la oxidación de las muestras al interior del horno durante el ciclo térmico, se realizó purga completa al interior del horno alternando con vacío y argón un total de tres veces, para remover al máximo las impurezas en la atmosfera, luego

se aplicó flujo de argón constante durante la sinterización para desplazar los gases derivados del proceso y remover contaminación remanente.

Las muestras compactadas en verde fueron posicionadas en una canoa de alúmina en un orden que permita identificar cada probeta como se observa en la Figura 4.4, previamente a introducir las muestras al interior del horno tubular se introduce un crisol con láminas de titanio para que puedan actuar como sacrificio para la mínima contaminación de oxígeno presente al interior del horno y en el flujo de argón, como se observa en la Figura 4.5, estas láminas son corrugadas para que se pueda maximizar la superficie de contacto con el gas.

Figura 4.4 Posición de muestra sobre canoa de alúmina para sinterización en horno tubular:



Fuente: El autor.

Figura 4.5 Láminas de Titanio corrugadas para maximizar su área superficial



Fuente: el autor.

Una vez introducido el crisol con el titanio en la zona de entrada del flujo de argón se procede a introducir las muestras con la canoa de alúmina, posicionándola en el centro del horno tubular donde

tiene mayor precisión el marcaje de temperatura, quedando ambas muestras posicionadas como muestra la siguiente figura:

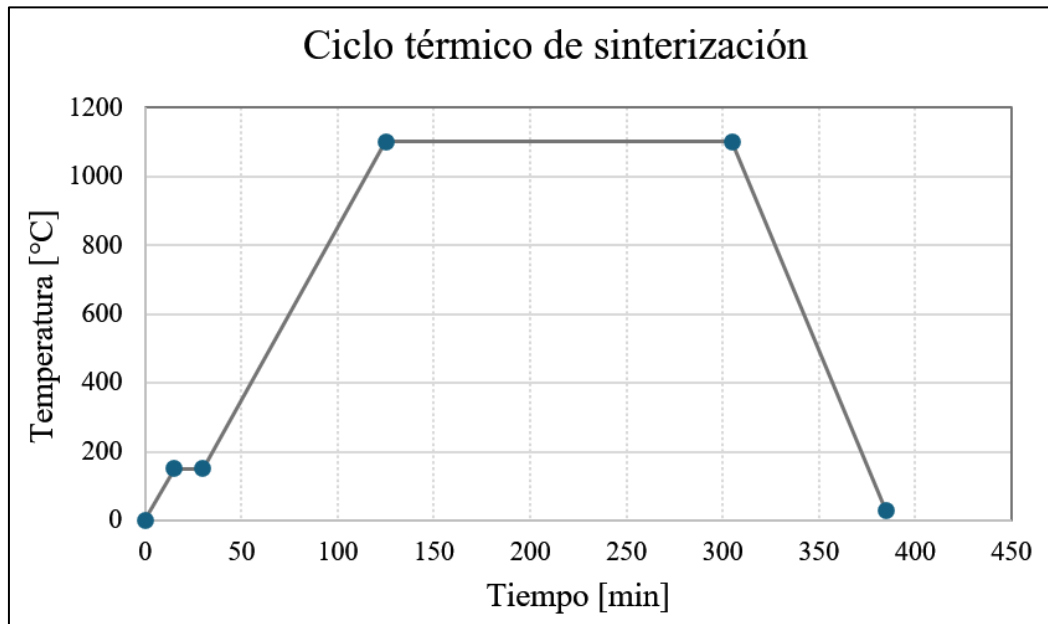
Figura 4.6 Posición referencial del centro del horno tubular donde se introducen las muestras.



Fuente: El autor.

El ciclo térmico que se utilizó inicialmente para la sinterización de las probetas es el que se indica en la Figura 4.7, considera una rampa de calentamiento de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$, un tiempo de mantención de 15min a 150°C como etapa de liberación de gases y de seguridad, luego un calentamiento hasta $1000^{\circ}\text{C}/1100^{\circ}\text{C}$ según etapa de sinterizado, y un tiempo de mantención a $1000^{\circ}\text{C}/1100^{\circ}\text{C}$ de 3 horas, para un posterior enfriamiento.

Figura 4.7 Esquema gráfico Temperatura vs Tiempo del ciclo térmico de sinterización para la sinterización a 1100°C.



Metodología de caracterización de muestras

4.5 Densidad muestras

Para la medición de densidad de las muestras se utilizó un cálculo simple utilizando el volumen y la masa de cada probeta, de esta forma el valor registrado hace referencia solo al sólido sin considerar posibles porosidades cerradas, por lo que se realizó mediciones de diámetro, masa y altura promedio de cada probeta, luego la densidad obtenida se compara con la densidad teórica para obtener el porcentaje de densidad de las muestras.

Para el cálculo de la densidad teórica del sistema se utiliza la siguiente ecuación:

$$\frac{1}{\rho_{teórica}} = \frac{X_1}{\rho_1} + \frac{X_2}{\rho_2} + \frac{X_3}{\rho_3} + \dots + \frac{X_n}{\rho_n} \quad (4.3)$$

Donde $\rho_{teórica}$ representa la densidad teórica total del sistema, X_n representa la fracción p/p de cada polvo presente, mientras que ρ_n representa la densidad teórica de cada uno. Luego para el cálculo de la densidad real, se utilizan las mediciones de diámetro, altura y masa en la ecuación común de densidad:

$$\rho_{real} = \frac{m}{\frac{\pi h D^2}{4}} \quad (4.4)$$

Donde ρ_{real} Corresponde a la densidad real de las probetas sinterizadas, m corresponde a la medición de la masa, h a la altura y D al diámetro. Luego, para el cálculo de densidad relativa del sinterizado se compara la real y la teórica para obtener el porcentaje de densificado:

$$\%densificación = 100 * \frac{\rho_{real}}{\rho_{teórica}} \quad (4.5)$$

4.6 Ensayo de Arquímedes

Se utilizó el ensayo de Arquímedes para determinar el porcentaje de porosidades abiertas, información que se utilizó para calcular también el porcentaje de porosidades cerradas, para esto se utilizó la norma ASTM B962-23 para materiales porosos sinterizados y una balanza PCE-ABE220C con precisión de 0,0001g equipada para este ensayo:

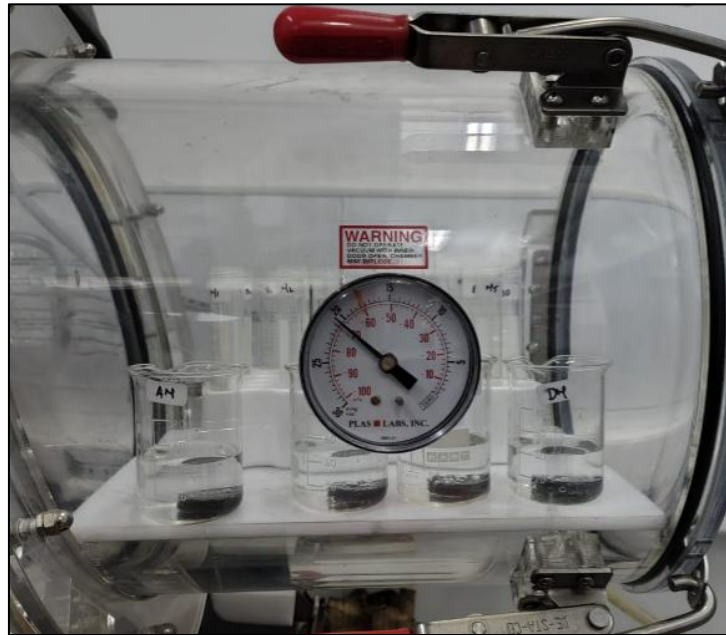
Figura 4.8 Montaje del ensayo de Arquímedes en balanza PCE-ABE220C



Fuente: El autor.

Previo a la realización del ensayo se saturó la muestra con agua, sumergiéndola en agua destilada a temperatura ambiente y utilizando presión de vacío durante 35 minutos, como se muestra en la Figura 4.9.

Figura 4.9 Saturación de las muestras para ensayo de Arquimedes en vacío.

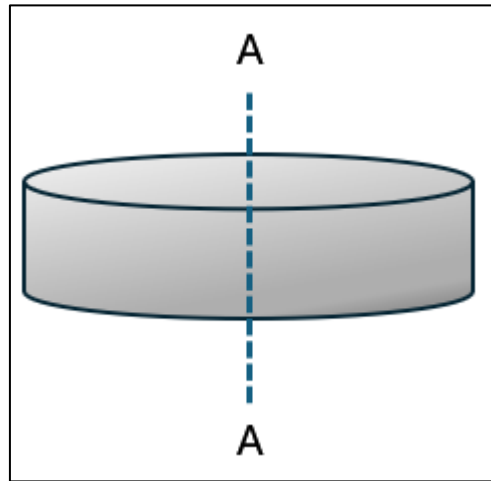


Fuente: El autor.

4.7 Preparación de análisis microestructural

Se realiza un corte en dirección del eje de la probeta de modo que la sección transversal quede expuesta para su estudio como se muestra en el corte A-A de la Figura 4.10 con un disco circular de diamante a una velocidad de 500RPM.

Figura 4.10 Corte A-A a través de la sección transversal de la probeta



Fuente: Elaborado por el autor.

Se realizó un montaje de las muestras para mejor manipulación durante los procesos de desbaste, pulido y observación al microscopio en una matriz de baquelita, utilizando un máquina peletizadora BUEHLER la cual aplica presión y temperatura durante un tiempo determinado para el conformado de las piezas montadas, luego para el desbaste de las superficies se utilizó discos para desbaste P3 y P4 CAMEO DISK PLATINIUM, mientras que el pulido se realizó con partículas de diamante en suspensión de tamaños $6\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$ y $1\mu\text{m}$ LECO PREMIUM DIAMOND SUSPENSION con sus paños correspondientes, ambos procesos utilizando el equipo de pulido giratorio y adición constante de agua.

4.8 Ensayo de dureza y microdureza

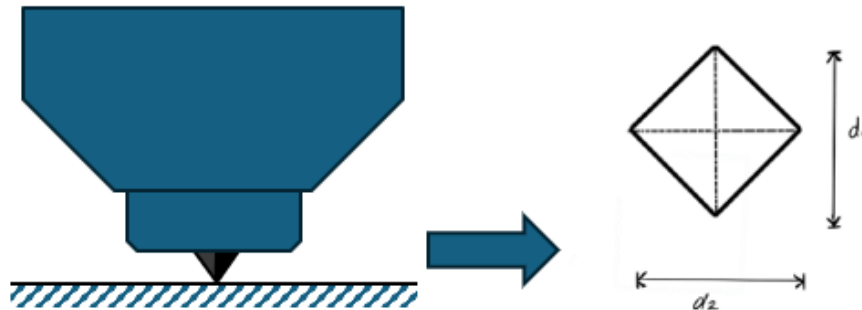
Para evaluar la dureza y microdureza se emplea un microdurómetro Vickers modelo LECO LM310 mostrado en la Figura 4.11 el cuál puede realizar ambos ensayos, siendo el ensayo de dureza realizado aplicando una carga de 1kg utilizando una punta de diamante con forma piramidal, mientras que para el ensayo de microdureza se utiliza la misma punta de diamante y una carga de 10g, ambos ensayos con un tiempo de mantención de 10 segundos.

Figura 4.11 Microdurómetro utilizado para ensayos de Dureza HV_1 y Microdureza $HV_{0.01}$.



La ecuación (4.3) muestra el cálculo para obtener el valor de la dureza en Vickers a partir de las diagonales del rombo producido por la indentación realizada con la punta de diamante piramidal como se muestra en la Figura 4.12, donde D_1 y D_2 son las medidas de las diagonales del rombo en milímetros, mientras que F es la fuerza aplicada en kilogramos fuerza.

Figura 4.12 Indentación y huella obtenida para la medición de sus diagonales d_1 y d_2 .



Fuente: Adaptado por el autor de [36]

$$HV = \frac{1.8544 * F}{\left(\frac{D_1 + D_2}{2}\right)^2} \quad (4.3)$$

Para realizar un estudio confiable y representativo se realizó un total de 12 indentaciones, eliminando el mayor valor y el menor valor que puedan afectar desproporcionadamente la desviación estándar.

4.9 Microscopio electrónico de barrido (MEB/SEM)

Se realizó un análisis superficial con el microscopio electrónico de barrido (MEB) con detector EDS modelo JSM-6010 PLUS/LA marca Jeol con el objetivo de observar los niveles de difusión durante el sinterizado, la continuidad de fases, posibles segregaciones y formación topográfica como porosidades y el nivel de formación de cuellos de sinterización, esto con la ayuda del EDS que entrega información cualitativa de elementos presentes en la imagen.

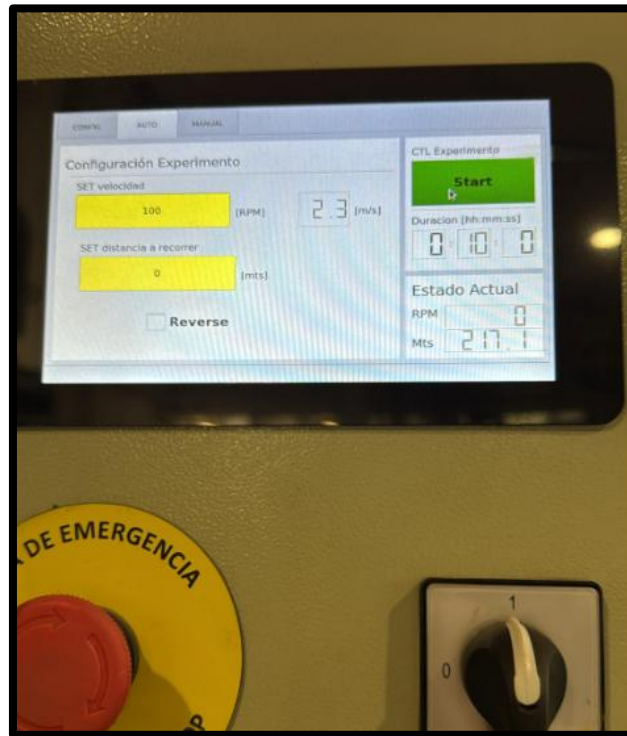
Para realizar esta caracterización la probeta se prepara superficialmente con un proceso de desbaste con discos, para un posterior pulido con pasta de diamante y sus paños correspondientes, al igual que se detalla anteriormente.

4.10 Ensayo de desgaste abrasivo ASTM B611

Para este ensayo se utiliza el equipo adaptado por Salinas J.[66] según la norma ASTM B611. Los parámetros utilizados también se rigen por la norma, los cuales consisten en una carga normal de 200N que empuja la probeta contra una rueda de acero AISI 1020 que posee un diámetro de 168mm. Para el lodo abrasivo se utilizó óxido de aluminio (alúmina) de uso abrasivo grano 30 (600 μ m) en proporción de 4g de alúmina por cada mL de agua destilada, para mantener el nivel adecuado del lodo durante el ensayo, lo que por norma es entre 2,5-3cm por debajo del centro de la rueda. Para el lodo se necesitó un total de 8,21Kg de alúmina y 2,05L de agua destilada.

Ciclo del ensayo: Como se muestra en la Figura 4.13, se realizó el ensayo de 1000 revoluciones, a 100rpm durante 10 minutos.

Figura 4.13 Panel de control de parámetros de operación del equipo para ensayo ASTM B611

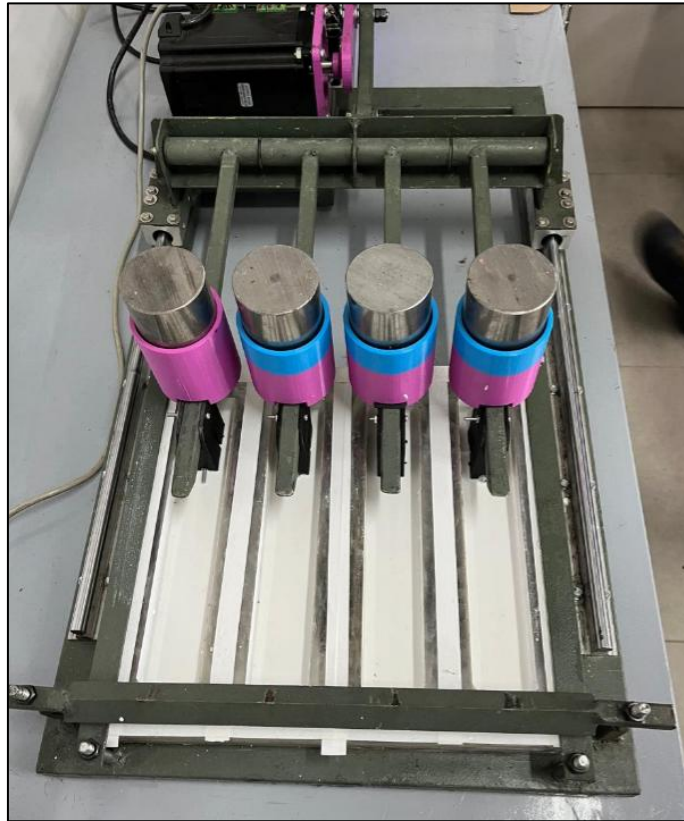


Fuente: El autor.

4.11 Ensayo de desgaste ASTM G-75 (Miller test)

Este ensayo de desgaste se lleva a cabo utilizando un equipo adaptado según las recomendaciones de la norma ASTM G75, equipo que se observa en la Figura 4.14, para este ensayo se utiliza alúmina para desgaste abrasivo de 400mesh ($37\mu\text{m}$) en una proporción 50% con agua destilada de manera que se utilizó 100g de agua y 100g de alúmina. La muestra se preparó como se indica la norma suavizando las esquinas que entran en contacto con la superficie y el ensayo se realizó durante 6 horas a 48rpm, cada 2 horas se retiraron las muestras limpiando las superficies de restos de alúmina con un cepillo suave, se limpian en ultrasonido para luego ser secadas en un horno, esto con la finalidad de pesarlas y registrar la pérdida de masa.

Figura 4.14 Equipo utilizado para ensayo de desgaste de Miller adaptado según la norma ASTM G75



Para realizar el cálculo del número de Miller y el número SAR, se utiliza la pérdida de masa en mg de la probeta y el tiempo t para generar una curva, a la cual se realizará un ajuste alométrico para obtener dos coeficientes A y B, como se observa en la ecuación (4.4):

$$mg = At^B \quad (4.4)$$

Una vez obtenidos los coeficientes, se utilizan para calcular la tasa de pérdida de desgaste representada por M, como se observa en la siguiente ecuación:

$$M, \frac{mg}{h} = A * B * t^{(B-1)} \quad (4.5)$$

Luego, para obtener el número de Miller NM, se multiplica la tasa de desgaste por un factor de escalado C, que representa los efectos de abrasión-corrosión del lodo utilizado:

$$MN = C * M \quad (4.6)$$

Finalmente, para el cálculo del número SAR, se debe multiplicar el número de Miller con el número de la gravedad específica de la probeta estándar del ensayo, la cual es 7.58, dividido por la gravedad específica del material utilizado para el ensayo, de la siguiente manera:

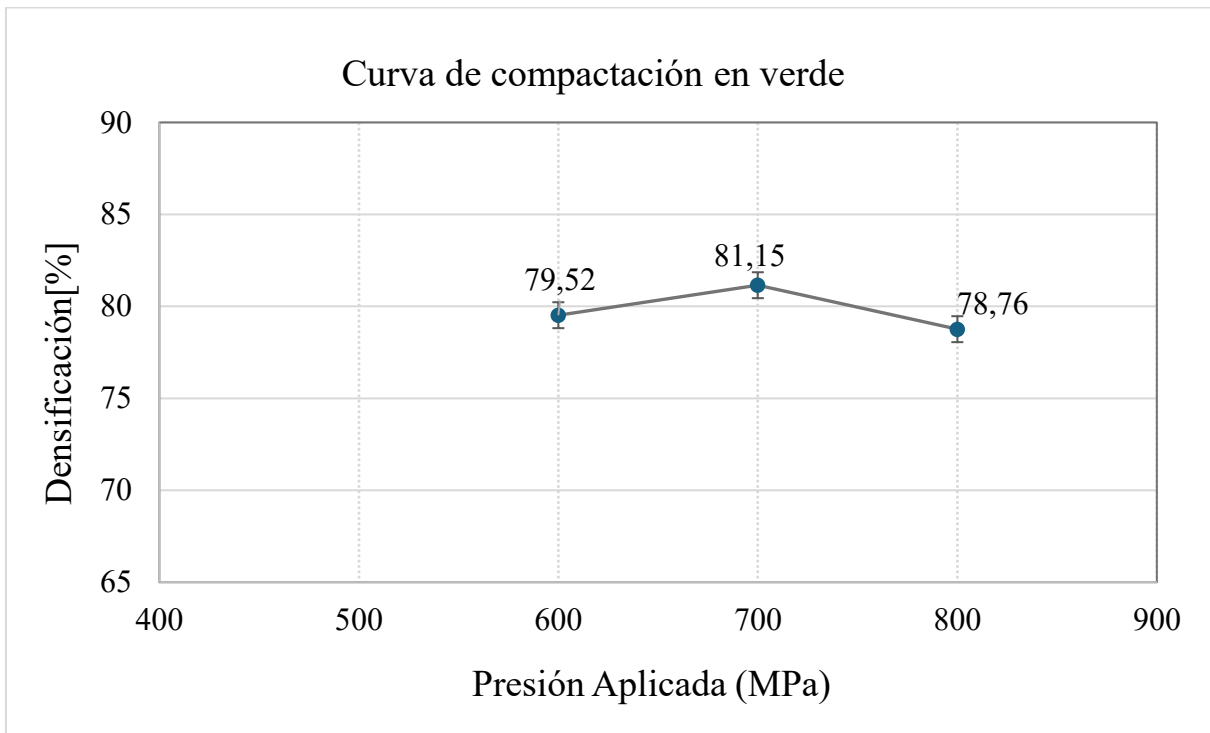
$$SAR = MN * \left(\frac{7.58}{SG_{probeta}} \right) \quad (4.7)$$

5. Resultados y discusiones

5.1 Curva de compactación

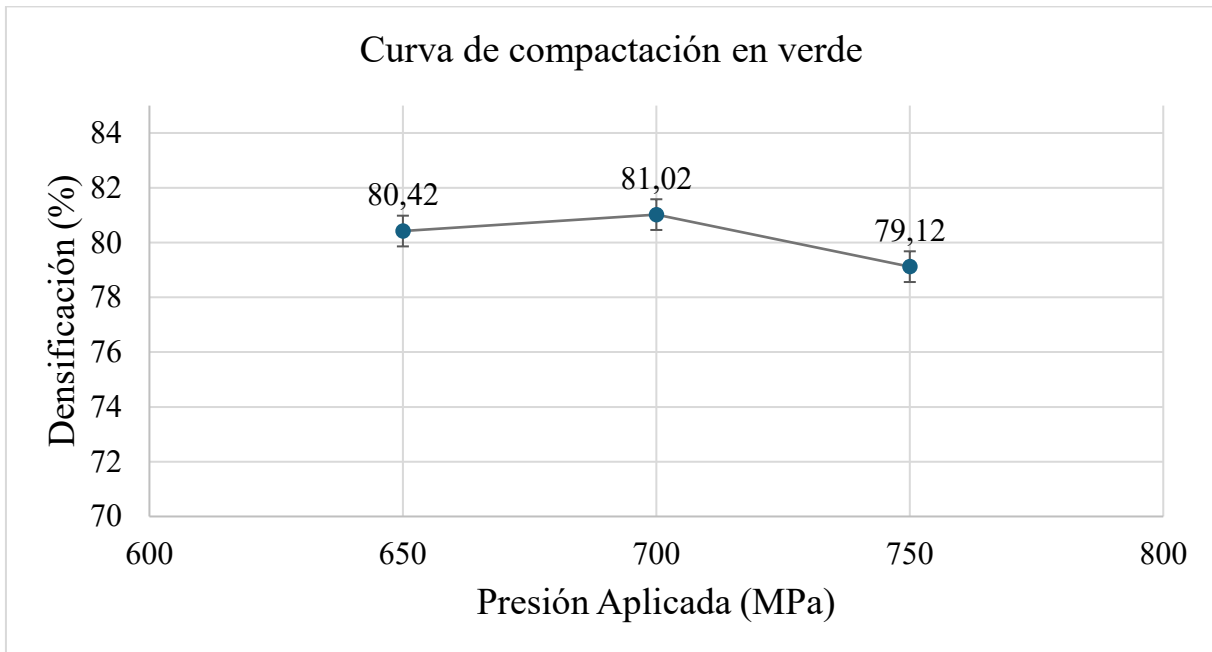
Para la curva de compactación se utilizaron los datos de la tabla 2, y las condiciones de partida de las muestras, siendo 50% Fe bimodal $10\mu\text{m}$ y $44\mu\text{m}$ en proporción 50/50 y 50% SiC $100\mu\text{m}$, para diámetro de probeta de 2.54cm y 0,5cm de altura obteniendo la curva mostrada en la Figura 5.1. Las muestras compactadas a 400MPa y 500MPa presentaron una baja consolidación, imposibilitando su manipulación para realizar las mediciones, por ello en la curva se reportan solo los valores de 600,700 y 800Mpa.

Figura 5.1 Primera curva de compactación de probetas Fe50SiC bimodal Fe 10-40 μm



En la curva se observa un punto de inflexión en los 700MPa, por lo que se realiza nuevamente el ensayo para alcanzar una presión de compactación ideal, utilizando 650MPa, 700MPa, y 750MPa, obteniendo los resultados mostrados a continuación:

Figura 5.2 Segunda Curva de compactación, para ajustar valores precisos.



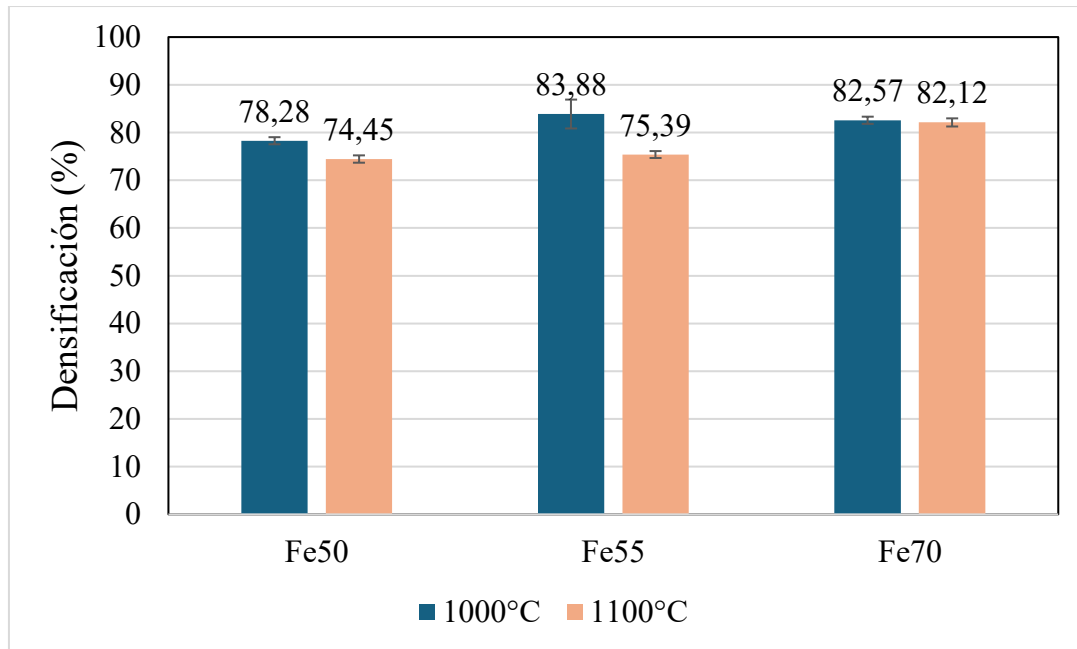
Se observa de estos resultados que la densificación en verde de este sistema se maximiza en una presión de compactación de 700MPa, por lo que se decide utilizar esta presión de compactación para la investigación. Por otra parte, es notoria la disminución de la densificación en verde desde los 700MPa, sin embargo, se considera que se mantuvo en los mismos rangos, pero pudo haber influenciado una pérdida de masa promovida por la carga excesiva que deja altas tensiones residuales, estas altas tensiones facilitan un rebote elástico disminuyendo la densificación, también se pueden generar microfisuras y zonas de excesiva compresión donde los polvos dejan de fluir, dificultando la compactación y deteriorando la resistencia en verde [67].

5.2 Densificaciones y microestructuras

Luego de aplicar las modificaciones mencionadas en la sección 4.1, se realizó una sinterización a 1000°C durante 3 horas, posteriormente se realizó una sinterización con las mismas condiciones a 1100°C durante 3 horas nuevamente y comparar resultados. Las densificaciones obtenidas fueron las mostradas en la Figura 5.3 donde se observa que todas las condiciones para 1000°C de sinterización alcanzaron densificaciones superiores a lo alcanzado en estudios previos, superando el 80% para las condiciones de Fe55 y Fe70, lo que puede ser producido por una mezcla de llenado de cavidades más eficiente al tratarse de una mezcla bimodal con tamaños de partículas un poco mayores al estudio de

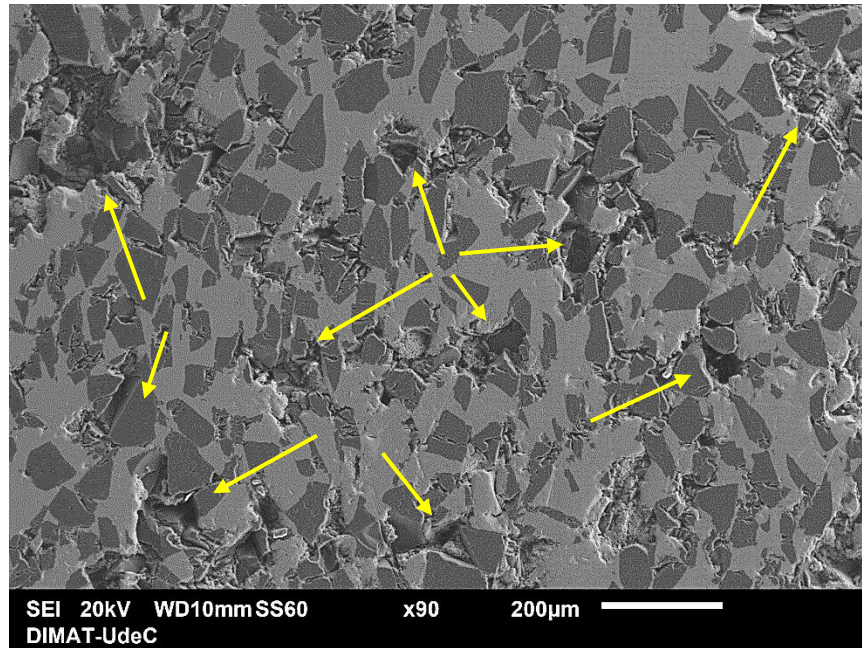
referencia y al tener mayor fase metálica hay mayor ductilidad que facilita la compresión. Por otra parte, para 1100°C los valores de Fe50/Fe55 se mantuvieron dentro del rango de resultados previos de densificaciones, mientras que Fe70 se mantuvo alto, esto probablemente por la disociación del carburo al tratarse de una temperatura mayor.

Figura 5.3 Gráfico de densificación para condiciones de Fe50/55/70-SiC, con Fe bimodal 10-40 μ m a 700MPa



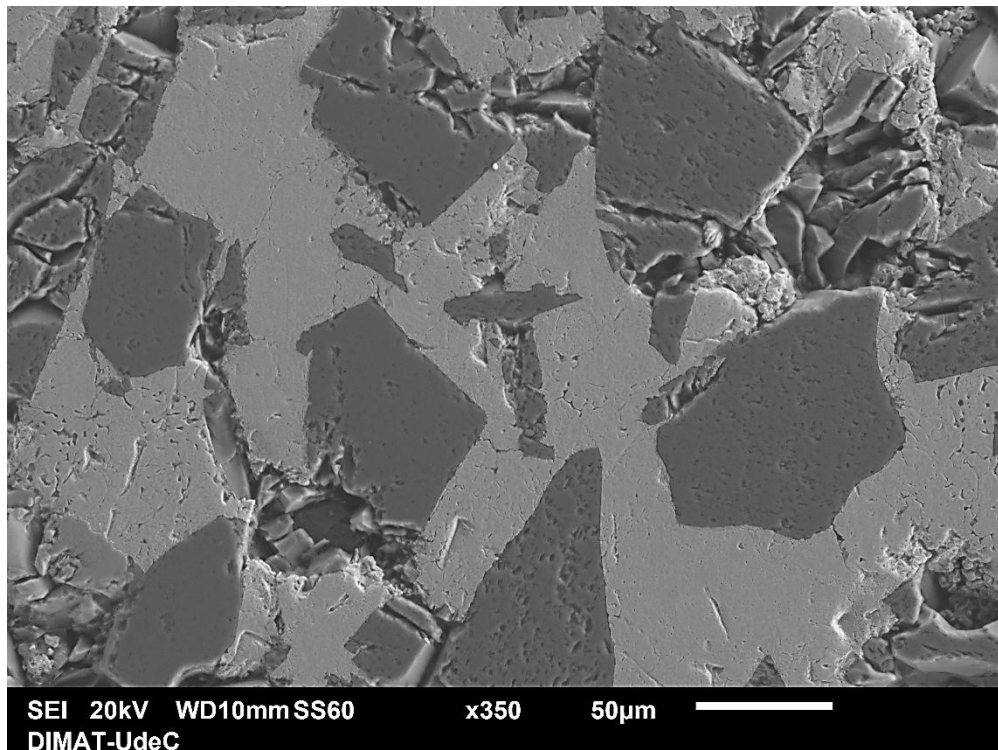
La densificación más alta fue de la condición de Fe55 cuya microestructura se puede ver en la Figura 5.4, donde se puede observar una elevada continuidad de la fase metálica y los carburos embebidos en la matriz en su mayor parte, también se observa porosidad moderada y una buena distribución de los carburos dispersos.

Figura 5.4 Porosidades en imagen MEB de Fe55-SiC sinterizado a 1000°C durante 3 horas, magnitud x50.



La Figura 5.5 revela que los carburos mantuvieron una disociación al mínimo, imperceptible a simple vista, probablemente porque que la difusión del Si a partir de la disolución del carburo hacia la matriz de Fe se vuelve relevante a partir de los 1100 °C [29].

Figura 5.5 MEB de Fe55-SiC sinterizado a 1000°C durante 3 horas, magnitud x350.



Por otra parte, para la misma condición sinterizada a 1100°C, se puede observar en la Figura 5.6 que también existe una continuidad de fase, aunque se observa una mayor concentración de porosidades distribuidas por la matriz. En la Figura 5.7 se observa un carburo con elevada disociación, esto puede ser causante de la reducción en la densificación por dos razones, en primer lugar la formación de siliciuros, los cuales corresponden a una fase menos densa, ocupando mayor volumen y afectando el cálculo de la densificación al no contabilizar esta fase en la densidad teórica, además, la aparición de esta fase puede generar variaciones de volumen que dan lugar a estas porosidades. La segunda razón, es que la formación de esta fase requiera de una mayor disponibilidad de hierro para formarse, como puede ser el caso de Fe_3Si , la cual es de las primeras fases de siliciuros en formarse [28], esto provocaría que el hierro de los alrededores sea extraído formando contracciones hacia los carburos, esto también dificultaría la reducción de porosidades durante la sinterización, el cual parece ser el caso observado en la Figura 5.7.

Figura 5.6 Zonas de porosidades en imagen MEB de Fe55-SiC sinterizado a 1100°C durante 3 horas, magnitud x50.

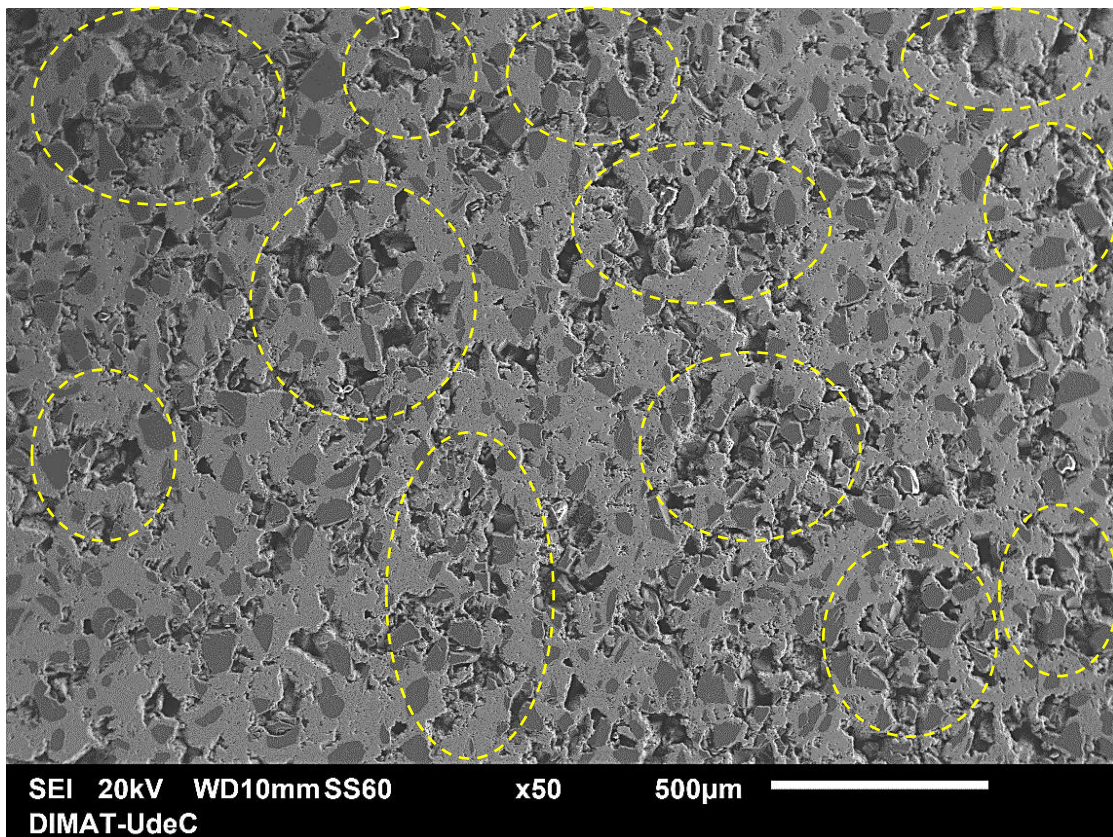
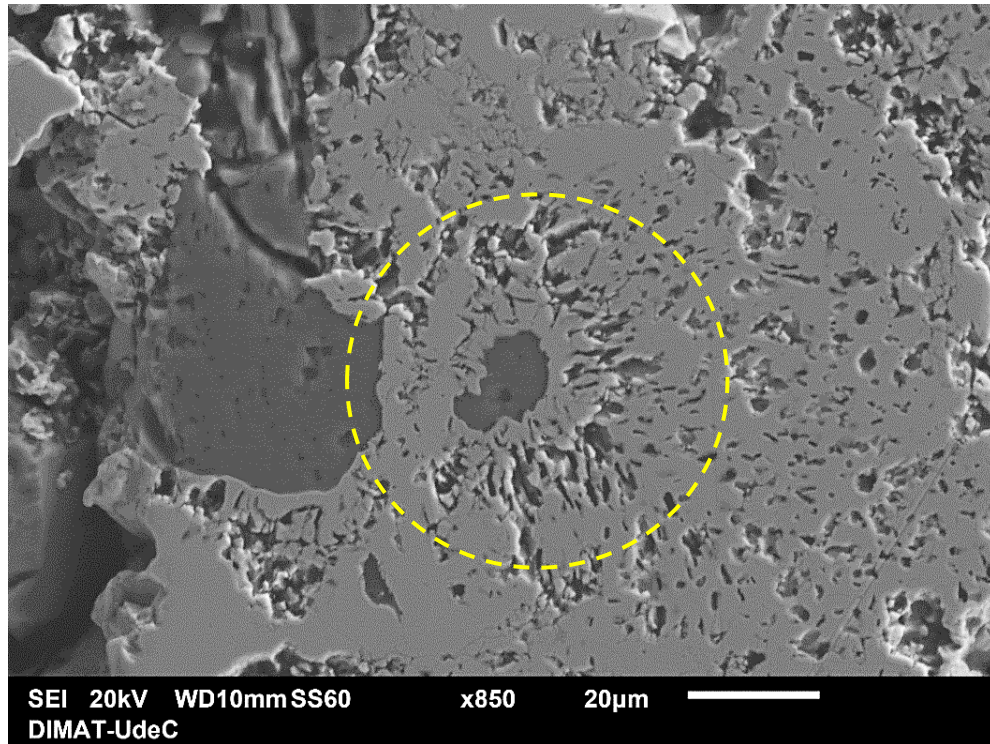


Figura 5.7 Zona de disociación de carburo; MEB de Fe50-SiC sinterizado a 1100°C durante 3 horas, magnitud x850.



Para la siguiente etapa de sinterización se decide sinterizar nuevamente a 1100°C con atmósfera de argón sin flujo y además otra partida con flujo, por dos motivos principales, primeramente, el diseño experimental se confeccionó considerando el flujo de argón con una purga previa de la atmósfera al interior del horno, lo que se encuentra justificado en la sección 4.4. Sin embargo, se decide estudiar si el nivel de influencia entre una atmósfera sin flujo y otra con flujo es significativo para poder acceder a una mayor disponibilidad de equipos durante la investigación. Respecto a las condiciones, a pesar de que Fe70 alcanza una densificación sobre 80% ésta se descarta, debido a que los valores que alcanza 82-83% no se consideran valores altos con relación a la gran cantidad de fase cerámica que se pierde, lo que mermará su resistencia al desgaste abrasivo. Sin embargo, se añaden dos condiciones para Fe50 y Fe55 con una modificación en la bimodalidad, la cual consiste en una proporción de 70% para partículas de Fe de 10µm y 30% para Fe de 44µm, con la intención de llenar en mayor medida las cavidades durante la compactación.

Al llevar a cabo la siguiente etapa de sinterización ocurrió un error en la calibración de la temperatura, lo que provocó que se superara la temperatura de transición de fase líquida del hierro, causando una segregación y esferoidización observada en la Figura 5.8, esto provocado por la baja

mojabilidad entre el Fe y SiC, motivo por el cuál no se sinteriza este sistema en fase líquida para una sinterización convencional [46, 47].

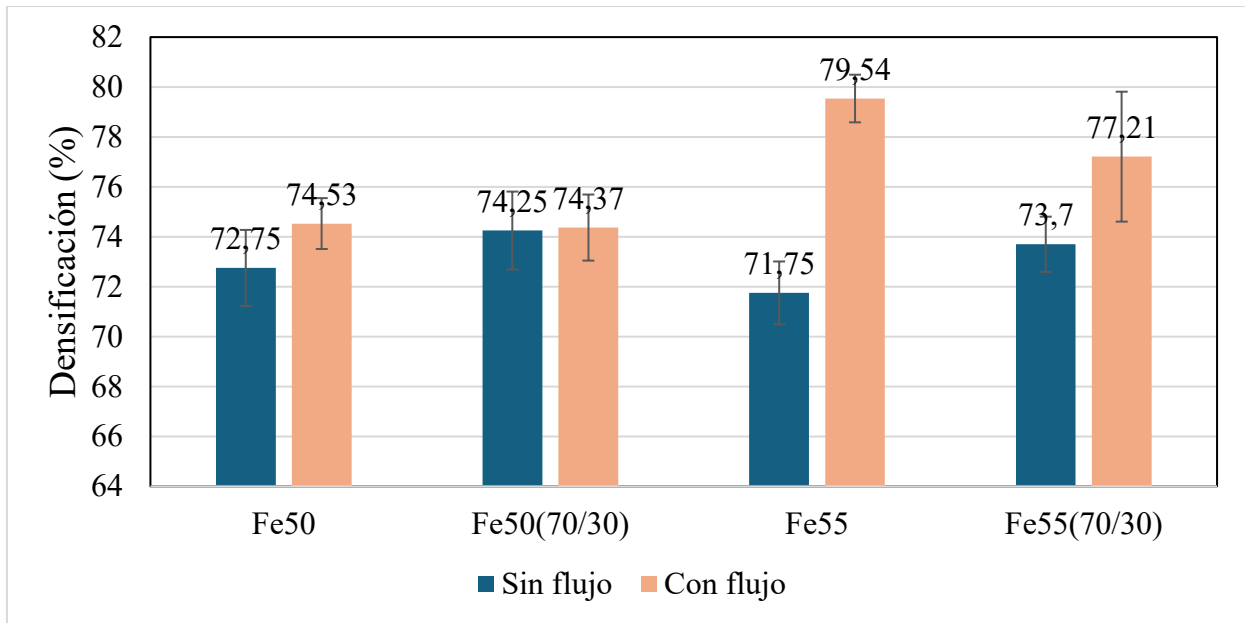
Figura 5.8 Muestras donde el hierro alcanzó fase líquida y sufrió esferoidización.



Fuente: Del Autor.

Una vez llevada a cabo la segunda etapa de sinterización se obtuvieron las densificaciones observadas en la Figura 5.9, donde se muestra una baja general en las densificaciones, tanto sin flujo como con flujo. Sin embargo, aquellas sin flujo se vieron mayormente afectadas en términos de densificación, lo que puede deberse a alguna pequeña diferencia en la liberación de gases desde el interior de la muestra, donde el flujo pueda generar diferencias de presión que facilite la evacuación de gases internos de la probeta. Otra opción, es la generación de óxido debido al flujo constante por la mínima contaminación que puede traer el argón, sin embargo, esto último es poco probable, ya que se utiliza titanio de sacrificio anterior al contacto con las muestras y el flujo se mantiene al mínimo para evitar estos efectos. También se puede observar un leve aumento en densificación en aquellas muestras con un 70/30% en la mezcla de Fe bimodal, por lo que se continúa utilizando ambas condiciones. Por otra parte, se decide realizar pequeños ajustes en la técnica de compactación, como manipulación de la prensa y retiro de probetas, con el objetivo de no afectar en demasía los compactos en verde y evitar su manipulación excesiva, ya que se considera que puede ser un factor que haya estado influyendo levemente en los resultados.

Figura 5.9 Valores de densificación para condiciones sinterizadas a 1100°C, con bimodalidad Fe10/40 μm y Fe70/30μm, con flujo de argón y con atmósfera de argón sin flujo.

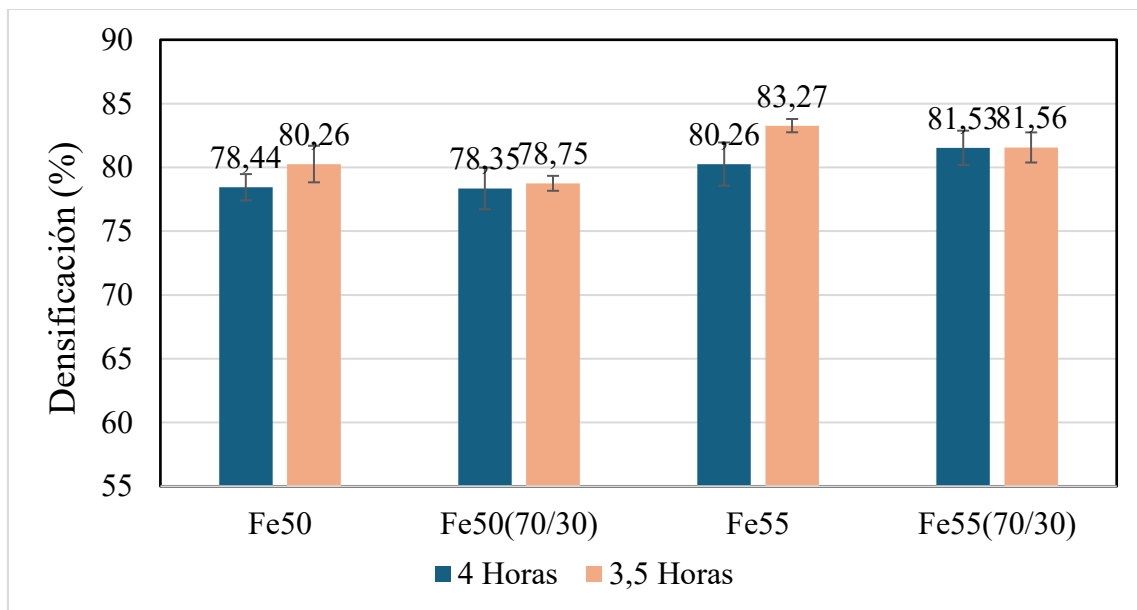


Como los valores de densificación se mantienen generalmente más bajos a 1100°C que a 1000°C, y, además, con el objetivo de evitar que el fenómeno de la disociación de carburos sea excesivo, se toma la decisión de seguir con la condición de sinterizado de 1000°C con atmósfera y flujo de argón. Ya con esto en mente, la siguiente etapa de sinterización se realiza a 1000°C con 4 horas y 3,5 horas de mantención, con el objetivo de maximizar en lo posible la densificación involucrando este parámetro e intentar lograr una disociación mínima de silicio, es decir, que se produzca una interfaz de disociación de silicio que le otorgue una mayor fijación al carburo en la matriz con el fin de evitar el desprendimiento del carburo, esto sin que se formen de forma excesiva fases de siliciuros.

Los resultados de esta tercera etapa de sinterizado se pueden observar en la Figura 5.10, donde se puede notar una mejoría en las densificaciones generales respecto a las densificaciones anteriores, mientras que la densificación para las condiciones sinterizadas durante 3,5 horas fue levemente mayor que las de 4 horas de mantención para condiciones bimodales de igual proporción. Sin embargo, esta diferencia resulta poco significativa. Se logra nuevamente superar el 80% de densificación exceptuando la condición de Fe50(70/30) que no supero ese valor en ninguna de las dos condiciones de tiempo de mantención.

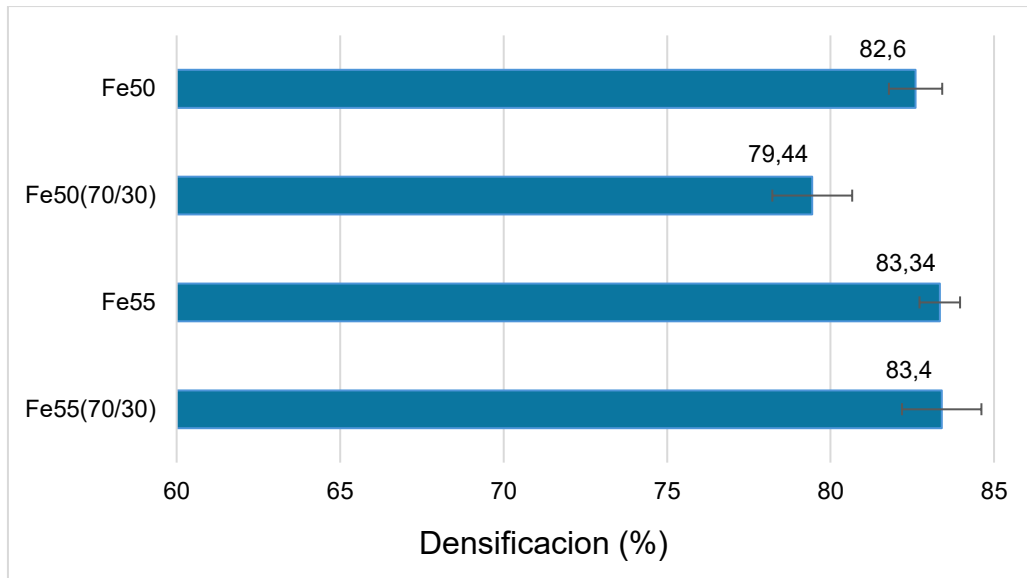
Al obtener la densificación buscada en varias condiciones se decide repetir el sinterizado para un tiempo de mantención de 3,5 horas, con la finalidad de homologar resultados y utilizar muestras en caracterizaciones posteriores.

Figura 5.10 Valores de densificación para condiciones sinterizadas a 1000°C con flujo constante de argón, durante 4 horas y durante 3,5 horas.



Posteriormente a la última etapa de sinterización, donde se repitieron las condiciones de 3,5 horas de mantención a 1000°C, las muestras sinterizadas son cortadas de forma cúbica, para poder así precisar la medición geométrica de la densidad. Los resultados obtenidos se observan en la figura siguiente:

Figura 5.11 Valores de densificaciones para segunda partida de sinterizaciones de condiciones a 1000°C durante 3,5 Horas.

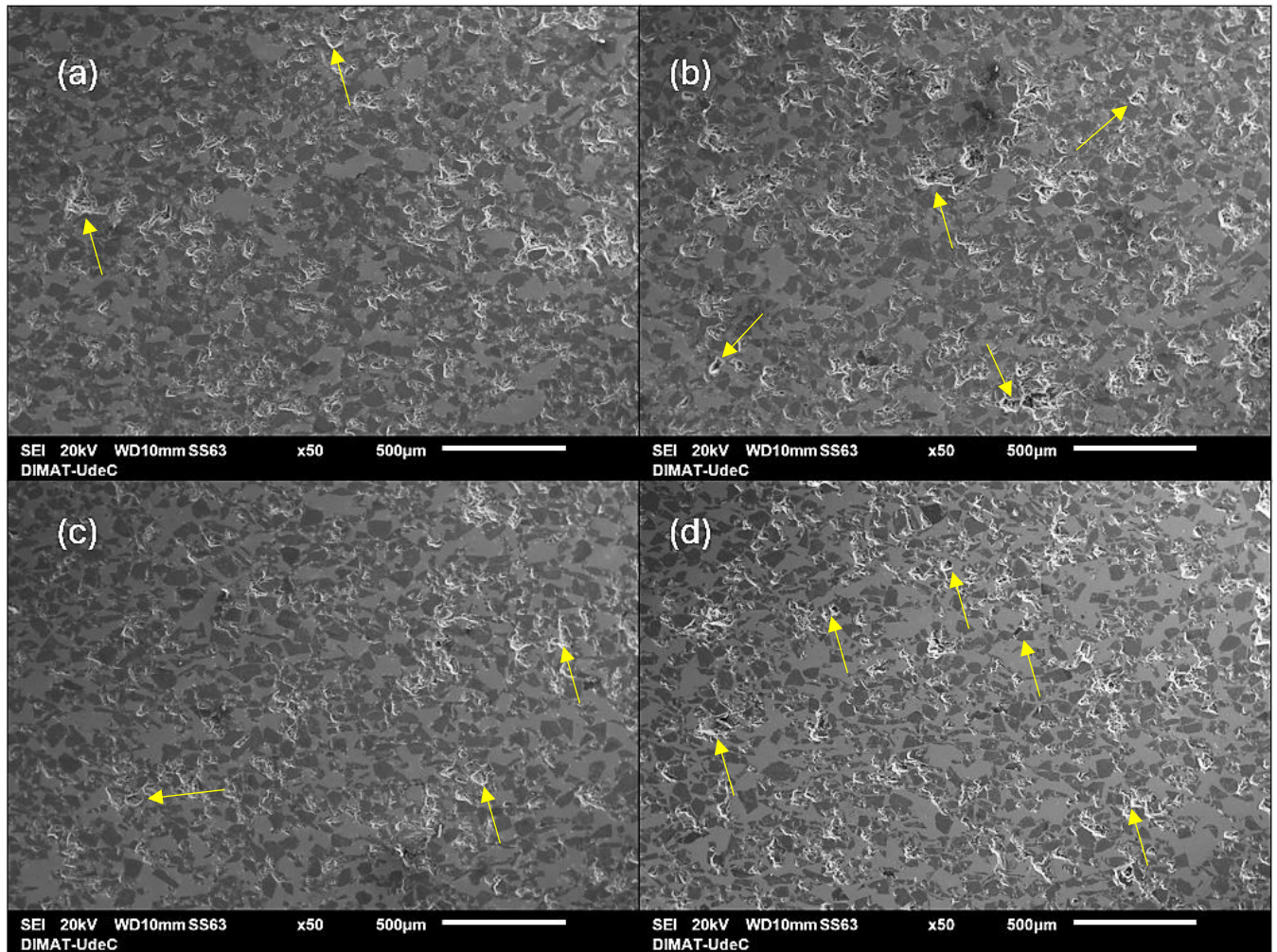


Estos resultados obtenidos son similares a las densificaciones obtenidas en la Figura 5.10 para las mismas condiciones, observándose una mejoría más significativa. Por otro lado, la condición para Fe50(70/30) se vuelve a mostrar baja respecto a las demás condiciones, lo cual puede suceder porque al tener una menor cantidad de fase metálica en comparación a la condición de Fe55 y al haber una mayor cantidad de partículas de menor tamaño, estas tienen una mayor interacción con la fase cerámica, las cuales, al no tener la ductilidad del hierro, necesitan realizar un mayor esfuerzo para aplastar las partículas pequeñas y las porosidades de menor tamaño producidas por ellas, además de la fricción que se debe generar debido a la misma interacción lo que dificulta la consolidación. Otra posibilidad, es que estas partículas de menor tamaño se agrupen de forma no homogénea durante la compactación, provocando gradientes de esfuerzos y consolidación dispereja.

El análisis microestructural a través de microscopio electrónico de barrido (MEB/SEM) para las muestras en la condición de sinterización de 4 horas se observan en la Figura 5.12, donde se observa una buena continuidad de fase, porosidades reducidas y buena dispersión de la fase cerámica, a pesar de tener una leve menor densificación que las muestras de 3,5 horas de mantención. Los poros observados en las cuatro imágenes presentan morfología irregular y elongada, con predominancia de poros interconectados, concentrados en algunas zonas de interfaz Fe-SiC. Estas porosidades observadas se pueden formar durante la compactación o por falta de sinterización, pero dada su morfología rugosa e irregular sugiere que se forman por la baja mojabilidad entre la fase metálica y

la cerámica. También se señala en las imágenes algunas zonas de desprendimiento de carburos producido durante la preparación de la superficie, lo que se suele confundir con porosidades.

Figura 5.12 Imágenes MEB x50 de condiciones FeSiC bimodales (10/40 μ m) en distinta proporción sinterizadas a 1000°C durante 4 Horas; (a) Fe50, (b) Fe50(70/30); (c) Fe55; (d) Fe55(70/30)



Un acercamiento en MEB con aumento x1000 mostrado en la Figura 5.13, donde se indica la formación de un leve borde de disociación del carburo, apreciándose este borde de disociación en todas las condiciones exceptuando la condición Fe55(70/30), donde no se pudo observar a simple vista en varias zonas analizadas. Este borde de disociación puede explicar la leve disminución en la densificación al pasar de 3,5 horas a 4 horas de mantención dentro del horno, lo que también concuerda con la casi inexistente variación en la densificación en la última condición, pues no se observa este borde de disociación, corroborando también las discusiones anteriores sobre la aparición de esta fase menos densa. Esto se puede confirmar también mediante un análisis EDS mostrado en la Figura 5.14, donde se puede observar claramente un borde de carbono alrededor del carburo en la matriz de hierro,

también se observa una leve disociación generalizada del silicio alrededor del carburo y algunas concentraciones de grafito al interior de una porosidad aledaña.

Figura 5.13 Imágenes MEB x1000 de condiciones FeSiC bimodales (10/40 μ m) en distinta proporción sinterizadas a 1000°C durante 4 Horas; (a) Fe50, (b) Fe50(70/30); (c) Fe55; (d) Fe55(70/30)

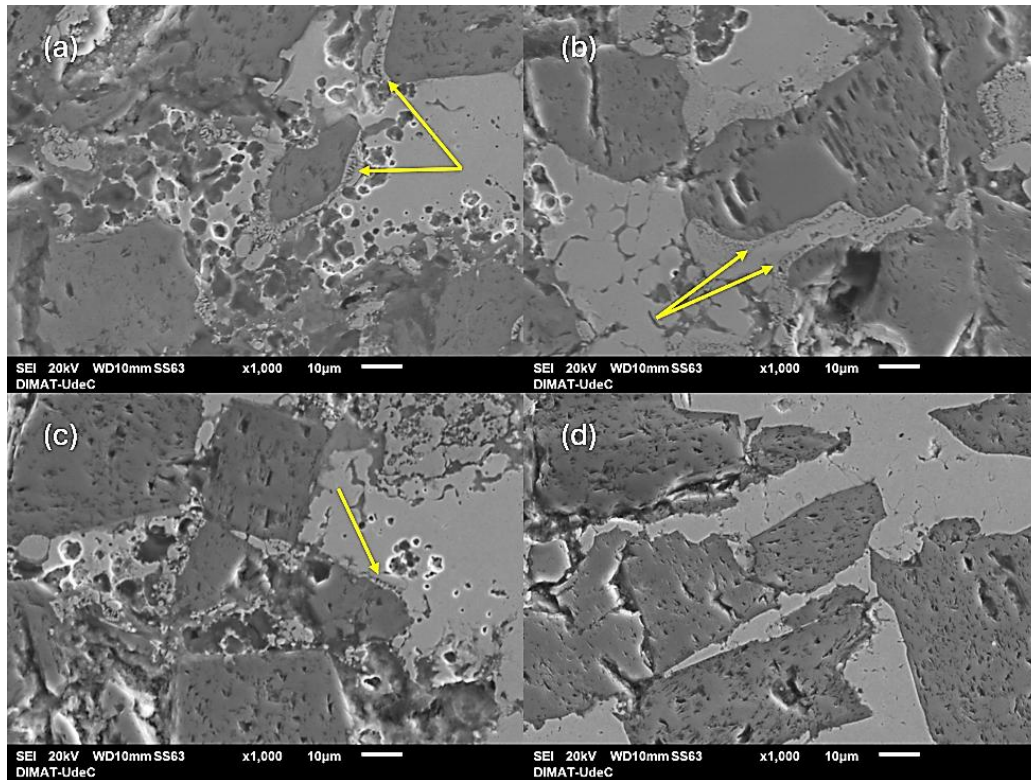
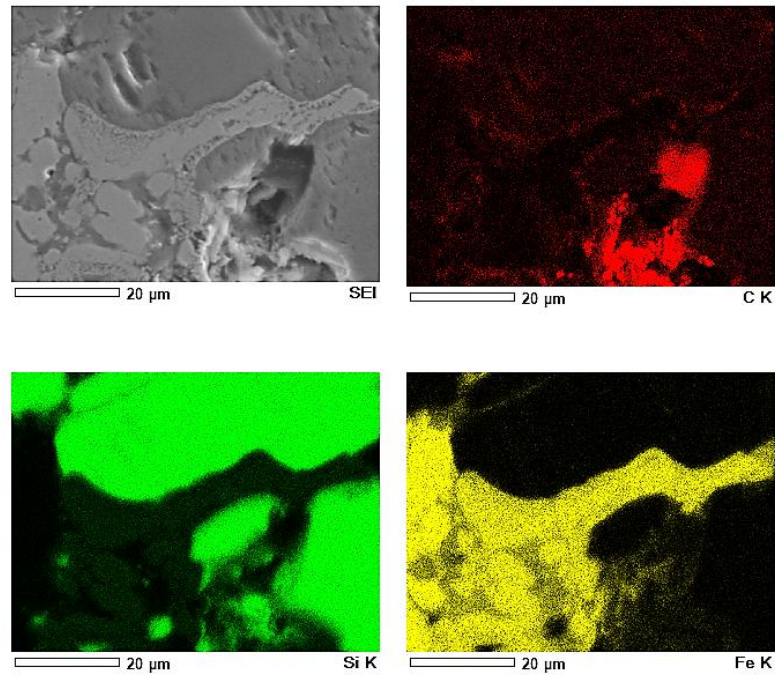
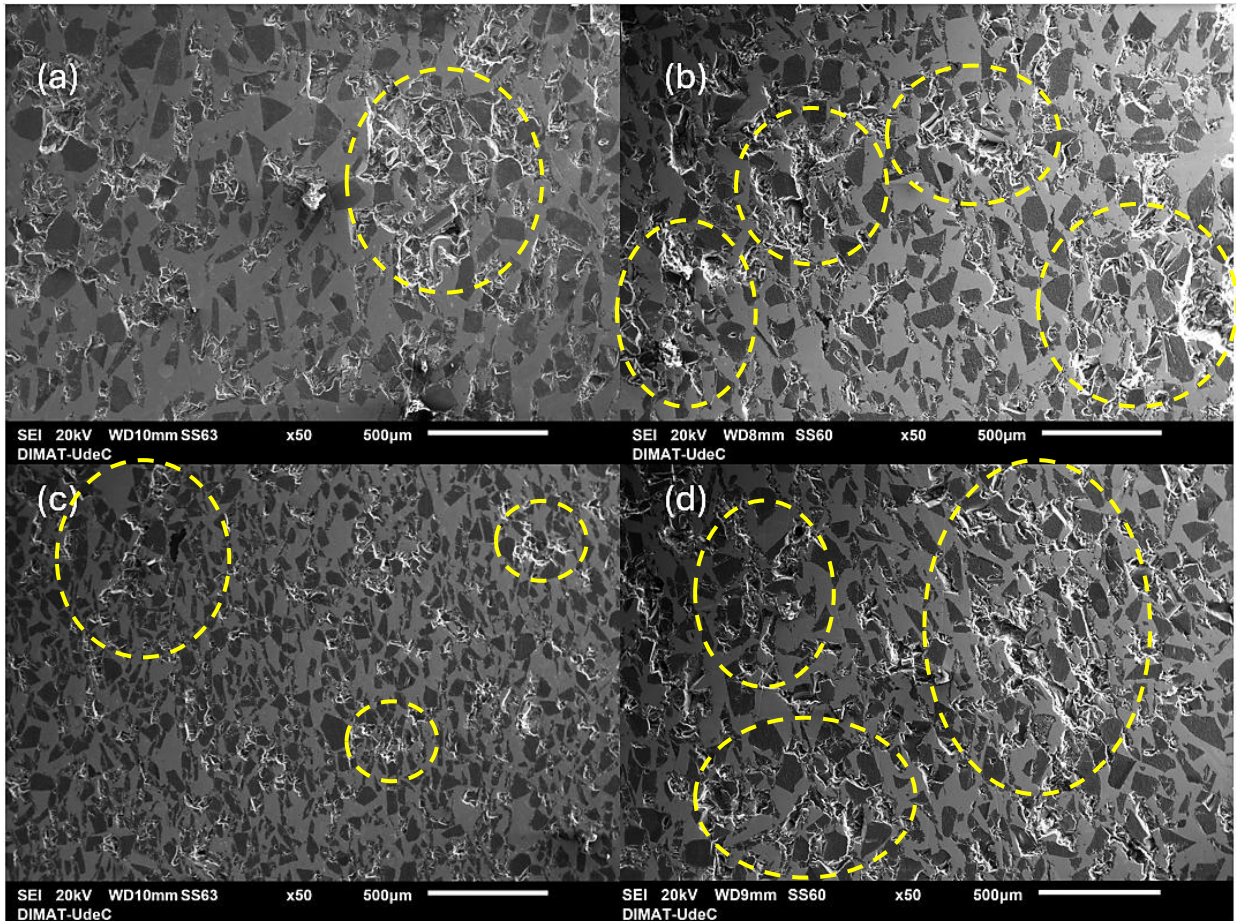


Figura 5.14 Fotografía MEB + mapping EDS, condición Fe50 bimodal 70/30 con 4 horas de sinterización



El análisis de las imágenes MEB de las condiciones sinterizadas a 3,5 horas se puede observar en la Figura 5.15, la cual muestra en todas las condiciones una fase metálica continua bien formada, una moderada dispersión de porosidades que se acentúa en las condiciones (b) y (d), concordando con las densificaciones medidas, y presentando también, una buena distribución de los carburos. Es importante notar que en las imágenes se observa una menor porosidad de la que se debería apreciar según los porcentajes de densificación, esto puede suceder ya que la difusión del silicio debido a la dilución del carburo reduce la densidad del Fe al entrar en solución, y considerando que la densidad del silicio ronda los 2.33 g/cm^3 la reducción es notable, esto genera un error en el cálculo de densidad teórica, pues esta sería menor, provocando que la densificación real sea mayor de la que se reporta, sin embargo, es difícil cuantificar estas fases nacientes o la cantidad de difusión del silicio.

Figura 5.15 Zonas de porosidades en Imágenes MEB x50 de condiciones FeSiC bimodales (10/40 μ m) en distinta proporción sinterizadas a 1000°C durante 3,5 Horas; (a) Fe55, (b) Fe50; (c) Fe55(70/30); (d) Fe50(70/30)



Mientras que en el acercamiento realizado en la Figura 5.16 se puede notar que no se logra apreciar un borde de disociación como el que fue observado en 4 horas de mantenimiento, por lo que se infiere que estas condiciones se encuentran en el momento anterior a que esto comience a ocurrir, pues también se observa en la Figura 5.17 de imágenes MEB acercadas a las interfaces del carburo y la matriz, que existe una difusión del carbono hacia la matriz y aparecen zonas con concentraciones de carbono, pero no se alcanza a apreciar la formación de estos bordes.

Figura 5.16 Imágenes MEB x500 de condiciones FeSiC bimodales (10/40 μ m) en distinta proporción sinterizadas a 1000°C durante 3,5 Horas; (a) Fe55, (b) Fe50; (c) Fe55(70/30); (d) Fe50(70/30)

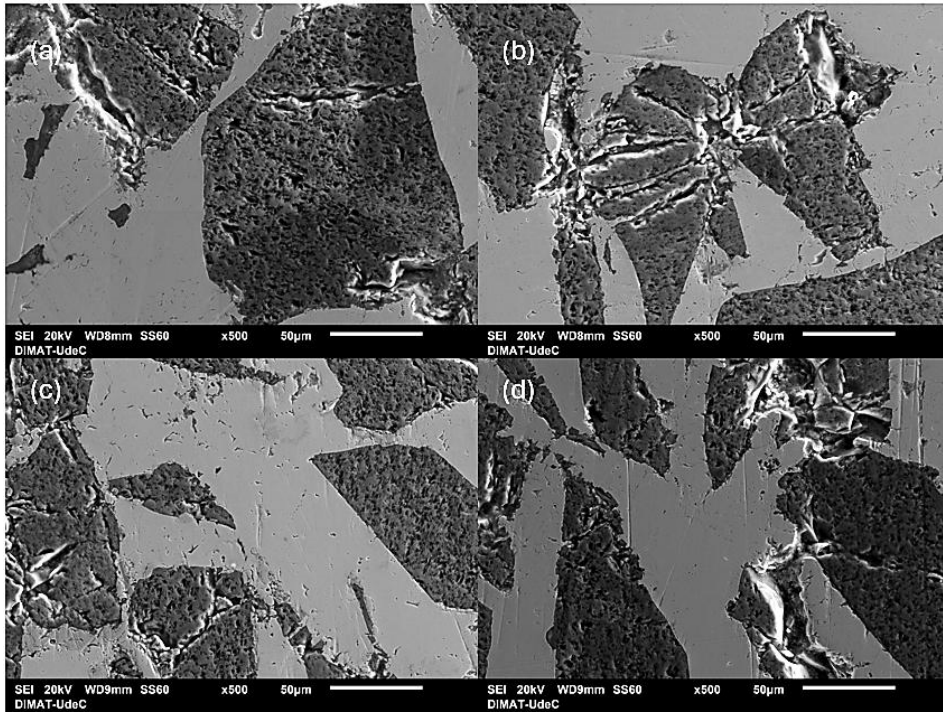
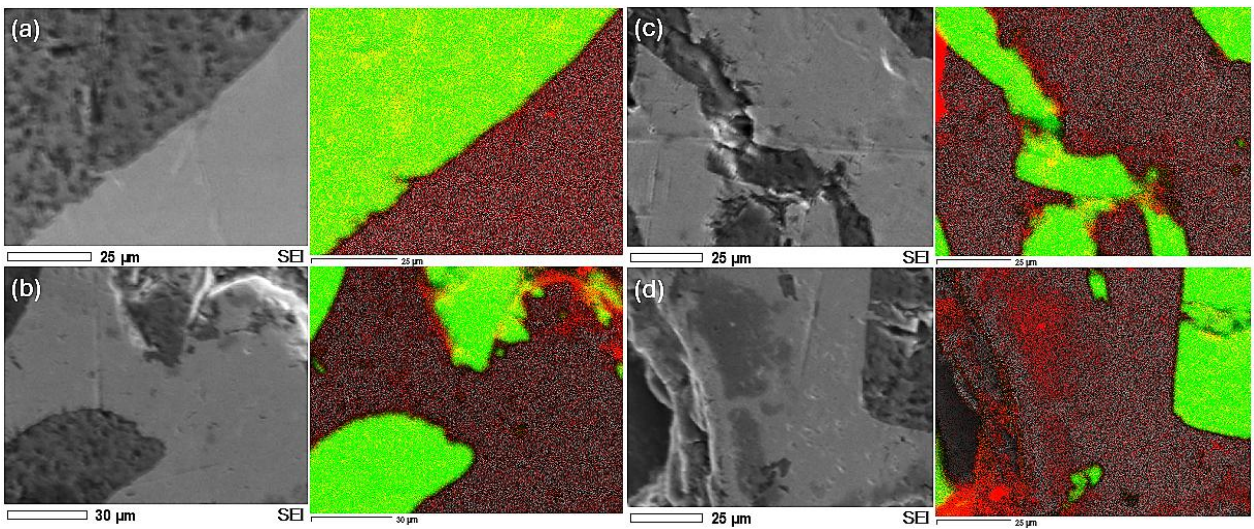


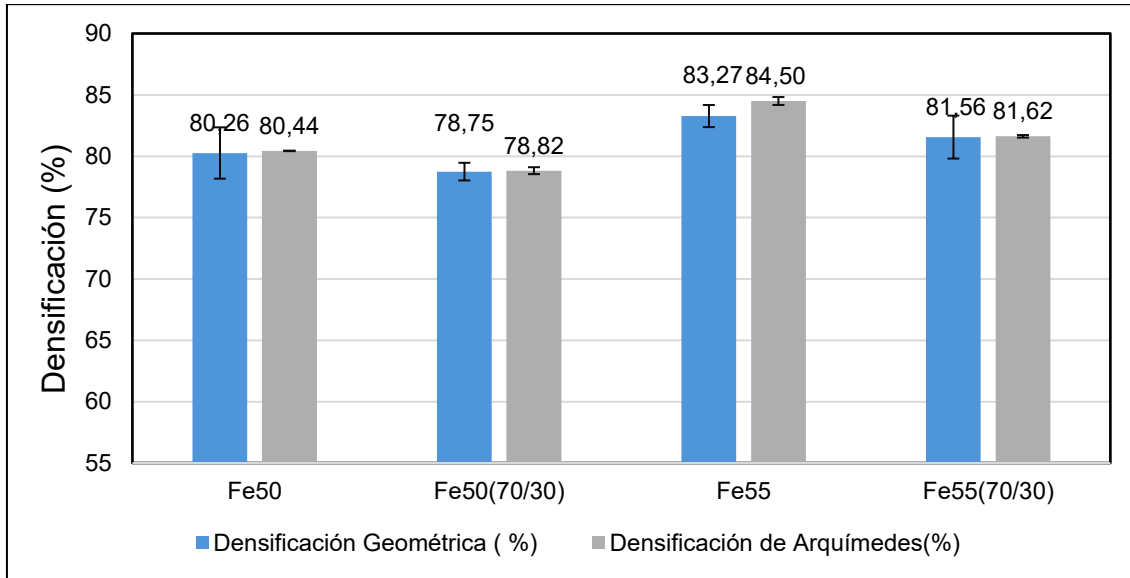
Figura 5.17 Imágenes SEM + RGB mapping; condiciones sinterizadas a 1000°C 3,5hrs; (a) Fe55; (b) Fe50; (c) Fe55(70/30); (d) Fe50(70/30)



5.3 Ensayo de Arquímedes

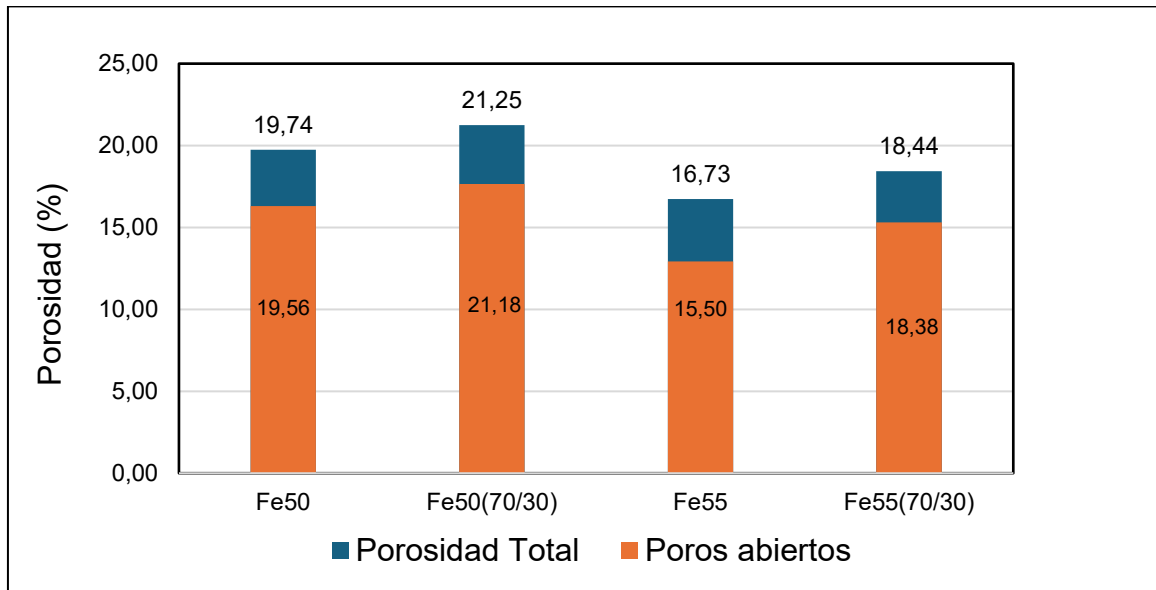
Las densificaciones de las primeras condiciones sinterizadas a 1000°C durante 3,5 horas se pueden observar en la Figura 5.18, junto con sus respectivas densificaciones geométricas. Se puede notar que la variación es mínima y acompañan o confirman sus mediciones geométricas de densificación.

Figura 5.18 Densificaciones obtenidas con ensayo de Arquímedes (Gris) de la primera partida de sinterizaciones a 1000°C durante 3,5 horas, comparadas a sus respectivas densificaciones geométricas.



También, gracias a este ensayo se pudo obtener la información de porosidades presentes en las muestras, información apreciable en la Figura 5.19, revelando una clara predominancia de porosidades abiertas, mientras que las porosidades cerradas, que se asume como la diferencia de las porosidades totales y las abiertas, son muy escasas, en la mayoría de los casos ni siquiera superando el 1%. Esto debido a que la densificación no es suficiente para que ocurra la transición de porosidades abiertas a cerradas en gran medida, la cual generalmente ocurre aproximadamente al 92% de densificación, lo que puede variar según el material [68, 69], además este mecanismo se ve favorecido por la sinterización en fase líquida, ya que mecanismos como la capilaridad facilitan este proceso, ayudando también a una contracción del compacto [70]. Por otra parte, la aparición de fases menos densas afecta el cálculo de densidad respecto a la densidad teórica, pues como se mencionó anteriormente, afecta el cálculo al no contemplar la densidad de estas fases, lo que deriva en un pequeño error, esto podría significar una parte de la diferencia entre densificación con ensayo de Arquímedes y densificación geométrica, que se traduce en poros cerrados.

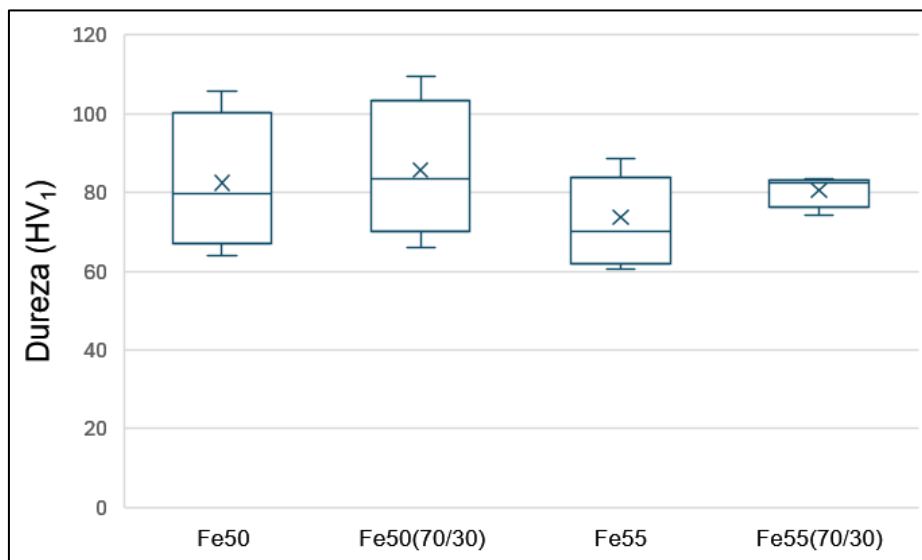
Figura 5.19 Porcentajes de porosidad total y de poros abiertos obtenidos con el ensayo de Arquímedes



5.4 Microdureza y Dureza

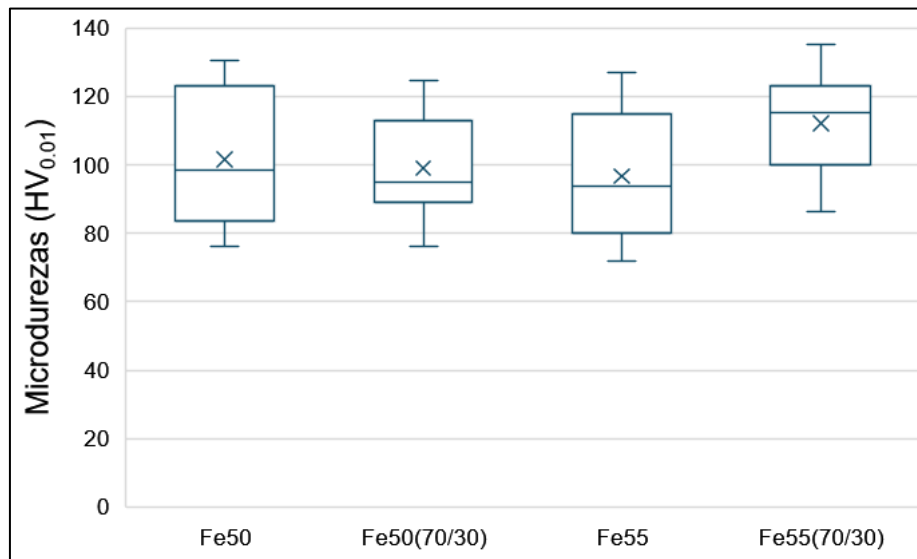
Las mediciones de dureza HV_1 para las condiciones sinterizadas durante 3,5 horas de mantención se pueden observar en la Figura 5.20, donde se observa que las durezas se mantuvieron similares entre las condiciones, si bien hay variaciones en algunos resultados que muestran una amplia distribución, esto se puede deber a la influencia de las porosidades.

Figura 5.20 Mediciones de dureza HV_1 a condiciones sinterizadas a $1000^{\circ}C$ durante 3,5 horas de mantención.



Para la microdureza ocurre algo similar, como se muestra en la Figura 5.21 los valores entre las condiciones son similares, la influencia de porosidades también afecta la medición pues cabe la posibilidad de encontrar poros bajo la superficie de indentación o en las cercanías que puedan afectar la medición, sin embargo, para microdureza también influye la disociación de las fases al interior de la matriz, en este caso del carbono según lo observado en las imágenes de MEB, pues el silicio casi no se encuentra disociado dentro de la matriz.

Figura 5.21 Gráfico de mediciones de Microdureza $HV_{0.01}$ de condiciones sinterizadas a 1000°C durante 3,5 horas de mantención



Para las condiciones de mantención de 4 horas en la Figura 5.22 se observan durezas levemente elevadas respecto a las otras, con algunas mediciones aisladas sobre el promedio, esto puede ser debido a la disociación general en la matriz, sin embargo, los cambios a nivel macro se perciben en menor medida. Por otra parte, en la medición de microdureza observado en la Figura 5.23 se puede notar esto con mayor claridad, con resultados de mayor magnitud en la microdureza, aunque percibiéndose también, resultados elevados aislados. El incremento en la microdureza se debe a la disociación adicional de carbono en la matriz como se observó en el análisis microestructural, habiendo zonas con mayor y menor disociación, lo que explica la aparición de los resultados aislados de mayor magnitud.

Figura 5.22 Mediciones de Dureza HV_1 para condiciones sinterizadas a 1000°C con 4 horas de mantención.

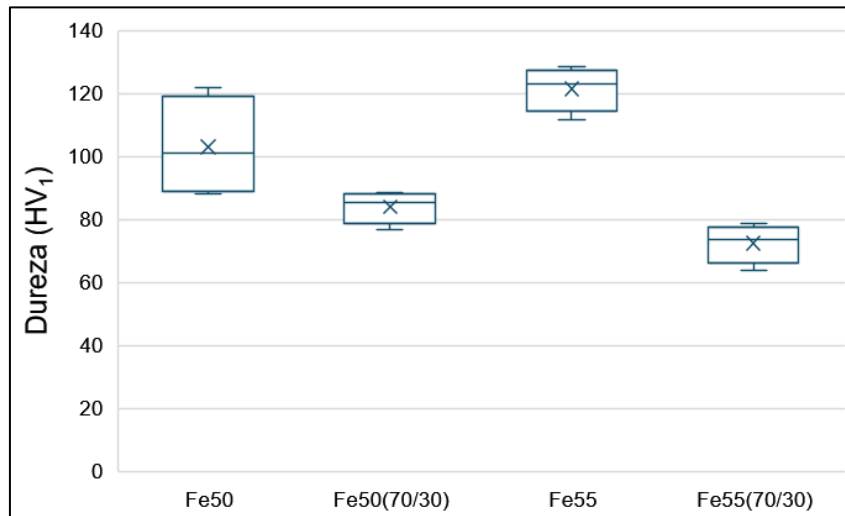
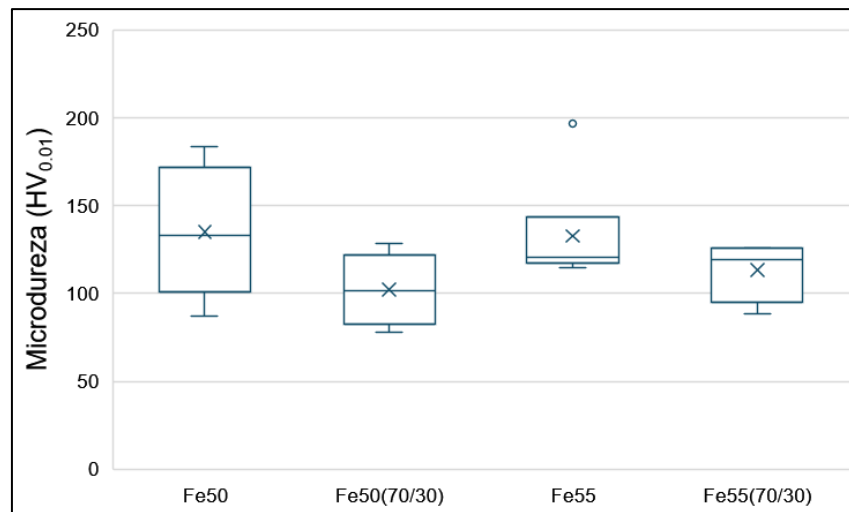
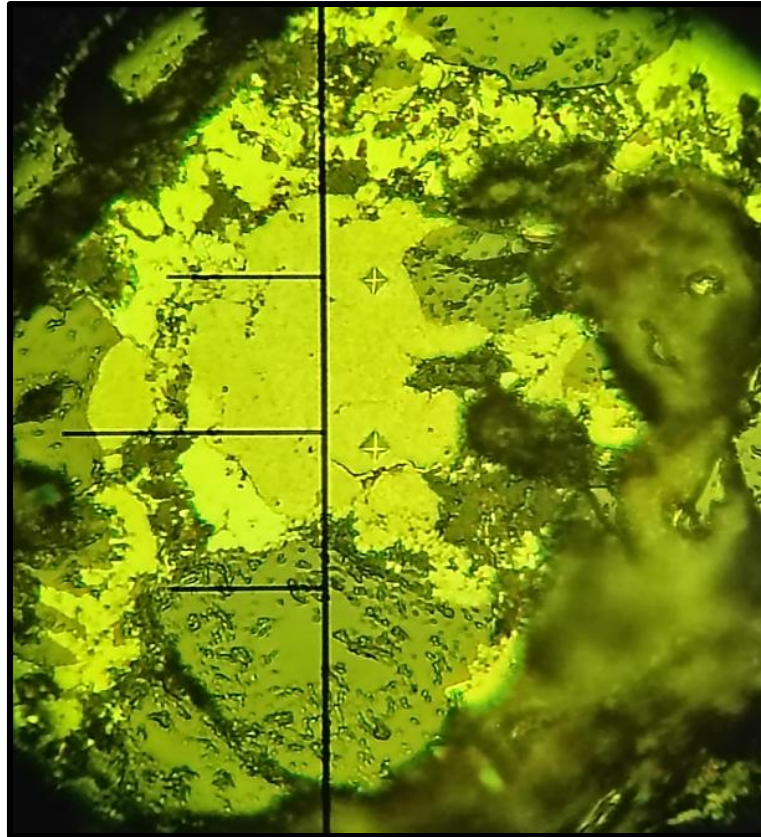


Figura 5.23 Gráfico de mediciones de Microdureza $HV_{0.01}$ de condiciones sinterizadas a 1000°C durante 4 horas de mantención.



Cabe destacar que se realizó mediciones de microdureza a las zonas de disociación de silicio como se muestra en la Figura 5.24, entregando resultados de dureza $HV_{0.01}$ entre 350 y 400, lo que coincide con la literatura para las fases de siliciuros [71, 72], este crecimiento localizado de este tipo de fase puede haber sido promovido por la acumulación localizada de partículas de menor tamaño, ya que se trata de la condición Fe50(70/30), de la cual el 70% de las partículas de Fe corresponden a partículas de $10\mu\text{m}$, estas partículas de menor tamaño promueven la disociación del silicio desde el carburo [28], por lo tanto, una segregación de estas partículas de menor tamaño puede provocar la aparición localizada de esta fase.

Figura 5.24 Imagen x50 óptica de microdurómetro de indentaciones $HV_{0,01}$ en fase de disociación de silicio para muestra Fe50(70/30) sinterizada durante 4 horas.

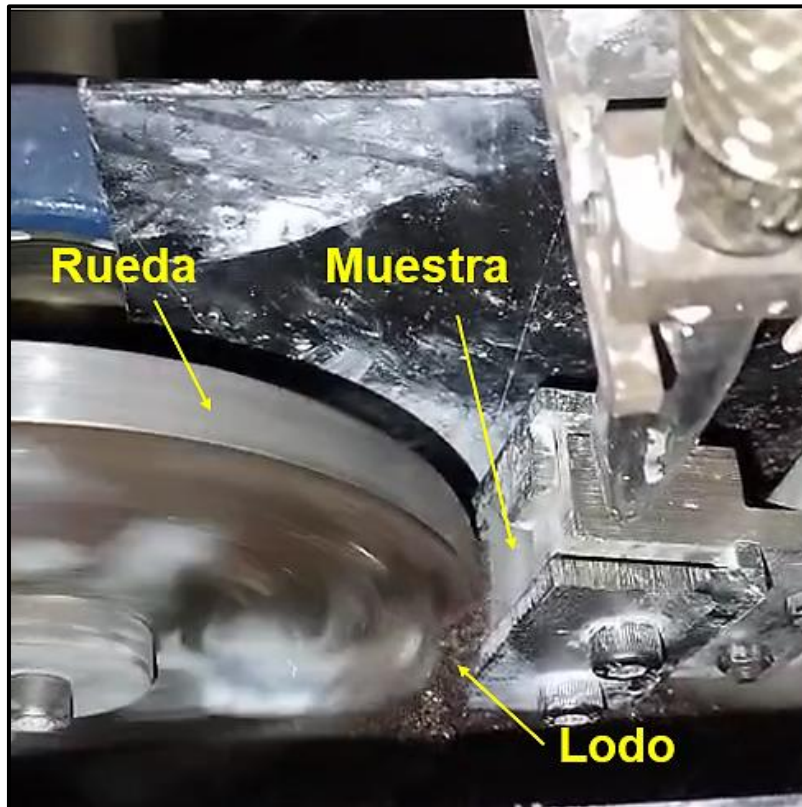


5.5 Ensayo de desgaste ASTM B611

Este ensayo se desarrolló siguiendo la norma y utilizando los parámetros mencionados en la sección 2.7 como se puede observar la posición de la muestra en la imagen de la Figura 5.25, donde la muestra queda presionada contra la rueda de acero y el lodo se vierte entre ambos gracias a las aletas laterales de la rueda para ser triturado durante el ensayo.

El ensayo se hizo únicamente para las condiciones Fe55 bimodal (10/44) y Fe50 bimodal (10/44) sinterizadas a 1000°C durante 3.5 horas, muestras que fueron seleccionadas al mostrar mayor densificación y calidad de microestructura. Sin embargo, las muestras no soportaron el ensayo perdiendo la totalidad de su geometría, resultando ambas en condiciones no medibles, por lo que se decide no continuar con el ensayo para el resto de las condiciones.

Figura 5.25 Posición de la probeta respecto a los componentes del ensayo.



Fuente: Elaborada por el autor.

Las bajas durezas observadas debido a la poca disociación del carbono de estas condiciones es una probable razón, el carburo tampoco logra una buena disociación del silicio para asegurar una interfaz sólida entre el carburo y la matriz. Por ello, para ensayos de alta tensión como lo es el ensayo realizado, es esperable que suceda, sobre todo para materiales con rango de densificación bajo el 90%, pues es un ensayo diseñado para herramientas de alto impacto destinadas a la trituración, aplastamiento y conminución de mineral y roca [73].

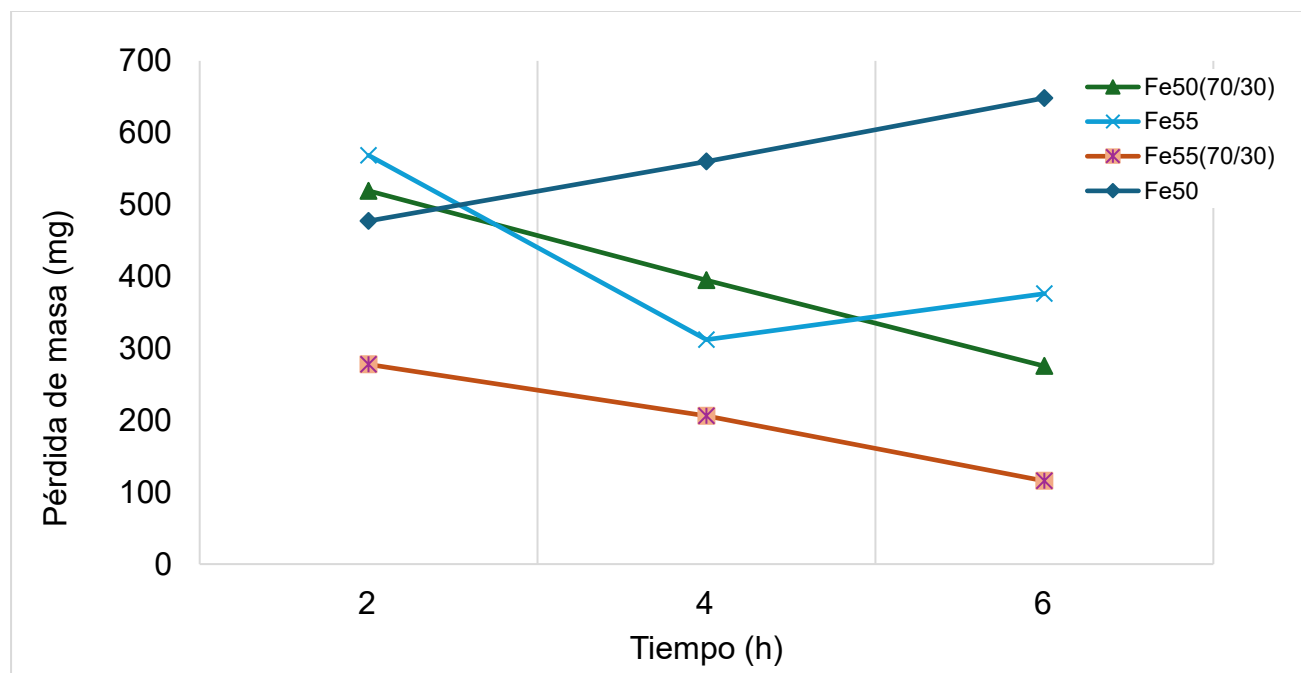
5.6 Ensayo ASTM G-75 (Miller Test)

El Ensayo de desgaste fue realizado para las condiciones sinterizadas con un tiempo de mantención de 3,5 horas, ya que fueron las muestras que entregaron los mayores valores respecto a su porcentaje de densificación. Este ensayo se rige bajo la norma ASTM G75(2021) y se tomaron las precauciones para estuviera dentro de los márgenes de esta. Sin embargo, la dimensión de la probeta para el ensayo se vio limitada por el tamaño de la matriz metálica utilizada, lo que redujo el área

efectiva de desgaste del ensayo a $83.35 \pm 0,1 \text{ mm}^2$, mientras que el ensayo esta normado para un área de $322,85 \pm 0,1 \text{ mm}^2$. Por este motivo, se utilizó un coeficiente de proporcionalidad para calcular la cantidad de desgaste correspondiente a las dimensiones de la norma a partir del desgaste obtenido con las dimensiones del ensayo. No obstante, este factor de conversión solo se aplica para la cantidad de desgaste en el área ensayada y no toma en cuenta que la fuerza aplicada (22.24N) se mantuvo constante para un área reducida, reflejando una presión efectiva para este ensayo 4,032 veces mayor, aumentando notoriamente la agresividad del ensayo e influenciando en los resultados.

Las muestras se sometieron al ensayo de desgaste en pulpa abrasiva de alúmina (Al_2O_3) con una carga de 5lb (22.4N), los resultados se registraron cada 2h del ensayo, registrando masa, temperatura y pH, hasta completar un total de 6h del ensayo. Los datos obtenidos de las mediciones realizadas durante el ensayo para cada condición están detallados en el Anexo 2, estos datos fueron utilizados para realizar un ajuste alométrico a partir de la curva de pérdida de masa acumulativa de cada muestra, observable en el Anexo 1. Luego, gracias a este ajuste realizado se pueden obtener los coeficientes necesarios para calcular el número de Miller (NM) y con éste se calcula el número SAR, tal como se explica en la sección 4.11.

Figura 5.26 Variación de masa en el tiempo de duración del ensayo para cada condición de estudio.



Los resultados de variación o pérdida de masa se pueden apreciar en la Figura 5.26, mostrando que en condiciones como en Fe50(70/30) y Fe55(70/30) la pérdida de masa se fue reduciendo a lo

largo del ensayo, mostrando una relación entre la cantidad de partículas de hierro de menor tamaño ($10\mu\text{m}$) en el desempeño durante el ensayo de las muestras, la condición Fe55 tuvo un leve aumento hacia el final del ensayo mientras que la pérdida de masa para Fe50 fue mayor a medida que avanzaba el ensayo.

La muestra que mejor respondió al ensayo con diferencia fue la condición Fe55(70/30) correspondiendo a una muestra de contenido de 55% Fe y 45%SiC, con mezcla bimodal de polvos de hierro en proporción 70% para partículas de $10\mu\text{m}$ y 30% para $44\mu\text{m}$, esto se puede reafirmar también con los resultados mostrados en la Tabla 3.

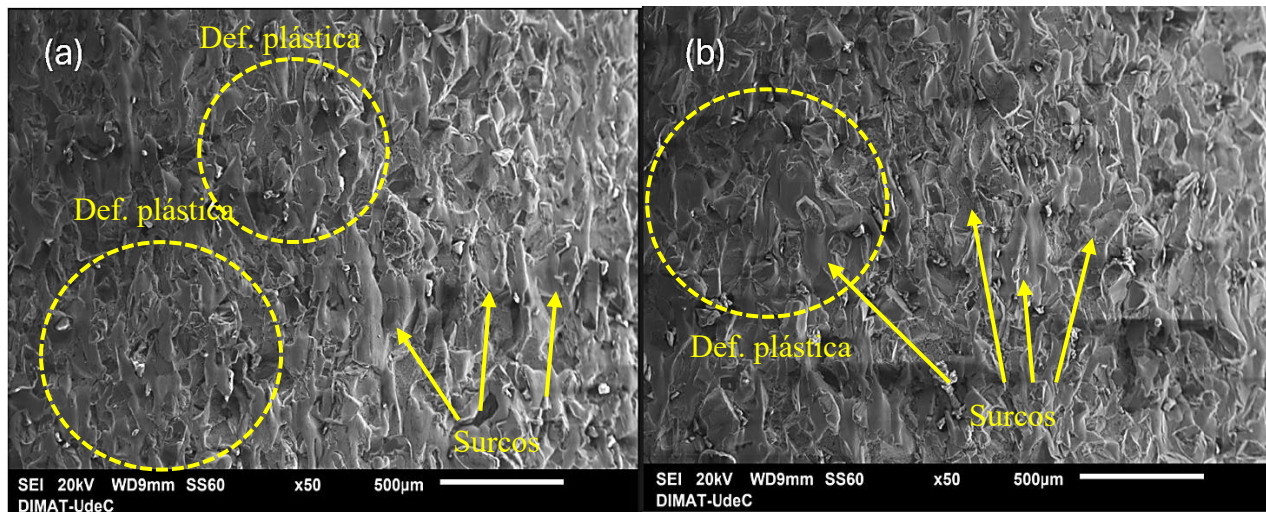
Tabla 3 Resultados obtenidos en el ensayo de desgaste g75 re-escalados para el área normada.

Condiciones	Densidad GR(g/cm3)	Tasa de pérdida de masa mg/h	NM	SAR	perdida de volumen mm³	Pérdida de masa total mg
Fe50	3,66	271,48	4935,45	10221,68	460,59	1685,74
Fe50(70/30)	3,59	184,65	3356,94	7086,36	315,50	315,50
Fe55	3,96	200,92	3652,64	6983,13	316,89	316,89
Fe55(70/30)	3,88	85,64	1556,98	3039,28	154,05	154,05

La cantidad de partículas de menor tamaño presente pudo haber influenciado en la facilidad de surcado de las partículas abrasivas en la matriz, ya que al haber mayor cantidad de partículas en una misma área de sinterizado formando a su vez una mayor cantidad de límites de grano, dificulta el avance de estas partículas abrasivas. También puede haber afectado la consolidación de la interfase entre el carburo y la matriz, ya que las partículas de menor tamaño añaden mayor cantidad de puntos de contacto facilitando la difusión de elementos del carburo[28], de esta forma se podría reducir el desprendimiento de los carburos.

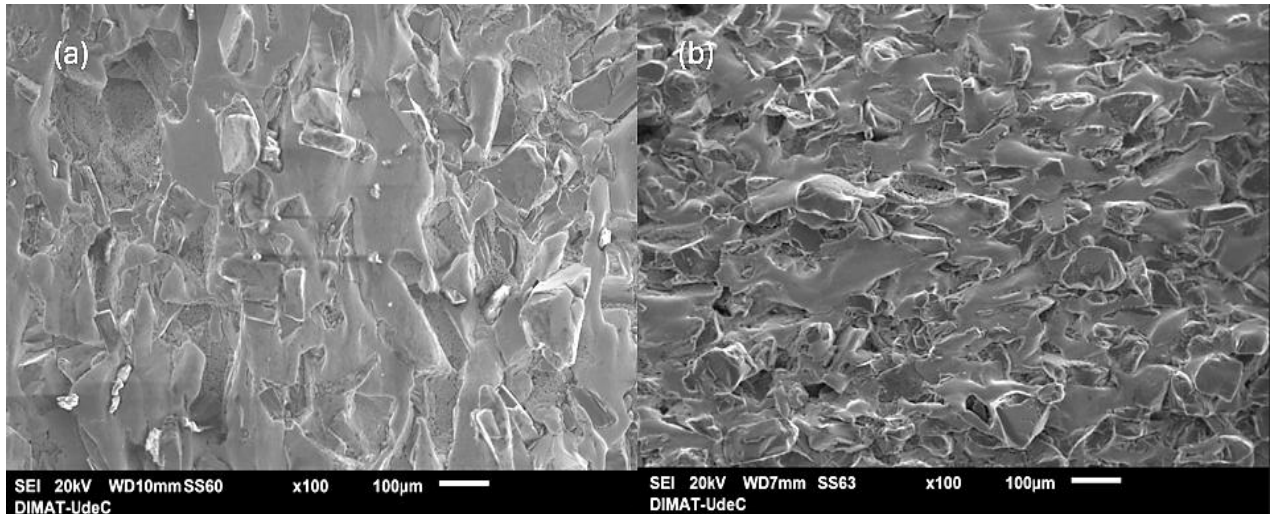
En la Figura 5.27 se observan imágenes SEM de las superficies de desgaste para las condiciones de Fe50 y Fe55, donde se puede notar en (a) gran cantidad de deformación plástica y surcos, pareciendo los mecanismos predominantes de desgaste, mientras que en (b) sucede algo similar, con un notorio surcamiento de la matriz, lo que debilita la integridad de la pieza.

Figura 5.27; Imágenes SEM de superficie de desgaste de las condiciones; (a) Fe50 (b) Fe50(70/30)



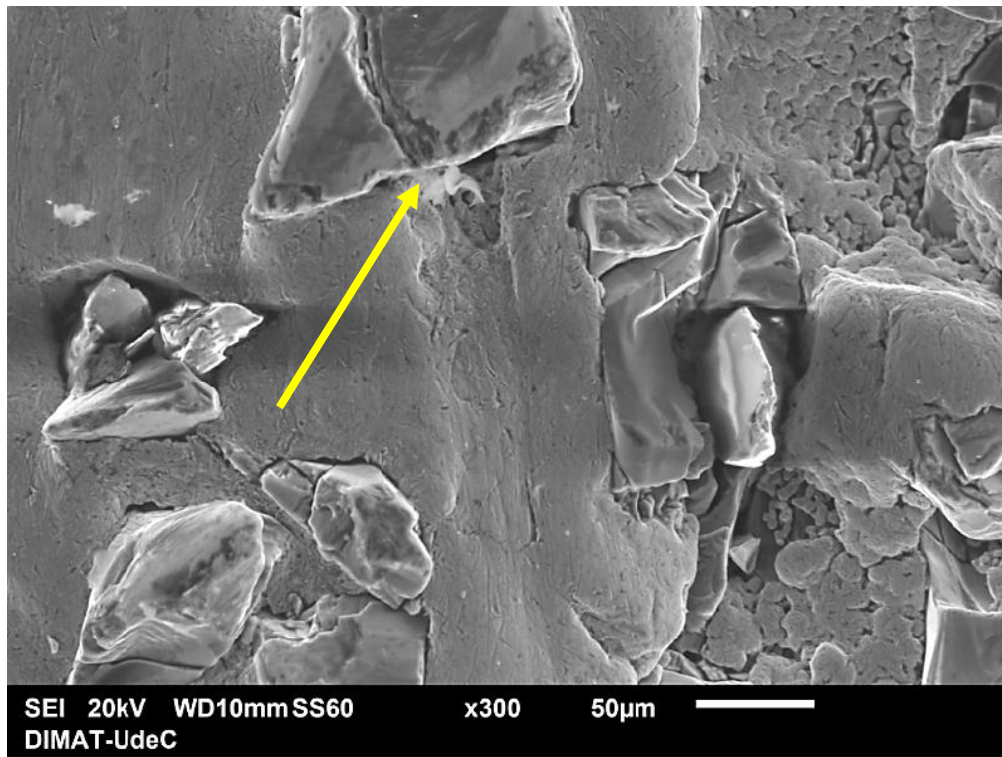
En la Figura 5.28, se observa en (a) que existe menos deformación plástica, se observan surcos, pero en menor medida y se ve un desgaste más parejo que las condiciones anteriores, en cambio se ve la predominancia del desprendimiento de carburos. En (b), por otra parte, la huella de desgaste es pareja, manteniendo una mayor integridad de la matriz, aunque se observa nuevamente el efecto del desprendimiento de carburos, esto puede ser porque las condiciones de 3,5 horas de mantención a 1000°C tienen menos disociación de los carburos, como se observó en el análisis estructural de la sección 5.2, lo que puede causar que la fijación de los carburos a la matriz sea menor. También en (b) se puede notar que el desgaste sucede entre los carburos, los cuales sobresalen debido al desgaste de la fase metálica, indicando que esta última no sea suficiente para bloquear el paso de las partículas abrasivas, aunque, esto puede estar influenciado por el tamaño de las partículas abrasivas escogidas para el ensayo (37µm o 400 mesh) las cuales son bastante finas, considerando que el tamaño del carburo de silicio utilizado es de 100µm, por lo que este tipo de mecanismo de desgaste es exclusivo de este sistema, y podría presentar un comportamiento distinto en otros.

Figura 5.28 Imágenes SEM de superficies de desgaste de las condiciones: (a) Fe55 (b) Fe55(70/30)



En la Figura 5.29, se puede observar la huella dejada por una partícula abrasiva que es detenida por un carburo, en el cual se observa un agrietamiento que puede haber ido causado por el impacto, esto revela que podría ser una de las causas del desprendimiento de carburos la colisión lateral de partículas abrasivas que avancen a través de surcos en la matriz metálica.

Figura 5.29 Superficie de desgaste condición Fe55



6. Conclusiones

En este trabajo se abordó el estudio de la densificación del sistema cermet Fe-SiC mediante la técnica de sinterización convencional (Press and Sinter). Para esto se modificaron variables críticas como la temperatura de sinterización, la presión de compactación, el tamaño de partícula de los polvos, y la concentración de cada componente. Utilizando un diseño experimental secuencial fue posible establecer la relación entre estos parámetros con las propiedades del material y su microestructura.

Los resultados evidencian que se logró con éxito aumentar la densificación del sistema a través de la modificación de los principales parámetros, superando el objetivo del 80% que no se había logrado por otros autores, lo cual marca un precedente en sinterizaciones convencionales sin fase líquida para componentes con alta fase cerámica, además se logra modificar con éxito la microestructura para obtener propiedades útiles en desempeño tribológico, confirmando de esta manera la hipótesis del estudio. Finalmente, con estos resultados obtenidos, las conclusiones principales del estudio son las siguientes:

- El uso de mezclas de polvos bimodales de Fe de menor tamaño al de SiC, y entre ellos respectivamente facilita la compactación en verde del sistema a través del llenado de cavidades y mejora la continuidad de la fase metálica.
- Las fases nacientes debido a la disolución del carburo y a la difusión del Si reducen la densidad relativa del sistema, provocando la aparición de fases menos densas y afectando los alrededores de los carburos.
- Una temperatura de 1000°C es adecuada para alcanzar mayores niveles de densificación y controlar adecuadamente la microestructura.
- La utilización de una proporción de mayor cantidad de polvos de menor tamaño de Fe ayuda a obtener propiedades útiles para resistir el desgaste abrasivo por pulpa.
- Utilizar una presión de 700Ma promueve la densificación del compacto en verde del sistema, logrando obtener densificaciones mayores en el sinterizado como consecuencia.
- La disociación de carbono y silicio hacia la matriz afecta de manera directamente proporcional a la dureza resultante en la superficie del material.

- Se logra evaluar el comportamiento tribológico del material, encontrando que las muestras con mayor densificación presentan menor pérdida de masa y en consecuencia de volumen, relacionando la densificación y la resistencia al desgaste abrasivo.

Por último, para futuras investigaciones en línea con este trabajo se sugiere lo siguiente:

1. Evaluar el desempeño tribológico con grados mayores de disociación del carburo y la formación del borde de disociación.
2. Mejorar la compactación en verde a través de técnicas como previa aleación mecánica de polvos y la utilización de aglutinante, con un posterior secado y molienda, siendo este último para evitar la expulsión violenta durante su evaporación y eliminar la humedad previamente reduciendo la cantidad de gases expulsados.
3. Adición de manganeso al sistema para estabilizar una fase austenítica, dificultando la formación de nódulos de grafito y poder aumentar el tiempo de mantención de la pieza en el sinterizado sin comprometer densificación y propiedades mecánicas.
4. Sinterizar el sistema en fase líquida añadiendo elementos como el cromo, el cuál reduce el ángulo de contacto entre el Fe-SiC [74], para mejorar la mojabilidad del sistema.

7. Referencias

- [1] Holmberg K, Erdemir A. Influence of tribology on global energy consumption, costs and emissions. *Friction* 2017; 5: 263–284.
- [2] Swain B, Bhuyan S, Behera R, et al. Wear: A Serious Problem in Industry. *Tribology in Materials and Manufacturing - Wear, Friction and Lubrication*. Epub ahead of print 16 December 2020. DOI: 10.5772/INTECHOPEN.94211.
- [3] Distritos productivos para el desarrollo de la minería chilena - SONAMI :: Sociedad Nacional de Minería - Chile, <https://www.sonami.cl/v2/publicaciones/distritos-productivos-desarrollo-mineria-chilena/> (2025, accessed 11 October 2025).
- [4] Holmberg K, Kivikytö-Reponen P, Härkisaari P, et al. Global energy consumption due to friction and wear in the mining industry. *Tribol Int* 2017; 115: 116–139.
- [5] Zhu L, Sun J, Ning S, et al. Advances in Ti(C, N)-based cermets for metal machining. *Int J Refract Metals Hard Mater* 2025; 132: 107240.
- [6] Liu Y, Liu X, Li Y, et al. The effect of secondary cutting on the chip breaking in turning with (Ti,W)C cermet cutting tools. *J Manuf Process* 2024; 120: 929–939.
- [7] Selvaraj J, Balakrishnan K, Raja K, et al. A comparative review on cold sprayed cermet coatings and their applications in high temperature corrosion, oxidation and wear resistance. *Results in Surfaces and Interfaces* 2025; 20: 100589.
- [8] Peng Y, Miao H, Peng Z. Development of TiCN-based cermets: Mechanical properties and wear mechanism. *Int J Refract Metals Hard Mater* 2013; 39: 78–89.
- [9] Ettmayer P, Lengauer W. Story of Cermets. *Powder Metallurgy International* 1989; 21: 37–38.
- [10] Kieffer R, Ettmayer P, Freudhofmeier M. About Nitrides and Carbonitrides and Nitride-Based Cemented Hard Alloys. *Modern Developments in Powder Metallurgy* 1971; 201–214.
- [11] RUDY E, S W, W E. MODIFIED SPINODAL ALLOYS FOR TOOL AND WEAR APPLICATIONS. *MODIFIED SPINODAL ALLOYS FOR TOOL AND WEAR APPLICATIONS*.

- [12] Topic F, Tsuda K. History of Development of Cemented Carbides and Cermet Keiichi.
- [13] William Clyne T. An introductory overview of metal matrix composites systems, types and developments. *Comprehensive Composite Materials II* 2017; 1–21.
- [14] Critical raw materials - Internal Market, Industry, Entrepreneurship and SMEs, https://single-market-economy.ec.europa.eu/sectors/raw-materials/areas-specific-interest/critical-raw-materials_en?prefLang=et (accessed 8 October 2025).
- [15] Chemical substances (REACH) - Internal Market, Industry, Entrepreneurship and SMEs, https://single-market-economy.ec.europa.eu/single-market/goods/european-standards/harmonised-standards/chemical-substances-reach_en (accessed 8 October 2025).
- [16] Kübarsepp J, Juhani K, Tarraste M. Abrasion and Erosion Resistance of Cermets: A Review. *Materials* 2022, Vol 15, Page 69 2021; 15: 69.
- [17] Department of health and human services. National Toxicology Program, <https://ntp.niehs.nih.gov/?objectid=03C9AF75%E2%80%90E1BF%E2%80%90FF40%E2%80%90DBA9EC0928DF8B15> (accessed 8 October 2025).
- [18] Frey PA, Reed GH. The ubiquity of iron. *ACS Chem Biol* 2012; 7: 1477–1481.
- [19] Enghag, Per. Encyclopedia of the Elements: Technical Data - History - Processing - Applications. *eetd* 2004; 1309.
- [20] Kübarsepp J, Juhani K. Cermets with Fe-alloy binder: A review. *Int J Refract Metals Hard Mater* 2020; 92: 105290.
- [21] Feng E, Gao D, Wang Y, et al. Sustainable recovery of titanium from secondary resources: A review. *J Environ Manage* 2023; 339: 117818.
- [22] Sahani P. Fabrication of SiC-B₄C–Si and SiC-B₄C–Al Cermets by Powder Metallurgy Route.
- [23] Zhang W. Tribology of SiC ceramics under lubrication: Features, developments, and perspectives. *Curr Opin Solid State Mater Sci* 2022; 26: 101000.
- [24] Cornejo J, Ordoñez S, Iturriza I. Evolución microestructural de composites SiC/aleaciones CuSi obtenidos a través de infiltración reactiva. *Revista de Metalurgia* 2010; 46: 240–248.

- [25] Shaikh MBN, Aziz T, Arif S, et al. Effect of sintering techniques on microstructural, mechanical and tribological properties of Al-SiC composites. *Surfaces and Interfaces* 2020; 20: 100598.
- [26] Wang D, Huang J, Tan C, et al. Mechanical and corrosion properties of additively manufactured SiC-reinforced stainless steel. *Materials Science and Engineering: A* 2022; 841: 143018.
- [27] Wu CL, Zhang S, Zhang CH, et al. Effects of SiC content on phase evolution and corrosion behavior of SiC-reinforced 316L stainless steel matrix composites by laser melting deposition. *Opt Laser Technol* 2019; 115: 134–139.
- [28] Pelleg J. Reactions in the matrix and interface of the Fe–SiC metal matrix composite system. *Materials Science and Engineering: A* 1999; 269: 225–241.
- [29] Araya N, Neves GO, Ramos Filho AI, et al. Study of silicon carbide dissociation into Fe and Fe C matrixes produced by die pressing and sintering. *Mater Chem Phys* 2020; 253: 123442.
- [30] Binder C, Bendo T, Pereira R V., et al. Influence of the SiC content and sintering temperature on the microstructure, mechanical properties and friction behaviour of sintered self-lubricating composites. *Powder Metallurgy* 2016; 59: 384–393.
- [31] Gao Q, Sun D, Jiang X, et al. Microstructure, interfacial characteristics, and wear performances of Cu–Fe–SiC cermet composites. *Int J Appl Ceram Technol* 2023; 20: 2401–2411.
- [32] Klein AN, Furlan KP, Schroeder RM, et al. Thermodynamic aspects during the processing of sintered materials. *Powder Technol* 2015; 271: 193–203.
- [33] Lang XY, Zhang GH. Microstructure and mechanical properties of Mo₂FeB₂-316SS cermets prepared by vacuum sintering. *J Alloys Compd* 2025; 1027: 180626.
- [34] Basit A, Ali S, Umer MA, et al. Processing route effects on NbC-Fe-Ni cermets: Improving mechanical properties via mechanical alloying. *Int J Refract Metals Hard Mater* 2025; 133: 107372.
- [35] Zhao H, He X, Zheng Y, et al. Microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of Mo₂FeB₂-based cermets with different contents of Cr and Ni in chloride-ion-rich environment. *Int J Refract Metals Hard Mater* 2025; 133: 107411.

- [36] Contreras J. *Desarrollo de Cermet SiC-Fe antidesgaste mediante sinterización convencional.*, <https://repositorio.udec.cl/handle/11594/7796> (2024, accessed 17 October 2025).
- [37] Zhou HJ, Huang MC, Yang H, et al. Densification kinetics and sintering behaviour of a Ti(C_{0.7}N_{0.3})-WC-Mo₂C-NbC-(Co,Ni) compact. *J Alloys Compd* 2020; 843: 156072.
- [38] Lei Y, Wu R, Yang B, et al. Factors Affecting the Compaction and Densification Behavior of Ti(C, N)-Based Cermet Powders. *Int J Appl Ceram Technol* 2016; 13: 23–32.
- [39] Zhou W, Zheng Y, Zhao Y, et al. Densification behavior, microstructure evolution and mechanical properties of Ti(C, N)-based cermets fabricated by in situ carbothermal reduction of WO₃ and subsequent liquid sintering. *Int J Refract Metals Hard Mater* 2018; 74: 70–77.
- [40] Ozer A, Tür YK. Sintering behaviour and mechanical properties of Cr₃C 2-NiCr cermets. *Bulletin of Materials Science* 2013; 36: 907–911.
- [41] Evarts JS, Chong S, Oshiro JM, et al. Ceramic–Metal (Cermet) Composites: A Review of Key Properties and Synthesis Methods Focused on Nuclear Waste Immobilization. *Ind Eng Chem Res* 2024; 63: 6003–6023.
- [42] Muñoz-Ortuño L, Soria-Biurrun T, Navarrete-Cuadrado J, et al. Effect of powder characteristics on the sintering behavior of TiC-Fe-Cr-Mo cermets: Fe carbonyl and Cr₃C₂ mixtures vs. 17-4PH powders. *Int J Refract Metals Hard Mater* 2025; 130: 107174.
- [43] Basit A, Ali S, Umer MA, et al. Processing route effects on NbC-Fe-Ni cermets: Improving mechanical properties via mechanical alloying. *Int J Refract Metals Hard Mater* 2025; 133: 107372.
- [44] Zhou SJ, Ouyang JH, Yu YB, et al. Enhanced densification of ultrafine Ti(C, N)-based cermets based on grain-growth induced liquid-phase pore filling mechanism. *J Alloys Compd* 2024; 986: 174141.
- [45] Wu N, Xue F, He J, et al. Effects of sintering temperature on the microstructure evolution and mechanical properties of TiB₂-20 wt% CoNi cermets. *J Alloys Compd* 2024; 988: 174259.
- [46] Nogi K, Ogino K. Wettability of Sic by Liquid Pure Metals. *Transactions of the Japan Institute of Metals* 1988; 29: 742–747.

- [47] Kalogeropoulou S, Baud L, Eustathopoulos N. Relationship between wettability and reactivity in Fe/SiC system. *Acta Metallurgica et Materialia* 1995; 43: 907–912.
- [48] Li J, Zong BY, Wang YM, et al. Experiment and modeling of mechanical properties on iron matrix composites reinforced by different types of ceramic particles. *Materials Science and Engineering: A* 2010; 527: 7545–7551.
- [49] Kang S. Cermets. *Comprehensive Hard Materials* 2014; 1: 139–181.
- [50] Darvell BW. Steel and Cermet. *Materials Science for Dentistry* 2009; 471–484.
- [51] Mari D. Cermets and Hardmetals. *Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys* 2016; 420–424.
- [52] Jose SA, John M, Menezes PL. Cermet Systems: Synthesis, Properties, and Applications. *Ceramics* 2022, Vol 5, Pages 210-236 2022; 5: 210–236.
- [53] Tian S, Wang Y, Ou C, et al. Microstructure and properties of (TiTaNbZrMo)C high-entropy carbide ceramic-based cermets with different binder phases. *Ceram Int*. Epub ahead of print 15 October 2025. DOI: 10.1016/J.CERAMINT.2025.10.166.
- [54] Angelo PC., Subramanian R., Ravisankar B. Powder metallurgy : science, technology and applications. 2024; 323.
- [55] Zhang J, Tuohey J, Amini N, et al. 3D printing of customised particles for powder rheology, mixing and segregation study. *Powder Technol* 2023; 425: 118576.
- [56] Andrés C, Aguilera R. *Compactación y Sinterización de Polvos Obtenidos por Aleación Mecánica de Cu-1,2%pAl, Cu-2,3%pTi y Cu-2,7%pV*. Universidad de Chile, <https://repositorio.uchile.cl/handle/2250/104868> (2008, accessed 10 October 2025).
- [57] Wallner S. Powder Production Technologies. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 2019 164:3 2019; 164: 108–111.
- [58] R.M. German. *Powder Metallurgy Science*. Second ed. Metal Powder Industries Federation, 1994.
- [59] Gómez AP. Desarrollo de esponjas con memoria de forma por métodos de pulvimetalurgia, <https://core.ac.uk/reader/541134838> (2022, accessed 10 October 2025).

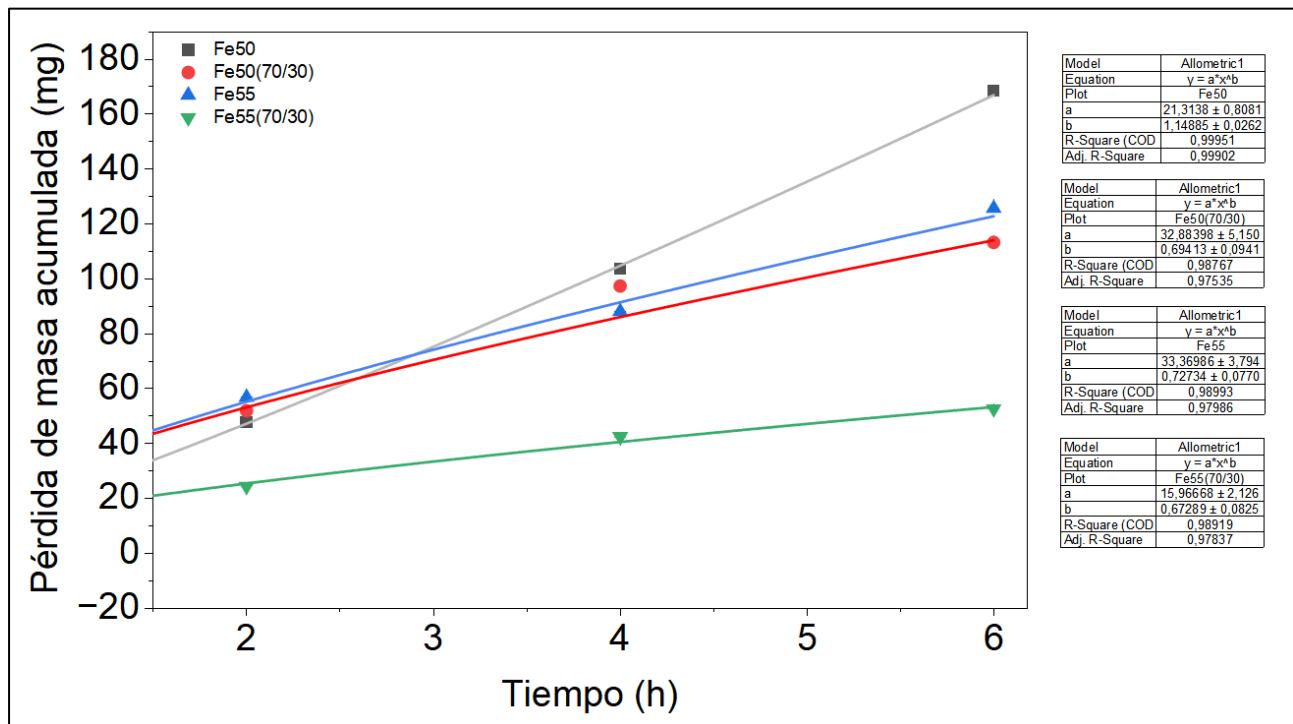
- [60] Soto Yancan BM. Optimización del proceso de sinterización de molibdeno con fase líquida de cobre, <https://repositorio.uchile.cl/handle/2250/117091> (2014, accessed 20 October 2025).
- [61] Chen L, Song C, Yao D, et al. Vacuum sintering-induced oxygen vacancies and their role in the densification of TiO₂ ceramics: Experiment and simulation. *Journal of The American Ceramic Society*; 108. Epub ahead of print 1 September 2025. DOI: 10.1111/JACE.20628.
- [62] Florea VA, Toderaş M, Danciu C. The Influence of Roughness of Surfaces on Wear Mechanisms in Metal–Rock Interactions. *Coatings 2025, Vol 15, Page 150 2025*; 15: 150.
- [63] Pintaude G, Pintaude G. Characteristics of Abrasive Particles and Their Implications on Wear. *New Tribological Ways*. Epub ahead of print 26 April 2011. DOI: 10.5772/14618.
- [64] Test Method for Determining the High Stress Abrasion Resistance of Hard Materials. ASTM B611-21, West Conshohocken, PA: ASTM International. Epub ahead of print 26 January 2022. DOI: 10.1520/B0611-21.
- [65] ASTM International. Standard Test Method for Determination of Slurry Abrasivity (Miller number) and Slurry Abrasion Response of Materials (SAR Number). G75-15 (2021), 2021.
- [66] Salinas J. *Análisis de la resistencia a la abrasión de cermets Fe-SiC para aplicaciones mineras*. Universidad de Concepción, 2025.
- [67] Ericsson T, Luukkonen P. Residual Stresses in Green Bodies of Steel Powder after Conventional and High Speed Compaction. *Materials Science Forum* 2002; 404–407: 77–82.
- [68] German RM. Titanium sintering science: A review of atomic events during densification. *Int J Refract Metals Hard Mater* 2020; 89: 105214.
- [69] Spusta T, Svoboda J, Maca K. Study of pore closure during pressure-less sintering of advanced oxide ceramics. *Acta Mater* 2016; 115: 347–353.
- [70] Salem S, Salem A, Salem S, et al. Mechanisms of Momentum Transport in Viscous Flow Sintering. *Sintering Applications*. Epub ahead of print 6 February 2013. DOI: 10.5772/53259.
- [71] Liu Z, Guo T, Jia J, et al. Effect of siliconizing temperature on microstructure and performance of alloy silicide layer on 347H stainless steel surface by melting salt non-electrolysis method. *Surf Coat Technol* 2025; 502: 131937.

- [72] Schneeweiss O, Pizúrová N, Jirásková Y, et al. Fe₃ Si surface coating on SiFe steel. *J Magn Mater* 2000; 215–216: 115–117.
- [73] Sousa N de O, de Sousa ACD, de Souza LL, et al. High-stress abrasion of engineering ceramics and cermets. *Wear* 2025; 570: 205975.
- [74] Alvaredo Olmos P. *Nuevos materiales tipo cermet de matriz Fe: estudio de la composición, microestructura y propiedades*, <https://dialnet.unirioja.es/servlet/tesis?codigo=75920&info=resumen&idioma=SPA> (2012, accessed 8 October 2025).

8. Anexos

Anexo 1

Figura 8.1; Ajuste alométrico realizado mediante OriginLab para la pérdida de masa acumulada obtenida del ensayo de desgaste G75 para cada condición especificada.



Fuente: Elaborado por el autor

Anexo 2

Tabla 4 Mediciones ensayo de desgaste G75 para condición Fe50

Medición	Pulpa	Masa Inicial (mg)	2H (mg)	pH	Temp. (°C)	4H (mg)	pH	Temp (°C)	6H (mg)	pH	Temp (°C)	Área de desgaste (mm ²)
1	Al ₂ O ₃	4,7763	4.653	8.12	19.6	4.5084	8.18	19.6	4.3409	8.14	21.8	78.5663
2	Al ₂ O ₃	4,7761	4.6529	8.11	19.5	4.5085	8.19	19.5	4.3412	8.13	21.9	87.89
3	Al ₂ O ₃	4,7759	4.6529	8.10	19.7	4.5084	8.19	19.7	4.3413	8.16	22	77.0616
Prom		4.7761	4.6529	8.11	19.6	4.5084	8.19	19.6	4.3411	8.14	21.9	81.1727

Tabla 5 Mediciones ensayo de desgaste g75 para condición Fe50(70/30)

Medición	Pulpa	Masa Inicial (g)	2H (g)	pH	Temp. (°C)	4H (g)	pH	Temp (°C)	6H (g)	pH	Temp (°C)	Área de desgaste (mm ²)
1	Al ₂ O ₃	4,9762	4,8353	8.12	19.6	4,7115	8.18	19.6	4,6687	8.14	21.8	83,1670
2	Al ₂ O ₃	4,9761	4,8352	8.11	19.5	4,7118	8.19	19.5	4,6685	8.13	21.9	88,8582
3	Al ₂ O ₃	4,9761	4,8350	8.10	19.7	4,7119	8.19	19.7	4,6684	8.16	22	91,6230
Prom		4,9761	4,8352	8.11	19.6	4,7117	8.19	19.6	4,6685	8.14	21.9	87,8827

Tabla 6 Mediciones ensayo de desgaste g75 para condición Fe55

Medición	Pulpa	Masa Inicial (g)	2H (g)	pH	Temp. (°C)	4H (g)	pH	Temp (°C)	6H (g)	pH	Temp (°C)	Área de desgaste (mm ²)
1	Al ₂ O ₃	4,5516	4,4148	8.12	19.6	4,3398	8.18	19.6	4,2494	8.14	21.8	76,5320
2	Al ₂ O ₃	4,5515	4,4148	8.11	19.5	4,3397	8.19	19.5	4,2493	8.13	21.9	76,744
3	Al ₂ O ₃	4,5511	4,4146	8.10	19.7	4,3396	8.19	19.7	4,2493	8.16	22	77,0616
Prom		4,5514	4,4147	8.11	19.6	4,3397	8.19	19.6	4,2493	8.14	21.9	76,7792

Tabla 7 Mediciones ensayo de desgaste g75 para condición Fe55(70/30)

Medición	Pulpa	Masa Inicial (g)	2H (g)	pH	Temp. (°C)	4H (g)	pH	Temp (°C)	6H (g)	pH	Temp (°C)	Área de desgaste (mm ²)
1	Al ₂ O ₃	3,728	3,6643	8.12	19.6	3,6176	8.18	19.6	3,5915	8.14	21.8	71,3820
2	Al ₂ O ₃	3,728	3,6644	8.11	19.5	3,6175	8.19	19.5	3,5914	8.13	21.9	71,6876
3	Al ₂ O ₃	3,726	3,6643	8.10	19.7	3,6176	8.19	19.7	3,5911	8.16	22	74,2224
Prom		3,7273	3,6643	8.11	19.6	3,6176	8.19	19.6	3,5913	8.14	21.9	72,4307

TITULO
Estudio del proceso de densificación de Cermet SiC-Fe antidesgaste mediante la técnica press and sinter
Nombre Memorista: Diego Eduardo Suazo Venegas

Modalidad		Profesor(es) Patrocinante(s) Dr. Nicolás Araya R.
Concepto		
Calificación		
Fecha	11 de Noviembre, 2025	

	Ingeniero Supervisor
	Institución

Comisión (Nombre y Firma)	
Dr. Ángelo Oñate Dr. Juan Pablo Sanhueza	

RESUMEN

La industria minera nacional, la cual representó un 11,7% del producto interno bruto del país durante año 2024, presenta pérdidas energéticas asociadas al desgaste que alcanzan cerca del 40% de la energía total consumida. Sin embargo, las materias primas comúnmente utilizadas para fabricarlos se encuentran bajo extracción restringida o representan riesgos para la salud.

Por ello, en este trabajo se propone aumentar la densificación de este sistema sobre un 80%, de manera que se pueda reflejar en su microestructura, continuidad de fase y comportamiento antidesgaste. Este mejoramiento de la densificación se logra modificando los parámetros de sinterización, de composición y tamaños de polvos, para luego caracterizar la influencia de los cambios en la microestructura, densificación y su desempeño tribológico.

Los resultados obtenidos mostraron una densificación máxima de 83,4% para una condición sinterizada a 1000°C. Mientras que las caracterizaciones realizadas para las condiciones más favorables en cuanto a densificación permitieron estudiar la difusión de los elementos del SiC y su influencia en la microestructura, la dureza y microdureza. Además, se identificó la condición que tuvo menor pérdida de masa en el estudio tribológico y los tipos de mecanismos de desgaste presentes en estos ensayos.

RVM/ssf.